

УДК 548.512

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В ЗАКАЛЕННОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ Ti–10V–2Fe–3Al ПРИ СТАРЕНИИ

© 2021 г. А. В. Желнина<sup>1, \*</sup>, М. С. Калиенко<sup>1, 2</sup>, Н. В. Щетников<sup>1</sup>, Ф. В. Водолазский<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», ул. Парковая, 1, Верхняя Салда, 624760 Россия

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

\*e-mail: avzhelnina@gmail.com

Поступила в редакцию 12.05.2020 г.

После доработки 13.11.2020 г.

Принята к публикации 14.11.2020 г.

Эволюция структуры, фазового состава и твердости закаленного титанового сплава Ti–10V–2Fe–3Al в процессе старения при температуре 500°C исследована методами растровой электронной микроскопии, рентгенофазового анализа и дюротрии. Методом полнопрофильного РФА впервые проанализированы изменения периодов кристаллической решетки первичной и вторичной  $\alpha$ -фаз при старении сплава. Показано, что ожидаемое перераспределение легирующих элементов между фазами при старении оказывает закономерное влияние на изменение их периодов кристаллической решетки. Установлена кинетика изменения дисперсности вторичной  $\alpha$ -фазы при старении.

**Ключевые слова:** титановый сплав, фазовый состав, диффузия, рентгеновская дифракция

**DOI:** 10.31857/S0002337X21040163

### ВВЕДЕНИЕ

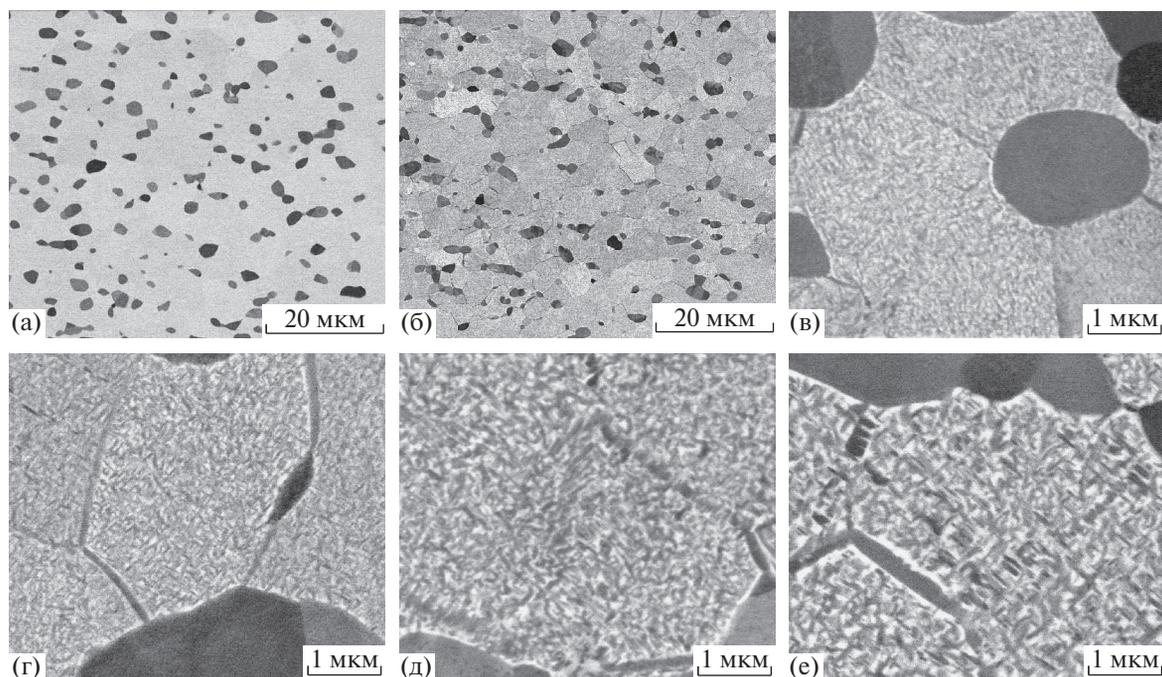
( $\alpha + \beta$ )-Титановые сплавы переходного класса, к которым относится сплав Ti–10V–2Fe–3Al, благодаря комбинации механических свойств (удельной прочности, вязкости разрушения и усталостной прочности) широко используются в авиастроении для изготовления высокопрочных конструктивных элементов планера и узлов шасси [1, 2]. Технологическая схема [2, 3] позволяет получать полуфабрикаты из данного сплава с широким диапазоном механических свойств: предел прочности от 965 до 1310 МПа, вязкость разрушения от 44 до 110 МПа м<sup>1/2</sup>.

Формирование высокопрочного состояния в сплаве реализуется в процессе упрочняющей термической обработки (УТО), включающей закалку из ( $\alpha + \beta$ )-области и последующее старение, при котором происходит распад  $\beta$ -твердого раствора с образованием мелкодисперсной вторичной  $\alpha$ -фазы. Параметры термообработки, такие как температура и скорость закалки, температура и продолжительность старения, определяют комплекс свойств сплава [3].

