

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715

РАСПАД МЕТАСТАБИЛЬНОЙ БЕТА-ФАЗЫ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ
ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ VST5553, Ti–10V–2Fe–3Al и BETA-21S

© 2023 г. М. С. Калиенко^{a, b, *}, А. В. Желнина^{a, b}, А. А. Попов^{a, b, c}

^aПАО «Корпорация ВСППО-АВИСМА», ул. Парковая, 1, Верхняя Салда, 624760 Россия

^bФГАОУ ВО Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^cИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: kamak@yandex.ru

Поступила в редакцию 29.06.2023 г.

После доработки 18.07.2023 г.

Принята к публикации 01.08.2023 г.

Представлены результаты исследования распада метастабильной β -фазы при старении сплавов Ti–10V–2Fe–3Al, VST5553 (Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr–0.5Fe) и Beta-21S (Ti–3Al–15Mo–2.7Nb–0.2Si вес. %). Проведено сравнительное исследование эволюции микроструктуры и изменения периодов кристаллической решетки фаз в сплавах при старении. Морфологию вторичной α -фазы, образующейся при старении, исследовали с помощью растровой электронной микроскопии. Сопутствующее диффузионное перераспределение легирующих элементов между фазами оценивали с помощью метода полнопрофильного рентгеноструктурного анализа и проведения термодинамического моделирования в программе JMatPRO и численных расчетов. Установлено, что в процессе старения изменение периодов кристаллических решеток в исследованных сплавах имеет общую закономерность, что связано с единой природой процесса диффузионного перераспределения легирующих элементов между фазами.

Ключевые слова: титановый сплав, старение, дисперсионное упрочнение, структура

DOI: 10.31857/S0015323023601198, EDN: YUTIKR

ВВЕДЕНИЕ

Титановые сплавы широко используются в аэрокосмической, автомобильной, морской технике и медицине благодаря их высокой удельной прочности, вязкости разрушения, биосовместимости и хорошей деформируемости. Известно, что термическая обработка является основным методом формирования микроструктуры в сплавах. Объемную долю, распределение и морфологию α -фазы в β -матрице титановых сплавов можно контролировать, регулируя температуру, время и скорость нагрева в процессе термообработки [1, 2]. Сильное влияние на структуру и свойства титановых сплавов оказывает легирование [3, 4]. Максимальные значения прочности и удовлетворительная пластичность среди всех титановых сплавов наблюдаются в сплавах переходного класса и псевдо- β сплавов [5]. Типичным режимом термической обработки данных сплавов является закалка из двухфазной ($\alpha + \beta$)-области и последующее старение, в результате которой в сплаве формируется бимодальная микроструктура. Происходящее при старении перераспре-

деление легирующих элементов между фазами определяет физико-механические свойства элементов структуры, влияет на уровень упрочнения α -, β -фаз, критические напряжения начала пластической деформации, проницаемость межфазных границ [6–8]. В работах [9, 10] были представлены результаты исследования изменения структуры, фазового состава, параметров и уровня легирования фаз, и их влияния на упрочнение при старении закаленного сплава Ti–10V–2Fe–3Al. Впервые было показано, что перераспределение легирующих элементов (Al, V, Fe) в ходе старения между β -фазой, первичной и вторичной α -фазами обеспечивает закономерное изменение периодов кристаллических решеток этих структурных составляющих. Целью настоящей работы являлось сравнительное исследование эволюции структуры при старении высокопрочных титановых сплавов Ti–10V–2Fe–3Al, VST5553 и Beta-21S с различной стабильностью β -твердого раствора и различными системами легирования для подтверждения полученных ранее закономерностей при изучении старения сплава Ti–10V–2Fe–3Al.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Материалом исследования были деформированные в $(\alpha + \beta)$ -области полуфабрикаты из сплавов VST5553 (Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr–0.5Fe вес. %), Ti–10V–2Fe–3Al (Ti–10V–2Fe–3.0Al вес. %), и Beta-21S (Ti–3Al–15Mo–2.7Nb–0.2Si вес. %) производства ПАО “Корпорация ВСМПО-АВИСМА” (в скобках указан средний марочный состав исследуемых сплавов). Первая ступень термообработки сплавов включала закалку в воду с температуры $(\alpha + \beta)$ -области для получения одинаковой объемной доли первичной α -фазы примерно 12–15%, вторая – старение при температуре 500°C с выдержкой в интервале от 15 мин до 32 часов в трубчатой электропечи с последовательной выгрузкой образцов из одной садки. Для сплава Ti–10V–2Fe–3Al методом дифференциальной сканирующей калориметрии было проведено старение в течении примерно 1 мин.

