

УДК 669.295

*О.С. Кашапов¹, Т.В. Павлова¹, В.С. Калашиников¹, А.В. Заводов¹***ЯВЛЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА
МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ
С ВЫДЕЛЕНИЕМ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ТРЕТИЧНОЙ α -ФАЗЫ
В ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-3-22

Рассмотрено явление образования и низкотемпературного распада метастабильных твердых растворов β - и α -фаз с выделением дисперсных частиц третичной α -фазы в отечественных жаропрочных титановых сплавах. Показано, что третичная α -фаза может быть образована на конечном этапе охлаждения полуфабриката после термической обработки на твердый раствор, а также в результате старения. Приведены примеры гетерогенных структур в различных полуфабрикатах и деталях. Рассмотрено изменение механических свойств жаропрочных титановых сплавов в связи со структурным дисперсионным твердением.

Ключевые слова: титановые сплавы, термическая обработка, микроструктура, электронная микроскопия, диффузионное превращение, прочность, превращенная α -фаза.

*O.S. Kashapov¹, T.V. Pavlova¹, V.S. Kalashnikov¹, A.V. Zavodov¹***THE PHENOMENON OF FORMATION
AND LOW-TEMPERATURE DIFFUSION TRANSFORMATION
OF METASTABLE SOLID SOLUTIONS
WITH THE RELEASE OF DISPERSED PARTICLES
OF INTRAGRANULAR WIDMANSTATTEN ALPHA PHASE
IN HEAT-RESISTANT TITANIUM ALLOYS**

In the article discussed the phenomenon of formation and low-temperature diffusion transformation of metastable solid solutions with the release of dispersed particles of intragranular Widmanstätten α in Russian heat-resistant titanium alloys. It is shown that the intragranular Widmanstätten alpha phase can be formed at the final stage of cooling of the semi-finished product after heat treatment to a solid solution, as well as a result of aging. Examples of heterogeneous structures in various semi-finished products and details are given. The change of mechanical properties of heat-resistant titanium alloys in connection with structural dispersion hardening is considered.

Keywords: titanium alloys, thermal treatment, microstructure, electron microscopy, diffusion transformation, strength, Widmanstätten alpha.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Жаропрочные титановые сплавы, относящиеся к псевдо- α - и $\alpha+\beta$ -классам, представляют собой комплексно-легированные системы на основе α - и β -твердых растворов, как правило упрочненных интерметаллидными частицами – силицидами и алюминидными титана. Современный подход к формированию структуры титановых сплавов, предназначенных для наиболее ответственных деталей газотурбинных двигателей

(дисков и лопаток компрессора), заключается в получении дуплексной микроструктуры материала: глобулярно-пластинчатой – для полуфабрикатов, деформированных и отожженных при температурах двухфазной области, и бипластинчатой – для полуфабрикатов, деформированных при температурах однофазной области и отожженных при температурах двухфазной области. Глобулярно-пластинчатая микроструктура представляет собой одну из разновидностей микроструктур переходного типа (от глобулярной к пластинчатой) и является в настоящее время основной структурой для большинства полуфабрикатов из отечественных жаропрочных титановых сплавов [1–3]. Бипластинчатая микроструктура для отечественных титановых сплавов – достаточно редкое явление и может встречаться в сплавах ВТ3-1 и ВТ25, но распространена в зарубежных двухфазных титановых сплавах – например, Ti6246 и Ti62222S (США) [4]. Формирование дуплексных микроструктур в условиях, представляющих наибольший практический интерес, происходит при охлаждении полуфабриката на воздухе от температур двухфазной области, близких к температуре полного полиморфного превращения, после высокотемпературной термомеханической или термической обработки. В процессе охлаждения происходит $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение, протекающее по диффузионному механизму; существенно снижается растворимость алюминия в β -фазе и β -стабилизаторов в α -фазе. Поэтому при скоростях охлаждения до $\sim(10\text{--}150)^\circ\text{C}/\text{мин}$ получающиеся твердые растворы α - и β -фаз, как правило, будут являться метастабильными – вторичная α -фаза может содержать «избыточное» количество кремния и изоморфных β -стабилизаторов, а β -фаза – алюминия, растворимость которого еще больше уменьшается в присутствии олова и циркония. Сами твердые растворы имеют концентрационные градиенты по содержанию легирующих элементов в силу диффузионной природы превращения $\beta \rightarrow \alpha$ [5–8].