Механические свойства двухфазных титановых сплавов весьма чувствительны к вариации химического состава и к параметрам УТО, поэтому крайне важно понимать, какие изменения происходят в структуре сплава при старении. Актуальными являются вопросы диффузионного перераспределе-

ния легирующих элементов в процессе распада  $\beta$ -твердого раствора. Известно, что алюминий преимущественно растворяется в  $\alpha$ -фазе, а ванадий и железо – в  $\beta$ -фазе, при этом легирующие элементы имеют различную максимальную растворимость в фазах титана [4, 5]. В работе [6] представлены данные по содержанию легирующих элементов в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах сплава Ti–10V–2Fe–3Al в зависимости от температуры закалки. Помимо температуры закалки, распределение легирующих элементов между фазами в двухфазных титановых сплавах зависит от скорости нагрева на заданную температуру [7]. В работах [8–11] показано, что при распаде  $\beta$ -твердого раствора концентрация легирующих элементов во вторичной  $\alpha$ -фазе титана изменяется и зависит от продолжительности и температуры старения.

Известно, что концентрация легирующих элементов в фазах титана определяет их физические свойства, изменяя твердорастворное упрочнение фаз, уровни критических скальвающих напряжений начала движения дислокаций, скорость их движения по кристаллической решетке и проницаемость межфазных границ [12–17]. В [13] на примере самого используемого сплава Ti6Al4V показано, что перераспределение элементов между фазами оказывает значительный эффект на механические свойства первичной и вторичной  $\alpha$ -фаз. В [9] установлено, что зависящая от времени диф-



**Рис. 1.** РЭМ-изображения микроструктуры сплава Ti–10V–2Fe–3Al после закалки (а) и после старения при температуре 500°C в течение 0.5 (в), 2 (б, г), 8 (д), 32 ч (е).

фузия  $\alpha$ - и  $\beta$ -стабилизаторов в процессе старения сплава Ti–10V–2Fe–3Al обуславливает состав фаз, поэтому от окончательного содержания элементов в фазах зависит поведение твердости сплава при старении.

В то же время, насколько известно авторам, не исследовано влияние перераспределения элементов между  $\beta$ -фазой, первичной и вторичной  $\alpha$ -фазами на их кристаллические решетки во время старения.

Целью настоящей работы было исследование кинетики структурно-фазовых превращений, эволюции кристаллических решеток фаз и изменения твердости при старении закаленного из двухфазной области сплава Ti–10V–2Fe–3Al.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исходным материалом для исследования был деформированный в ( $\alpha + \beta$ )-области прутки диаметром 20 мм из сплава состава Ti9.5V1.7Fe3.1Al (мас. %) производства ПАО “Корпорация ВСМПО-АВИСМА”. Первая ступень термообработки включала закалку в воду с температуры ( $\alpha + \beta$ )-области (753°C), вторая – старение при температуре 500°C с выдержкой в интервале от 30 мин до 32 ч. Термическую обработку проводили на воздухе в электропечи ПТД 1.2-70.

Исследование микроструктуры, измерение твердости и РФА сплава Ti–10V–2Fe–3Al проводили в продольном сечении прутка на микрошлифах с зеркальной поверхностью после фрезерова-

ния, поэтапного шлифования на бумаге различной зернистости и финишной полировки коллоидным оксидом кремния. Микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Quanta 3D FEG с использованием детектора обратно-отраженных электронов (BSED).

РФА образцов проводили с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance с детектором LynxEye ( $\text{CuK}\alpha$ -излучение, напряжение на трубке 40 кВ, ток 40 мА). Дифрактограммы были записаны в диапазоне  $51^\circ$ – $120^\circ$   $2\theta$ , шаг  $0.01^\circ$ , экспозиция – 1 с в точке. Полнопрофильный анализ полученных дифрактограмм проводили в программе TOPAS 3 [18, 19]. Для подгонки профильной функции уточняли параметры модели, состоящей из трех фаз: первичной  $\alpha_{\text{п}}$ - и вторичной  $\alpha_{\text{в}}$ -фаз ( $P6_3/mmc$ ) и  $\beta$ -фазы ( $Im\bar{3}m$ ). Качество подгонки профиля оценивали по весовому фактору неадекватности  $R_{\text{wp}}$ , а также визуально по разностной кривой. Юстировку дифрактометра проводили, используя эталон корунда (NIST SRM 1976b).

Твердость образцов определяли на микрошлифах (после исследования на РЭМ) по Виккерсу на твердомере DuraScan50 с алмазной пирамидой при нагрузке 9.8 Н (15 отпечатков на образец).

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура сплава Ti–10V–2Fe–3Al после закалки на (рис. 1а) характеризуется наличием фазы  $\alpha_{\text{п}}$  глобулярной морфологии со средним разме-

ром глобул 2–3 мкм (имеет наиболее темный контраст на снимках), объемная доля которой составляет 13%. В процессе старения происходит распад  $\beta$ -фазы (светлый контраст на снимках) с образованием мелкодисперсной фазы  $\alpha_{\text{в}}$  пластинчатой морфологии (рис. 1б–1е). Установлено, что по мере увеличения продолжительности старения от 30 мин до 32 ч дисперсность продуктов распада  $\beta$ -твердого раствора уменьшается.