Микроструктуру сплавов исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Quanta 3D FEG с использованием детектора обратно-отраженных электронов (BSED). Объемную долю α -фазы титана оценивали с помощью программного пакета анализа изображений Analysiswork. Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) образцов проводили с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance с детектором LynxEye в CuK_α -излучении (напряжение на трубке 40 кВ, ток 40 мА). Дифрактограммы были записаны в диапазоне углов $2\theta = 34^\circ\text{--}120^\circ$ с шагом 0.01° и экспозицией в точке 1 с. Полнопрофильный анализ полученных дифрактограмм проводили в программе TOPAS 3 методом Паули. Для подгонки профильной функции уточняли параметры модели, состоящей из трех фаз (в скобках указана их пространственная группа симметрии): две α -фазы ($P6_3/mmc$) первичная ($\alpha_{\text{П}}$), вторичная ($\alpha_{\text{В}}$) и матричная β -фаза ($Im-3m$). Качество подгонки профиля оценивали по весовому фактору неадекватности R_{wp} , а также визуально по разностной кривой. Юстировку дифрактометра проводили, используя эталон корунда (NIST SRM 1976b).

Программный пакет JMatPro был использован для оценки равновесного содержания легирующих элементов в α - и β -фазе сплава Ti–10V–2Fe–3Al при температуре закалки и старения.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура сплавов после закалки характеризуется наличием в β -матрице частиц первичной $\alpha_{\text{П}}$ -фазы глобулярной морфологии размером от 0.5 до 3 мкм (рис. 1, $\alpha_{\text{П}}$ -фаза имеет темный контраст на снимках), объемная доля которой в рассмотренных сплавах составляет 12–15%.

В ходе старения сплавов β -твердый раствор распадается с выделением $\alpha_{\text{В}}$ -фазы, при этом ки-

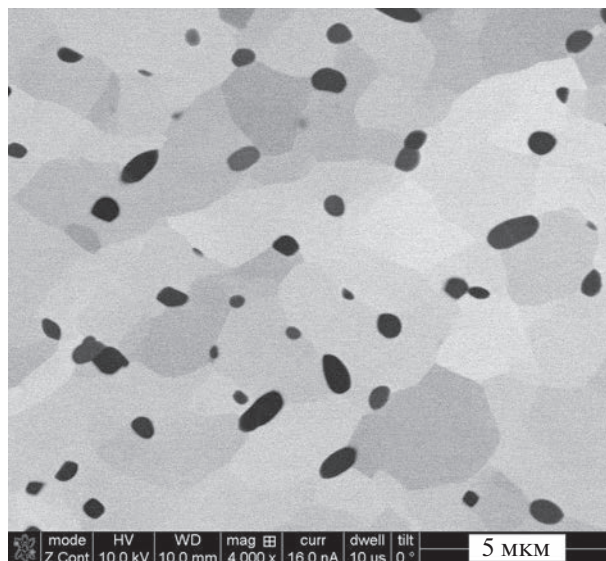


Рис. 1. Микроструктура сплава VST5553 после закалки.

нетика распада определяется стабильностью β -твердого раствора в каждом сплаве (рис. 2–4). Как было показано в работах [11, 12] образование частиц $\alpha_{\text{В}}$ -фазы в сплаве Ti–10V–2Fe–3Al происходит очень быстро. В работе [11] методом измерения электросопротивления при нагреве сплава Ti–10V–2Fe–3Al было установлено, что после закалки из β -области распад β -твердого раствора начинается менее чем за 70 с на пике С-кривой, которому соответствует температура примерно 540°C. Частицы $\alpha_{\text{В}}$ -фазы гомогенно выделяются во всем объеме β -твердого раствора и имеют размеры менее 15 нм [12]. В ходе дальнейшего старения сплава Ti–10V–2Fe–3Al размер частиц $\alpha_{\text{В}}$ -фазы увеличивается и после 32 ч толщина пластинок возрастает до 40 нм (рис. 2). Стабильность твердого раствора к распаду зависит от температуры старения и от содержания и типа легирующих элементов. С уменьшением температуры обработки на твердый раствор (ниже температуры полиморфного превращения) доля $\alpha_{\text{П}}$ -фазы в структуре сплавов возрастает, в результате перераспределения легирующих элементов между фазами содержание β -стабилизирующих элементов в β -твердом растворе увеличивается [13, 14], что может оказывать влияние на кинетику распада твердого раствора. В случае сплава VST5553, закаленного с температур на 28°C выше и ниже температуры полиморфного превращения, стабильность твердого раствора при старении сплава существенно не изменяется, распад при 500°C начинается за 2–3 мин [15]. В отличие от сплава Ti–10V–2Fe–3Al образование частиц $\alpha_{\text{В}}$ -фазы в объеме твердого раствора сплавов VST5553 и Beta-21S происходит постепенно [14–16], что согласуется с результатами настоящего исследова-