Для большинства сплавов после высокотемпературной обработки предусмотрена низкотемпературная ступень отжига (старение), которую проводят при относительно низких температурах [9], что обеспечивает оптимальное сочетание механических свойств материала. Относительно низкие температуры старения и небольшая продолжительность выдержки не позволяют в полной мере стабилизировать твердые растворы, кроме того, при больших суммарных концентрациях алюминия, олова и кислорода происходит расслоение α -твердого раствора как в первичной, так и во вторичной α -фазах. Описанные особенности являются предпосылкой для дораспада твердых растворов при температурах неполного отжига на технологических операциях термической обработки деталей, необходимых для снятия напряжений после механической обработки или сварки, и/или в процессе работы изделия при длительном циклическом воздействии эксплуатационных температур и напряжений. Если в первом случае, при изготовлении лопаток компрессора, выделение частиц третичной α -фазы способствует повышению усталостной долговечности, то в последнем случае фазовые превращения имеют непосредственное отношение к термической стабильности материала и влияют на ресурс работы материала деталей. Появление третичной α -фазы в микроструктуре относительно малолегируемых титановых сплавов, содержащих легирующие элементы (β -стабилизаторы) в количестве 2–4,5% в структурном эквиваленте по молибдену, почти всегда носит «случайный» характер. В работе [10] приведены схемы выделения третичной α -фазы в сплаве Ti64 с указанием условий ее выделения (рис. 1 и 2).

Условия образования третичной α -фазы при охлаждении сплава Ti64 весьма ограничены – ее образование возможно только после нагрева при относительно низких температурах и в узком диапазоне скоростей охлаждения. Причем образование третичной α -фазы чаще всего сопровождается появлением α -оторочки по границам β -зерна (рис. 2).

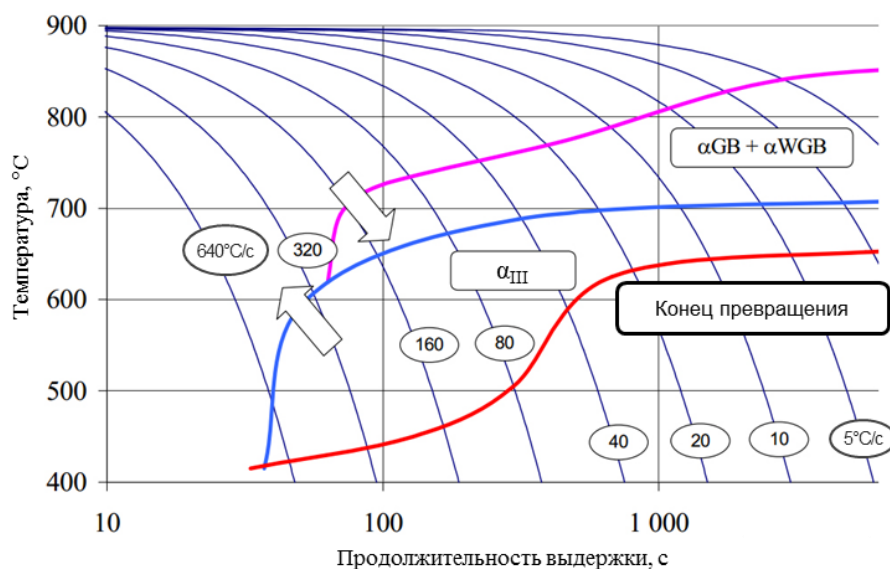


Рис. 1. Выделение третичной α -фазы в сплаве Ti64 при различной скорости охлаждения: α_{III} – третичная α -фаза; α_{GB} – α -оторочка; α_{WGB} – превращенная α -фаза