Первичная и вторичная  $\alpha$ -фазы в сплавах титана имеют гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку с близкими параметрами ввиду небольшого отличия их химического состава [8, 9], поэтому их дифракционные линии накладываются друг на друга (рис. 2) и анализировать их можно, используя метод полнопрофильного РФА [20, 21]. На рис. 3 представлены результаты обработки дифрактограмм образцов после старения методом полнопрофильного анализа, демонстрирующие профиль дифракционных линий  $\alpha_{\text{п}}$ - и  $\alpha_{\text{в}}$ -фаз. Дифракционные линии  $\alpha_{\text{п}}$ -фазы имеют разделение на  $K_{\alpha_1}$ – $K_{\alpha_2}$ -дублет (рис. 2), что свидетельствует о минимальной плотности дислокаций в данной фазе. При нагреве под закалку происходит сфероидизация деформированной  $\alpha$ -фазы, в процессе которой плотность образовавшихся в ходе деформации дислокаций уменьшается и дифракционные линии  $\alpha_{\text{п}}$ -фазы разделяются на  $K_{\alpha_1}$ – $K_{\alpha_2}$ -дублет.

Дисперсность  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы, как было отмечено выше, зависит от продолжительности старения. При увеличении толщины пластинок  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы ширина ее дифракционных линий уменьшается (рис. 3), что связано с изменением размеров области когерентного рассеяния (ОКР). После старения продолжительностью 32 ч заметным становится начало разделения дифракционных линий  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы на  $K_{\alpha_1}$ – $K_{\alpha_2}$ -дублет (рис. 3в), что свидетельствует о приближении к верхнему пороговому уровню размера кристаллитов  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы, при котором размерный фактор перестает вносить существенный вклад в уширение линий [22].

В работе [21] было показано, что РФА является эффективным инструментом для оценки дисперсности продуктов распада  $\beta$ -твердого раствора и что размер ОКР сопоставим с толщиной пластинок мелкодисперсной  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы. Для исследованных состояний ОКР  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы увеличивается от 16 нм после 30 мин до 40 нм после 32 ч старения (рис. 4е). На рис. 5 представлено изменение скорости роста  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы в зависимости от времени старения. В начальный момент старения движущая сила превращения  $\beta \rightarrow \alpha_{\text{в}}$  максимальна, скорость роста после 30 мин составляет  $90 \times 10^{-13}$  м/с, а после 32 ч снижается до  $3 \times 10^{-13}$  м/с.

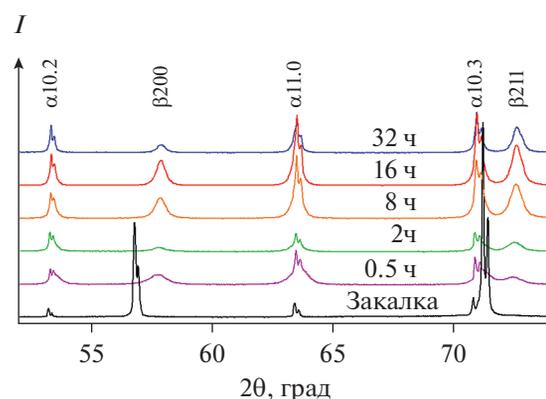
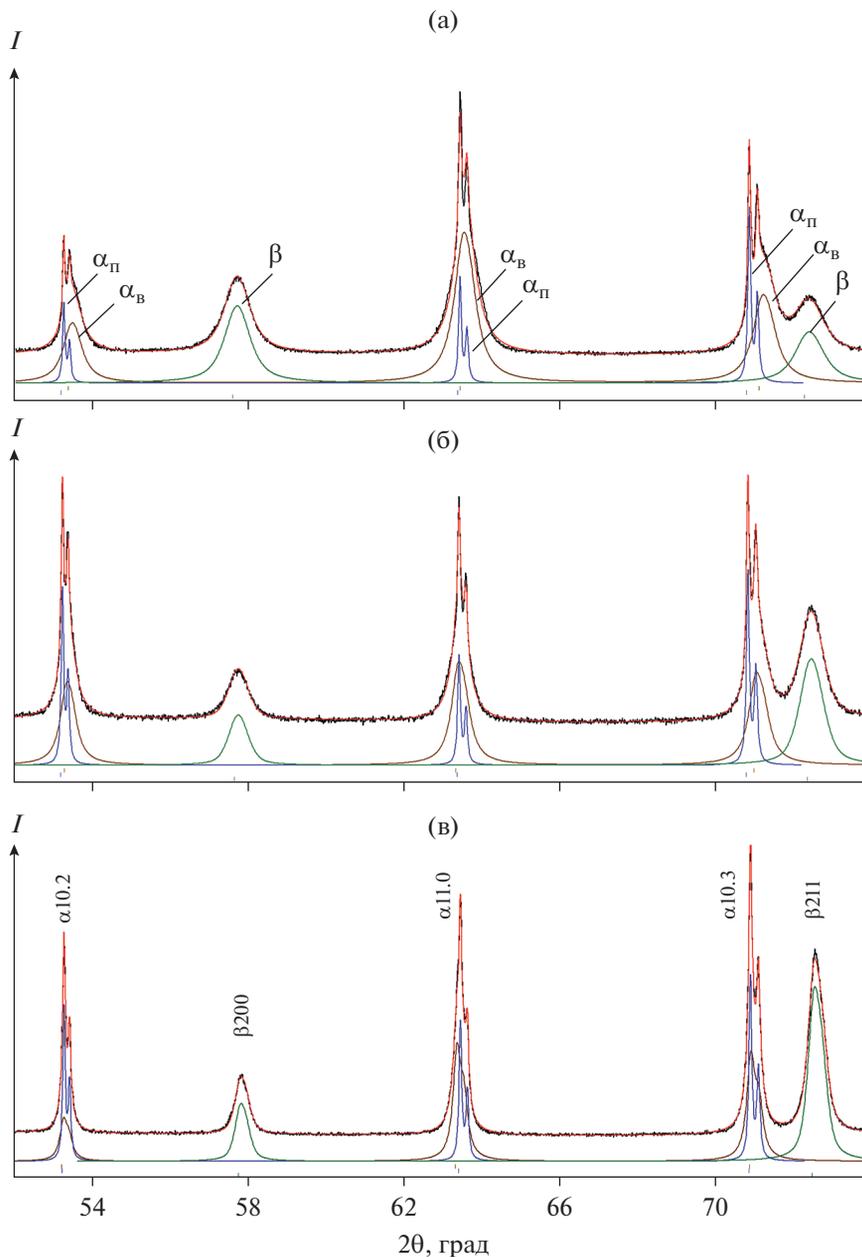