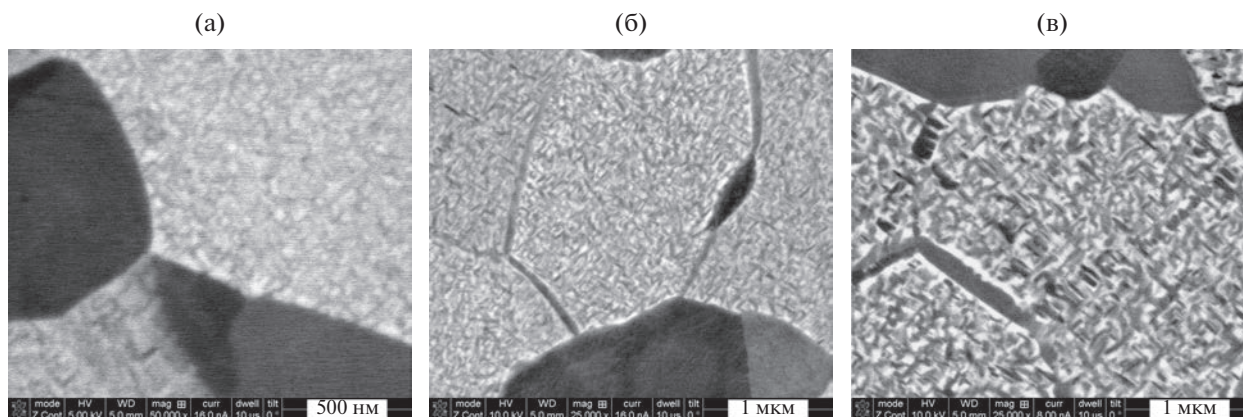


Рис. 2. Микроструктура сплава Ti–10V–2Fe–3Al после старения 500°C: 1 мин (а), 2 (б), 32 ч (в).

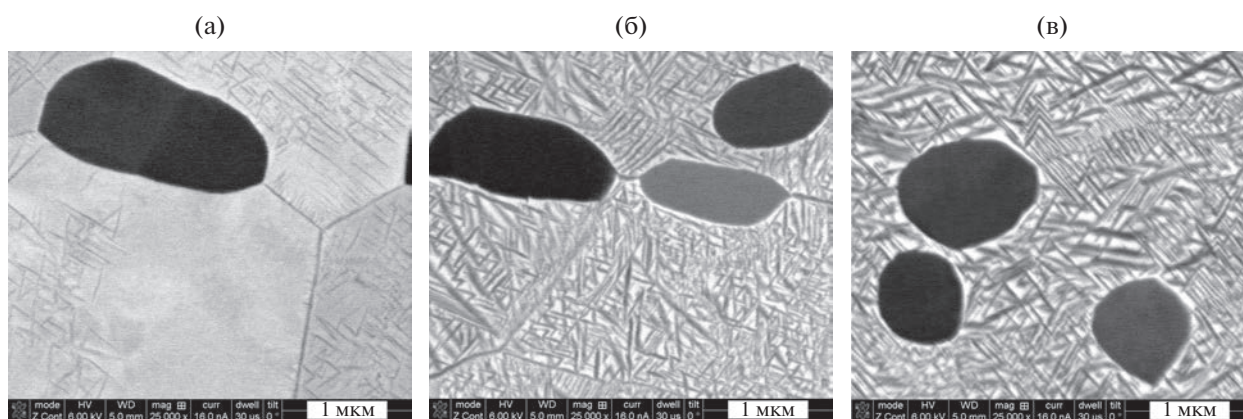


Рис. 3. Микроструктура сплава VST5553 после старения 500°C: 15 мин (а), 2 (б), 32 ч (в).