Рис. 2. Дифрактограммы исследованных образцов сплава Ti–10V–2Fe–3Al после закалки и старения.

Полученные методом полнопрофильного РФА изменения параметров кристаллических решеток фаз от продолжительности старения сплава представлены на рис. 4. По представленным данным, при увеличении продолжительности старения объем элементарной ячейки  $\beta$ -фазы уменьшается, что приводит к наблюдаемому смещению дифракционных линий в область больших углов  $2\theta$  (рис. 3). Изменение углового положения линий  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз титана на дифрактограммах состаренных образцов связано с изменением содержания легирующих элементов [23–25]. Содержание элементов замещения Al, V и Fe в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазе титана влияет на периоды кристаллических решеток этих фаз ввиду отличия атомных радиусов титана и легирующих элементов [14]. Увеличение содержания ванадия и железа в элементарной ячейке  $\beta$ -фазы уменьшает период ее кристаллической решетки. В ходе старения происходит распад  $\beta$ -твердого раствора, объемная доля  $\beta$ -фазы в структуре уменьшается, при этом в единице объема  $\beta$ -фазы концентрация V и Fe увеличивается, что приводит к наблюдаемому уменьшению объема ячейки  $\beta$ -фазы (рис. 4б).

Анализ перераспределения легирующих элементов между фазами сплава Ti–10V–2Fe–3Al при температурах закалки 753°C и старения 500°C осуществлялся с помощью программного пакета JMatPro [26]. Было рассчитано содержание алюминия, ванадия, железа в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах в равновесном состоянии (табл. 1). По полученным данным, содержание Al больше в  $\alpha$ -фазе, а ванадий и железо преимущественно растворяются в  $\beta$ -фазе. Железо практически не растворяется в  $\alpha$ -фазе [27], а растворимость ванадия на порядок меньше, чем в  $\beta$ -фазе [6]. В настоящее время не представляется возможным оценить химический состав  $\alpha_{\text{п}}$ - и  $\alpha_{\text{в}}$ -фаз с помощью программного моделирования структурно-фазовых превращений. Поэтому дан-

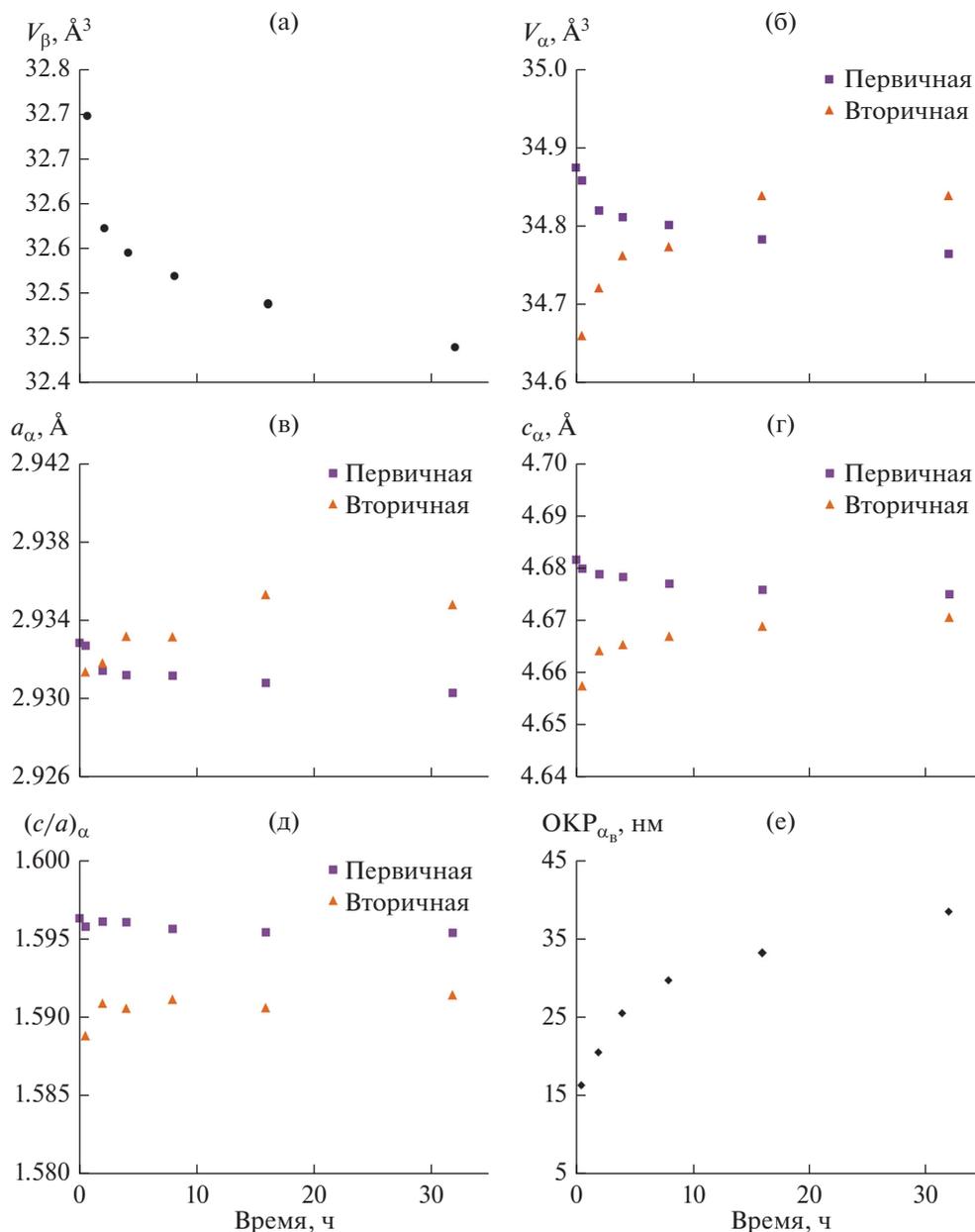


**Рис. 3.** Дифрактограммы и профиль подгонки дифракционных линий отдельных фаз образцов сплава Ti–10V–2Fe–3Al после старения при температуре 500°C в течение 2 (а), 8 (б), 32 ч (в).

**Таблица 1.** Равновесная концентрация легирующих элементов в фазах титана и объемная доля фаз в структуре по данным расчета в программе JMatPro

| Температура, °C | Фаза     | Концентрация, мас. % |       |      | Доля фазы, % |     |
|-----------------|----------|----------------------|-------|------|--------------|-----|
|                 |          | V                    | Fe    | Al   | JMatPro      | РФА |
| 753             | $\alpha$ | 1.82                 | <0.01 | 3.85 | 13.2         | 15  |
|                 | $\beta$  | 10.6                 | 1.9   | 2.98 | 86.8         | 85  |
| 500             | $\alpha$ | 1.39                 | 0.02  | 3.47 | 73.4         | 65* |
|                 | $\beta$  | 31.87                | 6.21  | 2.03 | 26.6         | 35  |

\* Суммарно первичная и вторичная  $\alpha$ -фазы после 32 ч старения.



**Рис. 4.** Зависимости ОКР  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы (е), объема элементарной ячейки  $\beta$ -фазы (а), периодов решетки и объема элементарной ячейки первичной и вторичной  $\alpha$ -фаз (б–д) в сплаве Ti–10V–2Fe–3Al от длительности выдержки при температуре старения 500°C.

ные табл. 1 позволяют только приближенно оценить химический состав фаз.

В табл. 1 представлены также рассчитанные методом РФА объемные доли фаз после закалки и старения. После старения в течение 32 ч объемная доля  $\beta$ -фазы, рассчитанная методом РФА, составляет 35%, что больше 27% по данным расчета в JMatPro. Используя данные РФА и основываясь на экспериментальной зависимости химического состава от объемной доли фаз в сплаве [4], рассчитали концентрацию ванадия в  $\beta$ -фазе после старения при 500°C, которая составляет 22 мас. %,

что отличается от полученной в JMatPro концентрации 31.8 мас. %. Тем не менее, несомненным результатом повышения содержания V и Fe в  $\beta$ -фазе является возрастание ее жесткости в два раза [28].

Согласно экспериментальным данным [27], в начальный момент старения сплава Ti–10V–2Fe–3Al концентрация химических элементов в образовавшейся  $\alpha_{\text{в}}$ -фазе существенно не отличается от их концентрации в  $\beta$ -фазе и составляет (мас. %): V – 10.6, Fe – 1.9, Al – 3 (табл. 1). Как было установлено, скорость роста  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы порядка

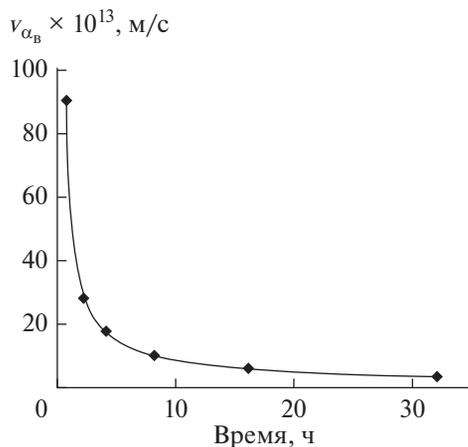


Рис. 5. Изменение скорости роста  $\alpha_b$ -фазы в процессе старения.