ния, (рис. 3а и 4а). В сплаве Beta-21S после 2 ч старения в части объема твердого раствора выделения α_B -фазы не произошло (рис. 4б), в то время как в других сплавах α_B -фаза выделилась по всему объему β -фазы. С увеличением количества β -стабилизирующих элементов в сплавах стабильность

твердого раствора повышается, что характерно для титановых сплавов [17]. Численной характеристикой степени легирования сплава, как известно, служит так называемый молибденовый эквивалент [4], который для исследованных сплавов Ti–10V–2Fe–3Al, VST5553 и Beta-21S состав-

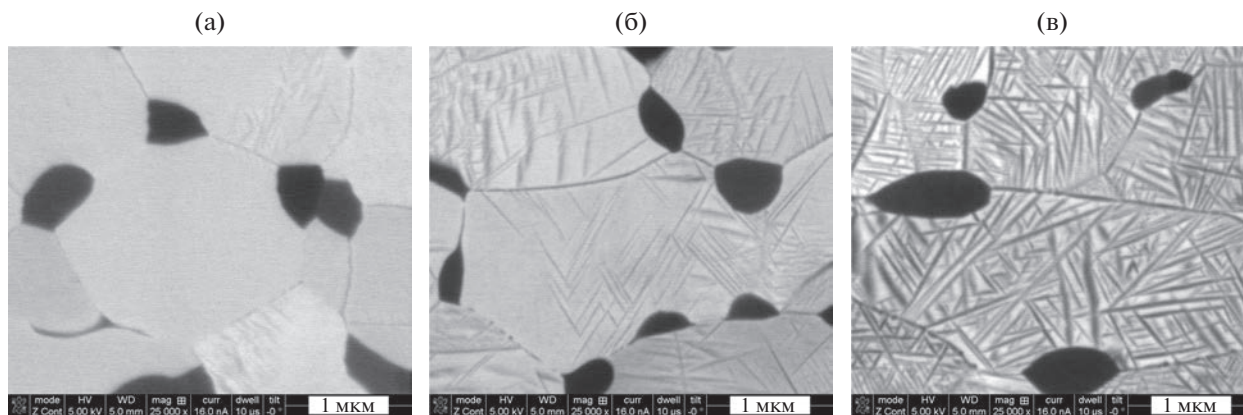


Рис. 4. Микроструктура сплава Beta-21S после старения 500°C: 1 (а), 2 (б), 32 ч (в).

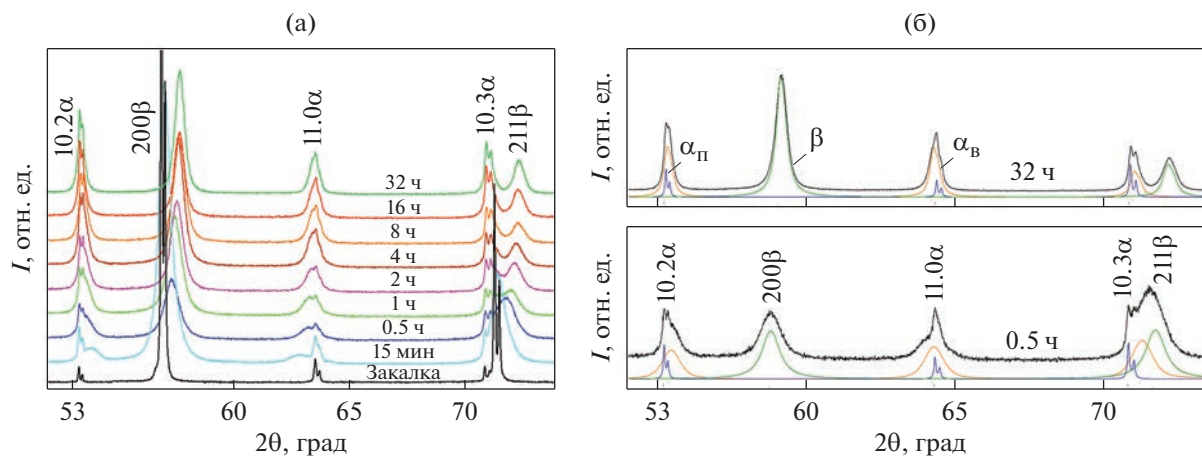


Рис. 5. Дифрактограммы исследованных образцов сплава VST5553 после закалки и старения (а) и профили линий отдельных фаз после старения при 500°C длительностью 0.5 и 32 ч (б).

ляет 12.1, 14.8, 15.8 соответственно. В такой же последовательности возрастает стабильность твердого раствора в данных сплавах.