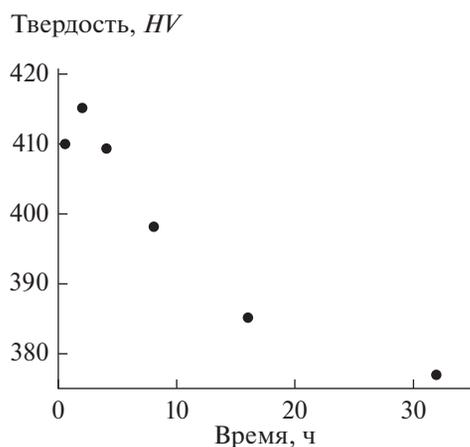


Рис. 6. Зависимость твердости закаленного сплава Ti–10V–2Fe–3Al от времени старения при температуре 500°C (твердость после закалки 291 HV).

$10^{-13}$  м/с, что существенно выше скорости диффузии Al, V и Fe в  $\alpha$ -фазе при 500°C: коэффициент диффузии  $D$  соответственно  $9.6 \times 10^{-25}$  м<sup>2</sup>/с,  $7.3 \times 10^{-22}$  и  $4.4 \times 10^{-14}$  [29, 30]. Поэтому изменение химического состава  $\alpha_b$  происходит существенно медленнее, чем ее рост.

При увеличении длительности старения химический состав  $\alpha_b$ -фазы стремится к равновесному (V – 1.4, Fe – 0.02, Al – 3.47 мас. %), поэтому V и Fe уходят в  $\beta$ -фазу, Al диффундирует из  $\beta$ -фазы в  $\alpha_b$ -фазу. Такое перераспределение легирующих элементов влияет на объем кристаллической решетки фаз. Алюминий и ванадий, как известно, уменьшают периоды кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы, но в разной степени. При увеличении концентрации алюминия отношение  $c/a$  увеличивается, а при легировании ванадием несколько

уменьшается [4, 31, 32]. По полученным данным после 30 мин старения сплава периоды  $a$  и  $c$  образовавшейся  $\alpha_b$ -фазы, а также соотношение  $c/a$  меньше, чем у  $\alpha_n$ -фазы, что связано с высоким содержанием V и Fe в  $\alpha_b$ -фазе и меньшим относительно равновесного содержанием Al [9, 27]. С увеличением длительности старения от 30 мин до 32 ч происходит увеличение периодов  $a$  и  $c$   $\alpha_b$ -фазы на 0.34 и 1.31 пм соответственно. Интересным результатом является то, что в ходе старения наблюдается снижение периодов кристаллической решетки  $\alpha_n$ -фазы: период  $a$  уменьшается на 0.25 пм, а период  $c$  – на 0.67 пм (при сравнении между закаленным состоянием и после старения 32 ч). Более высокое отношение  $c/a$  в  $\alpha_n$ -фазе по сравнению с  $\alpha_b$ -фазой сохраняется при старении, что связано с большим содержанием алюминия в  $\alpha_n$ -фазе по сравнению с  $\alpha_b$ -фазой [13]. Объем элементарной ячейки  $\alpha_b$ -фазы становится больше объема элементарной ячейки  $\alpha_n$ -фазы после старения продолжительностью порядка 10 ч, что свидетельствует о меньшем содержании легирующих элементов в  $\alpha_b$ -фазе по сравнению с  $\alpha_n$ . После 16 ч старения параметры кристаллических решеток  $\alpha_n$ - и  $\alpha_b$ -фаз выходят на плато, что указывает на установление равновесного химического состава при данной температуре. Однако наблюдаемое отличие объемов ячейки  $\beta$ -фазы после 16 и 32 ч, судя по изменению ОКР  $\alpha_b$ -фазы, связано с прохождением процессов коагуляции и уменьшением объемной доли  $\beta$ -фазы.

Таким образом, с использованием полнопрофильного РФА впервые определены параметры кристаллических решеток  $\alpha_n$ -,  $\alpha_b$ - и  $\beta$ -фаз, а также размер и скорость роста кристаллитов  $\alpha_b$ -фазы при изотермическом старении сплава Ti–10V–2Fe–3Al. Размер кристаллитов  $\alpha_b$ -фазы растет с увеличением длительности старения и в то же время происходит перераспределение химических элементов сплава между фазами, результатом чего является наблюдаемое изменение параметров кристаллических решеток фаз. Комбинация данных параметров при старении с различной выдержкой, очевидно, определяет механические свойства сплава. Уменьшение дисперсности  $\alpha_b$ -фазы с увеличением времени старения сплава приводит к наблюдаемому снижению твердости (рис. 6).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование структуры и фазового состава закаленного высокопрочного титанового сплава Ti–10V–2Fe–3Al после старения при температуре 500°C от 30 мин до 32 ч. Определены параметры кристаллических решеток фаз и размер кристаллитов  $\alpha_b$ -фазы методом полнопрофильного анализа. Установлены закономерности

эволюции кристаллических решеток фаз и кинетика роста  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы при старении сплава.

Установлено, что размер кристаллитов  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы увеличивается с 16 до 40 нм, при этом скорость ее роста уменьшается с  $90 \times 10^{-13}$  до  $3 \times 10^{-13}$  м/с с увеличением времени старения с 30 мин до 32 ч, что приводит к снижению твердости с 410 до 380 HV.

Обнаружено, что после 30 мин старения объем элементарной ячейки  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы меньше, чем  $\alpha_{\text{п}}$ -фазы: 34.66 и 34.858 Å<sup>3</sup> соответственно. С увеличением времени старения происходят увеличение объема ячейки  $\alpha_{\text{в}}$  и уменьшение объема ячейки  $\alpha_{\text{п}}$ . Объем ячейки  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы становится больше, чем  $\alpha_{\text{п}}$ -фазы после 10 ч старения сплава (после 32 ч  $V_{\alpha_{\text{в}}} = 34.839$  Å<sup>3</sup>,  $V_{\alpha_{\text{п}}} = 34.765$  Å<sup>3</sup>). Объем элементарной ячейки  $\beta$ -фазы уменьшается с 32.7 до 32.44 Å<sup>3</sup> при увеличении времени старения от 30 мин до 32 ч. Изменения объемов решеток связаны с перераспределением химических элементов сплава между фазами, больший объем ячейки  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы в сравнении с  $\alpha_{\text{п}}$ -фазой после 32 ч старения связан с большим содержанием легирующих элементов в последней.

Соотношение параметров  $c/a$  у  $\alpha_{\text{п}}$ -фазы при старении остается более высоким, чем у  $\alpha_{\text{в}}$ -фазы (1.595 и 1.591 соответственно), что связано с более высоким содержанием Al в  $\alpha_{\text{п}}$ -фазе.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Boyer R.R., Briggs R.D. The Use of  $\beta$  Titanium Alloys in the Aerospace Industry // J. Mater. Eng. Perform. 2005. V. 14. P. 681–685. <https://doi.org/10.1361/105994905X75448>
2. Cotton J.D., Briggs R.D., Boyer R.R., Tamirisakandala S., Russo P., Shchetnikov N., Fanning J.C. State of the Art in Beta Titanium Alloys for Airframe Applications // JOM. 2015. V. 67. P. 1281–1303. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1442-4>
3. Chen C.C., Boyer R.R. Practical Considerations for Manufacturing High-Strength Ti–10V–2Fe–3Al Alloy Forgings // JOM. 1979. V. 31. P. 33–39. <https://doi.org/10.1007/BF03354533>
4. Zwicker U. Titan und Titanlegierungen. Berlin: Springer-Verlag, 1974. P. 512.
5. Collings W. The Physical Metallurgy of Titanium Alloys. Metals Park: American Society for Metals, 1984. 261 p.
6. Maeda T., Flower H.M. Element Partitioning Behavior in Commercial  $\beta$  Titanium Alloys // Proc. of the 11th World Conf. on Titanium. Kyoto, 2007. P. 443–446.
7. Barriobero-Vila P., Requena G., Buslaps T., Alfeld M., Boesenberg U. Role of Element Partitioning on the  $\alpha$ – $\beta$  Phase Transformation Kinetics of a Bi-modal Ti–6Al–6V–2Sn Alloy During Continuous Heating // J. Alloys Compd. 2015. V. 626. P. 330–339. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.11.176>
8. Li T., Ahmed M., Sha G., Shi R., Casillas G., Yen H.W., Cairney J.M. The Influence of Partitioning on the Growth of Intragranular  $\alpha$  in Near- $\beta$  Ti Alloys // J. Alloys Compd. 2015. V. 643. P. 212–222. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.04.143>
9. Li P., Zhang T., Sun X., Zhang H., Wang D., Sun Q., Sun J. Secondary Hardening Behavior in Ti Alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 759. P. 640–647. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.070>
10. Ivasishin O.M., Markovsky P.E., Semiatin S.L., Ward C.H. Aging Response of Coarse and Fine-Grained  $\beta$  Titanium Alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2005. V. 405 P. 296–305. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.06.027>
11. Nag S., Banerjee R., Srinivasan R., Hwang J.Y., Harper M., Fraser H.L.  $\omega$ -Assisted Nucleation and Growth of  $\alpha$  Precipitates in the Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr–0.5 Fe  $\beta$  Titanium Alloy // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 2136–2147. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.01.007>
12. Wang C.Y., Yang L.W., Cui Y.W., Pérez-Prado M.T. High Throughput Analysis of Solute Effects on the Mechanical Behavior and Slip Activity of Beta Titanium Alloys // Mater. Des. 2018. V. 137. P. 371–383. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.10.029>
13. Zeng L.R., Chen H.L., Li X., Lei L.M., Zhang G.P. Influence of Alloy Element Partitioning on Strength of Primary  $\alpha$  Phase in Ti–6Al–4V Alloy // J. Mater. Sci. Technol. 2018. V. 34. P. 782–787. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.07.016>
14. Zou C., Li J., Wang W.Y., Zhang Y., Tang B., Wang H., Xu D. Revealing the Local Lattice Strains and Strengthening Mechanisms of Ti Alloys // Comput. Mater. Sci. 2018. V. 152. P. 169–177. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.05.028>
15. Williams J.C., Baggerly R.G., Paton N.E. Deformation Behavior of HCP Ti–Al Alloy Single Crystals // Met. Mater. Trans. A. 2002. V. 33. P. 837–850. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0153-y>
16. Zaefferer S. A Study of Active Deformation Systems in Titanium Alloys: Dependence on Alloy Composition and Correlation With Deformation Texture // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 344. P. 20–30. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00421-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00421-5)
17. Kwasiak P., Garbacz H., Kurzydowski K.J. Solid Solution Strengthening of Hexagonal Titanium Alloys: Restoring Forces and Stacking Faults Calculated from First Principles // Acta Mater. 2016. V. 102. P. 304–314. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.09.041>
18. TOPAS. v3, General Profile and Structure Analysis Software for Powder Diffraction Data. User's manual. Karlsruhe: Bruker AXS, 2005. 88 p.
19. Coelho A.A. Indexing of Powder Diffraction Patterns by Iterative Use of Singular Value Decomposition // J. Appl. Crystallogr. 2003. V. 36. P. 86–95. <https://doi.org/10.1107/S0021889802019878>
20. Mittemeijer E.J., Scardi P. Diffraction Analysis of the Microstructure of Materials. Berlin–Heidelberg: Springer–Verlag, 2004. 553 p.
21. Kalienko M.S., Volkov A.V., Zhelnina A.V. Use of Full-Profile X-Ray Analysis for Estimation of the Dispersity of the Secondary Alpha Phase in High-Strength Titanium