На рис. 5а представлены дифрактограммы, полученные с образцов сплава VST5553 после старения. Первичная и вторичная α -фаза в сплавах титана имеют гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку с близкими параметрами ввиду небольшого отличия их химического состава, поэтому дифракционные линии данных фаз на дифрактограммах накладываются друг на друга. С помощью метода полнопрофильного РСФА проведено разделение дифракционных линий (рис. 5б), и полученные зависимости периодов кристаллической решетки фаз от продолжительности старения сплавов представлены на рис. 6. Период a кристаллической решетки вторичной α_V -фазы в сплавах VST5553 и Beta-21S уменьшается при старении в противоположность сплаву Ti-10V-2Fe-3Al, период a которого так же как и период c всех сплавов возрастает с увеличением продолжительности старения (рис. 6а, 6б), что связано с перераспределением легирующих элементов между фазами. Стремясь к равновесию, β -стабилизирующие элементы диффундируют из образовавшейся α_V -фазы в β -твердый раствор, алюминий диффундирует из β -фазы преимущественно в α_V -фазу. Уменьшение содержания ванадия и хрома в α_V -фазе повышает периоды a и c , в то время как уменьшение содержания молибдена существенно не влияет на период a , но снижает период c [18]. Повышение содержания алюминия в α -фазе снижает периоды ее кристаллической решетки и увеличивает параметр c/a [19]. Поэтому при обогащении α -фазы алюминием ее период c/a возрастает. Наибольшее изменение периода c α_V -фазы при старении наблюдается в сплаве Beta-21S, соответственно и параметр c/a

α_V -фазы данного сплава изменяется больше, чем в других сплавах. Минимальное изменение c/a α_V -фазы имеет сплав Ti-10V-2Fe-3Al. В данном сплаве высокое содержание ванадия, который понижает параметра c/a [20], поэтому при старении ванадий, диффундируя в β -твердый раствор, может компенсировать влияние приходящего из матрицы алюминия, тем самым нивелировать изменение c/a . Соотношение параметров c/a первичной α_{II} -фазы при старении во всех сплавах существенно не изменяется и сохраняется выше, чем у α_V -фазы, что связано с более высоким содержанием алюминия в первичной α_{II} -фазе. Это так же наблюдалось в сплаве Ti6Al4V [21]. В сплаве VST5553 содержание алюминия (5 вес. %), превышающего c/a , выше, чем в сплавах Ti-10V-2Fe-3Al и Beta-21S (3 вес. %), что объясняет самое высокое соотношение параметров c/a α_{II} -фазы среди рассматриваемых сплавов (1.598, 1.595 и 1.596 соответственно).

При увеличении продолжительности старения объем элементарной ячейки кристаллической решетки β -фазы во всех сплавах уменьшается (рис. 6г), что приводит к наблюдаемому смещению углового положения дифракционных линий β -фазы в область больших углов 2θ , (см. рис. 5). В ходе старения, стремясь к равновесию, β -стабилизирующие элементы диффундируют из образовавшейся α_V -фазы в β -твердый раствор, при этом в единице объема β -фазы концентрация β -стабилизирующих элементов увеличивается, что приводит к уменьшению объема элементарной ячейки β -фазы. Наименьший период кристаллической решетки среди рассмотренных сплавов после старения в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al, наибольший в Beta-21S, (рис. 6г). Наблюдаемое различие связано с меньшим влиянием молибдена, в сравнении с ванадием, железом и хромом на пе-

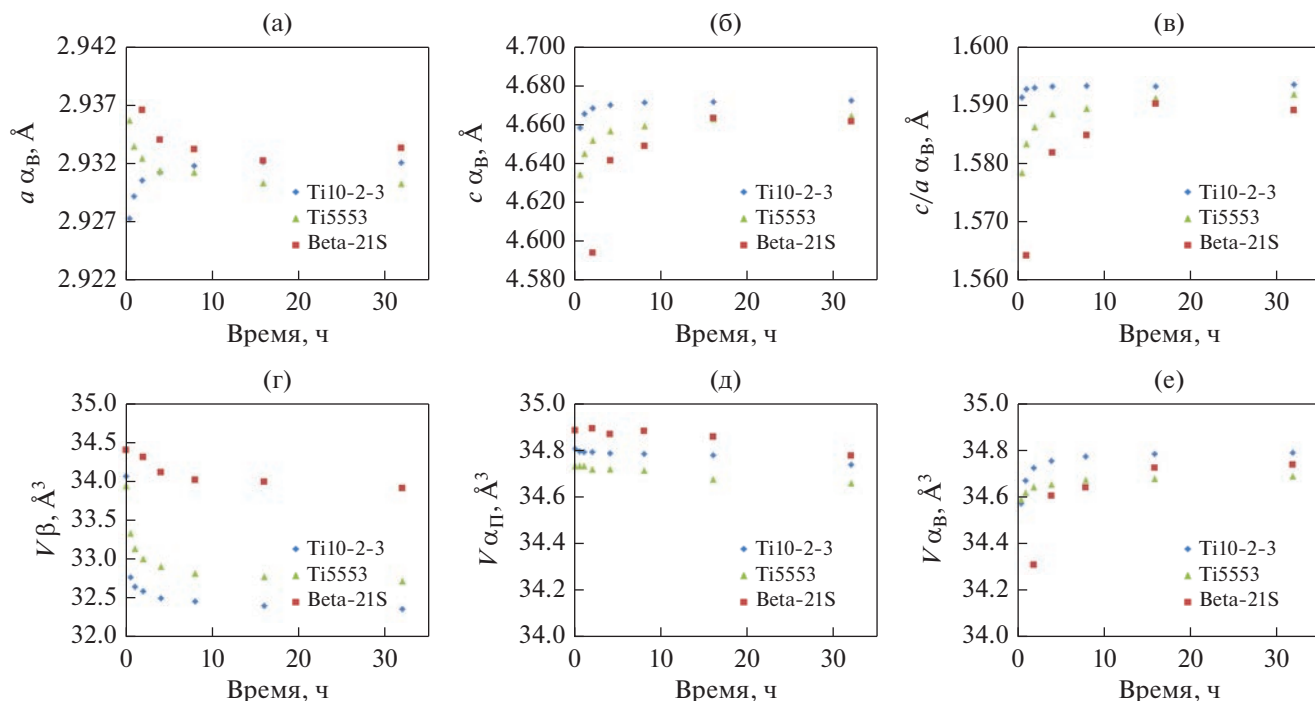


Рис. 6. Зависимости периодов решетки a и c , параметра c/a вторичной α -фазы (а–в), объема элементарной ячейки β -фазы (г), объема элементарной ячейки первичной (д) и вторичной α -фазы (е) в исследованных сплавах от длительности старения при температуре 500°C .

риод кристаллической решетки β -фазы [3, 18]. При увеличении продолжительности старения от 0 (закаленное состояние) до 32 ч наблюдается уменьшение объема элементарной ячейки (ΔV) $\alpha_{\text{П}}$ -фазы на $0.065\text{--}0.110 \text{ \AA}^3$. При этом объем элементарной ячейки $\alpha_{\text{В}}$ -фазы во всех сплавах возрастает, что связано с переходом β -стабилизирующих элементов из $\alpha_{\text{В}}$ -фазы в β -твердый раствор. Объем элементарной ячейки $\alpha_{\text{В}}$ -фазы становится больше объема элементарной ячейки $\alpha_{\text{П}}$ -фазы после старения продолжительностью около 10 ч в Ti-10V-2Fe-3Al и после 16 ч в случае VST5553 , а в сплаве Beta-21S значения становятся равными к 32 ч старения. Наблюдаемое снижение объема элементарной ячейки первичной α -фазы при старении во всех рассмотренных сплавах, по нашему мнению, может быть связано с ее обогащением

β -стабилизаторами при старении, для подтверждения требуются дополнительные прецизионные исследования.

Так как распад метастабильного β -твердого раствора в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al происходит во всем объеме матрицы при нагреве до температуры старения [12], то высокая объемная доля $\alpha_{\text{В}}$ -фазы позволяет получать рентгеновские дифрактограммы и анализировать периоды кристаллических решеток фаз в самой начальной стадии старения, что затруднительно для двух других рассмотренных сплавов. Поэтому для оценки влияния легирующих элементов в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al на периоды кристаллической решетки фаз был произведен расчет изменения объема элементарной ячейки кристаллических решеток β - и $\alpha_{\text{В}}$ -фазы после старения продолжительностью 32 ч относительно закаленного состояния для β -фазы и состояния после нагрева до 500°C для $\alpha_{\text{В}}$ -фазы. Затем было проведено сравнение расчетных значений с экспериментально полученными методом полнопрофильного РСФА. Содержание алюминия, ванадия и железа в β - и α -фазе в равновесии при температурах, соответствующих I (закалке) и II (старению) ступени термообработки, были получены с помощью моделирования фазовых превращений в программе JMatPro (табл. 1).