- um Alloys // *Crystallogr. Rep.* 2020. V. 65. P. 412–416. <https://doi.org/10.1134/S1063774520020121>
22. *Uvarov V., Popov I.* Metrological Characterization of X-ray Diffraction Methods at Different Acquisition Geometries for Determination of Crystallite Size in Nano-Scale Materials // *Mater. Charact.* 2013. V. 85. P. 111–123. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.09.002>
23. *Kar S.K., Ghosh A., Fulzele N., Bhattacharjee A.* Quantitative Microstructural Characterization of a Near Beta Ti Alloy, Ti-5553 under Different Processing Conditions // *Mater. Charact.* 2013. V. 81. P. 37–48. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.03.016>
24. *Du Z., Xiao S., Xu L., Tian J., Kong F., Chen Y.* Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a New  $\beta$  High Strength Titanium Alloy // *Mater. Des.* 2014. V. 55. P. 183–190. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.09.070>
25. *Chen F.W., Xu G., Zhang X.Y., Zhou K.C., Cui Y.* Effect of  $\alpha$  Morphology on the Diffusional  $\beta \leftrightarrow \alpha$  Transformation in Ti-55531 During Continuous Heating: Dissection by Dilatometer Test, Microstructure Observation and Calculation // *J. Alloys Compd.* 2017. V. 702. P. 352–365. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.01.209>
26. *Saunders N., Kucherenko S., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.P.* A New Computer Program for Predicting Materials Properties // *J. Phase Equilibria.* 2001. V. 22. P. 463–469. <https://doi.org/10.1361/105497101770333036>
27. *Li P., Sun X., Zhang T., Zhang H., Wang D., Sun Q., Sun J.* Adaptive Volume Control in Titanium Alloy for High Temperature Performance // *Materials.* 2019. V. 12. P. 3950–3958. <https://doi.org/10.3390/ma12233950>
28. *Raghunathan S.L., Stapleton A.M., Dashwood R.J., Jackson M., Dye D.* Micromechanics of Ti-10V-2Fe-3Al: in situ Synchrotron Characterisation and Modelling // *Acta Mater.* 2007. V. 55. №. 20. P. 6861–6872. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.08.049>
29. *Nakajima H., Yusa K., Kondo Y.* Diffusion of Iron in a Diluted  $\alpha$ -Ti-Fe Alloy // *Scr. Mater.* 1996. V. 34. P. 249–253. [https://doi.org/10.1016/1359-6462\(95\)00511-0](https://doi.org/10.1016/1359-6462(95)00511-0)
30. *Xu W.W., Shang S.L., Zhou B.C.* A First-principles Study of the Diffusion Coefficients of Alloying Elements in Dilute  $\alpha$ -Ti Alloys // *Phys. Chem. Chem. Phys.* 2016. V. 18. P. 16870–16881. <https://doi.org/10.1039/C6CP01899H>
31. *Aurelio G., Guillermet A.F., Cuello G.J., Campo J.* Metastable Phases in the Ti-V System: Part I. Neutron Diffraction Study and Assessment of Structural Properties // *Met. Mater. Trans. A.* 2002. V. 33. P. 1307–1317. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0057-x>
32. *Ahmed T., Flower H.M.* Partial Isothermal Sections of Ti-Al-V Ternary Diagram // *Mater. Sci. Technol.* 1994. V. 10. P. 272–288. <https://doi.org/10.1179/mst.1994.10.4.272>