Таблица 1. Содержание легирующих элементов в равновесии при температуре, соответствующей обработке на I и II ступени, в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al

$T, ^\circ\text{C}$	Содержание в β -фазе, ат. %			Содержание в α -фазе, ат. %		
	Al	Fe	V	Al	Fe	V
775	5.22	1.61	9.83	6.65	0.01	1.67
500	3.66	5.40	30.32	6.01	0.02	1.28

Изменение объема элементарной ячейки кристаллической решетки β -фазы было рассчитано как аддитивное влияние разницы концентрации легирующих элементов в данной фазе (алюминия, ванадия, железа) в равновесном состоянии при температуре обработки на I и на II ступени, согласно JmatPro. Изменение концентрации определенного легирующего элемента умножали на коэффициент его влияния на периоды кристаллической решетки фазы, табл. 2 [18, 19]. Изменение объема элементарной ячейки кристаллической решетки вторичной α_B -фазы было рассчитано как аддитивное влияние разницы химического состава в равновесном состоянии β -фазы при температуре обработки на I ступени и химического состава α -фазы при 500°C (согласно JMatPro).

Учитывались концентрации легирующих элементов (алюминия, ванадия) умноженные на соответствующий коэффициент влияния легирующего элемента на периоды кристаллической решетки α -фазы (табл. 2). Влияние железа на периоды кристаллической решетки α -фазы не учитывалось, так как данный элемент имеет минимальную растворимость в α -фазе [3].

Полученные расчетные значения изменения объема элементарной ячейки кристаллической решетки β - и α -фазы имеют один порядок со значениями, полученными методом полнопрофильного РСФА (табл. 3). Поэтому сравнение расчетного и экспериментально полученного объема элементарной ячейки фаз подтверждает, что природа изменения периодов кристаллической решетки фаз в рассмотренных сплавах связана с перераспределением легирующих элементов между фазами в процессе старения. Наблюдаемые числовые отличия могли возникнуть по двум причинам. Во-первых, из-за принятого приближения использования химического состава β -фазы после закалки в качестве начального химического состава зародившейся вторичной α_B -фазы. Во-вторых, из-за неточности рассчитанного в JMatPro равновесного химического состава α -фазы при 500°C, который отличается от фактического состава α_B -фазы, образующейся в присутствии α_{II} -фазы. Последнее подтверждается наблюдаемым отличием параметра c/a для α -фаз, отмеченным ранее.

Таким образом, метод полнопрофильного рентгеноструктурного анализа позволяет исследовать характер перераспределения легирующих элементов между фазами при старении высокопрочных сплавов титана. Полученные в работе результаты могут быть использованы для количественной оценки влияния каждого растворенного элемента на параметры кристаллической решетки фаз. Это может быть полезно для разработки моделей, которые позволят прогнозировать механические свойства сплавов на основе теории упругости. Эти модели могут помочь в раз-

Таблица 2. Коэффициенты, отражающие влияние добавления 1 ат. % легирующего элемента на объем элементарной ячейки α - и β -фазы (по данным из [18, 19])

Элемент	ΔV_{α} , нм ³ /ат. %	ΔV_{β} , нм ³ /ат. %
Al	-0.0000054	-0.0000498
Fe	-0.0001128	-0.0001743
V	-0.0000613	-0.0000830
Mo	+0.0000215	-0.0000406
Cr	-0.0001619	-0.0001259
Nb	+0.0000379	+0.0000042

Таблица 3. Расчетные и экспериментальные значения изменения объема элементарной ячейки β - и α -фазы сплава Ti-10V-2Fe-3Al после старения продолжительностью 32 часа относительно закаленного состояния для β -фазы и состояния после нагрева до 500°C для α_B -фазы

ΔV_{β} , нм ³ (РСФА)	ΔV_{β} , нм ³ (расчет)	ΔV_{α_B} , нм ³ (РСФА)	ΔV_{α_B} , нм ³ (расчет)
-0.00162	-0.00228	0.00050	0.00052

работке новых металлических сплавов с оптимальными механическими свойствами, которые будут использоваться в различных отраслях промышленности.

ВЫВОДЫ

В работе было проведено исследование структуры и фазового состава закаленных высокопрочных титановых сплавов VST5553, Ti-10V-2Fe-3Al, Beta-21S в ходе старения при температуре 500°C. Определены параметры кристаллической решетки фаз методом полнопрофильного анализа рентгеновских дифрактограмм. Установлено, что:

1. При увеличении времени старения во всех сплавах происходит увеличение объема ячейки α_B -фазы и уменьшение объема ячейки α_{II} -фазы и β -фазы;
2. Соотношение параметров c/a α_{II} -фазы возрастает с увеличением содержания Al в сплавах и при старении сплавов существенно не изменяется и сохраняется выше, чем у α_B -фазы, что связано с более высоким содержанием Al в α_{II} -фазе;
3. Соотношение параметров c/a α_B -фазы зависит от времени старения, типа и содержания β -стабилизирующих элементов в сплавах, среди рассмотренных в работе сплавов наибольшее в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al, наименьшее в Beta-21S.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства “Приоритет-2030”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Полькин И.С.* Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1984. 96 с.
2. *Ильин А.А.* Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М.: Наука, 1994. 304 с.
3. *Цвиккер У.* Титан и его сплавы. М.: Мир, 1979. 512 с.
4. *Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства / Справочник. М.: ВИЛС, 2009. 520 с.
5. *Полькин И.С., Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В.* Статистическая оценка свойств титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2015. № 1. С. 27–36.
6. *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.
7. *Zhang Y., Tang B., Kou H., Wang H., Wang J., Xu D., Lin D.* Revealing the local lattice strains and strengthening mechanisms of Ti alloys // Comput. Mater. Sci. 2018. V. 152. P. 169–177.
8. *Pan Y., Sun Q., Xiao L., Ding X., Juan L.* Plastic deformation behavior and microscopic mechanism of metastable Ti–10V–2Fe–3Al alloy single crystal pillars orientated to $\langle 011 \rangle_{\beta}$ in submicron scales Part II: Phase transformation dependence of size effect and deformation mechanism // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 743. P. 804–810.
9. *Желнина А.В., Калиенко М.С., Щетников Н.В., Володазский Ф.В.* Эволюция структурно-фазового состояния в закаленном титановом сплаве Ti–10V–2Fe–3Al при старении // Неорганические материалы. 2021. Т. 57. № 4. С. 449–456.
10. *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 // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 12. С. 1324–1330.
11. *Bein S., Bechet J.* Phase transformation kinetics and mechanisms in titanium alloys Ti-6.2. 4.6, β -CEZ and Ti-10.2. 3 // Le Journal de Physique IV. 1996. V. 6. № 1. P. 99–108.
12. *Калиенко М.С., Желнина А.В., Илларионов А.Г.* Влияние скорости нагрева до температуры старения на структуру и упрочнение титанового сплава Ti–10V–2Fe–3Al с разным содержанием углерода // Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. № 6. С. 621–629.
13. *Maeda T., Flower H.M.* Element Partitioning Behavior in Commercial β Titanium Alloys / Proceedings of the 11th World Conference on Titanium, Kyoto, Japan, 2007. P. 443–446.
14. *Malinov S., Sha W., Markovsky P.* Experimental study and computer modelling of the $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ phase transformation in $\beta 21s$ alloy at isothermal conditions // J. Alloys Compd. 2003. V. 348. № 1–2. P. 110–118.
15. *Jones N.G., Dashwood R.J., Jackson M., Dye D.* β Phase decomposition in Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr // Acta Mater. 2009. V. 57. № 13. P. 3830–3839.
16. *Goetz M., Dehmas M., Appolaire B., Aeby-Gautier E., Andrieu S., Billot T.* Decomposition of the β phase at intermediate temperature in β -metastable Ti-5553 alloy // MATEC Web of Conferences. EDP Sciences, 2020. V. 321. P. 12024.
17. *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.
18. *Bignon M., Bertrand E., Rivera-Díaz-Del-Castillo P.E., Tancret F.* Martensite formation in titanium alloys: Crystallographic and compositional effects // J. Alloys Compd. 2021. V. 872. P. 159636.
19. *Fitzner A., Thomas M., Fonseca J.Q.D., Zhang S.Y., Kelleher J., Preuss M.* The effect of aluminium on deformation and twinning in alpha titanium: the ND case / Proceedings of the 13th World Conference on Titanium. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2016. P. 1051–1055.
20. *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 // Metall. Mater. Trans. A. 2002. V. 33. P. 1307–1317.
21. *Huang S., Zhang J., Ma Y., Zhang S., Youssef S.S., Qi M., Yang R.* Influence of thermal treatment on element partitioning in $\alpha + \beta$ titanium alloy // J. Alloys Compd. 2019. V. 791. P. 575–585.