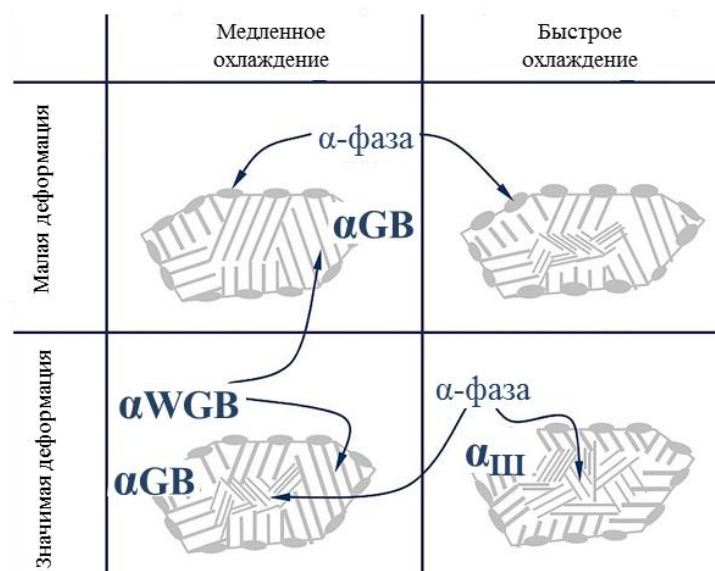


Рис. 2. Кинетика образования превращенной α -фазы в сплаве Ti64: α_{III} – третичная α -фаза; α_{GB} – α -оторочка; α_{WGB} – превращенная α -фаза

На практике эти условия возможно стабильно реализовать при изготовлении штампованных лопаток, калибровка которых происходит при относительно низких температурах, а сечения штамповок малы.

Большинство отечественных жаропрочных титановых сплавов также относятся к группе малолегированных двухфазных титановых сплавов, тем не менее третичная α -фаза в этих сплавах в микрообъемах встречается в крупных полуфабрикатах, таких как штамповки дисков. Приведем несколько примеров.

Так, диск компрессора высокого давления из сплава BT9 изготовлен из штамповки третьей весовой категории по ОСТ1 90197 после двойного отжига по серийному режиму. В данном случае на фоне относительно крупных пластин вторичной α -фазы (рис. 3, а–в) значительная объемная доля частиц превращенной третичной α -фазы приходится на дисперсные выделения третичной α -фазы (рис. 3, г).

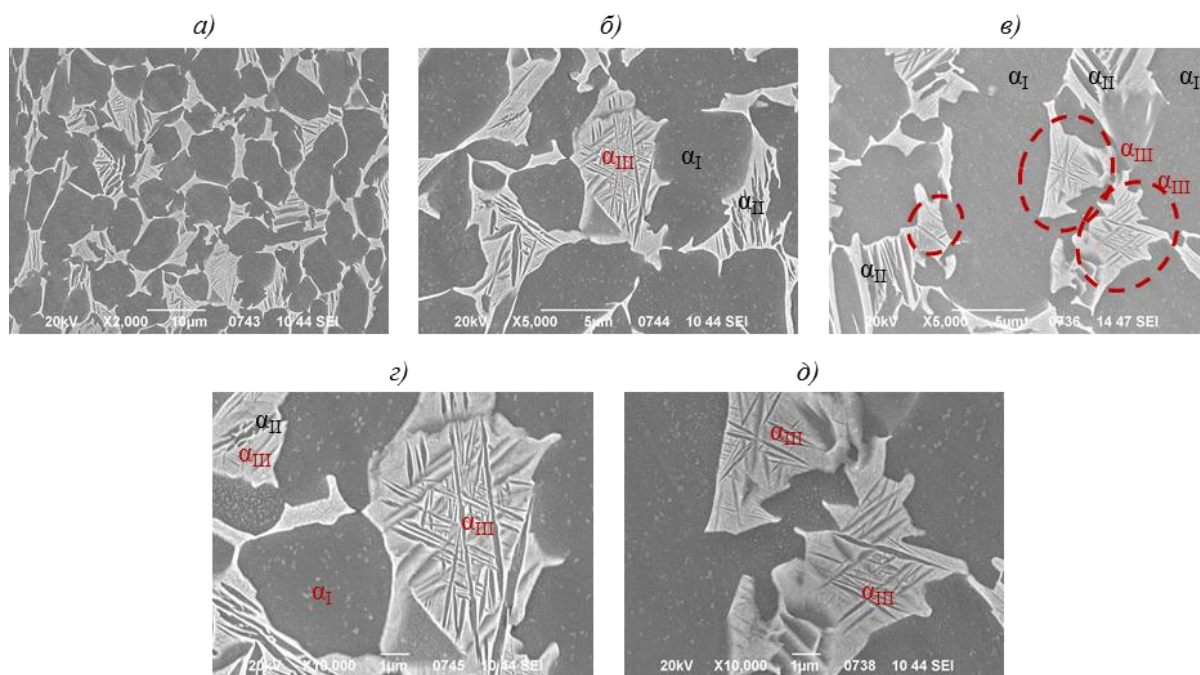


Рис. 3. Микроструктура диска из сплава ВТ9: α_I , α_{II} , α_{III} – первичная, вторичная и третичная α -фаза соответственно

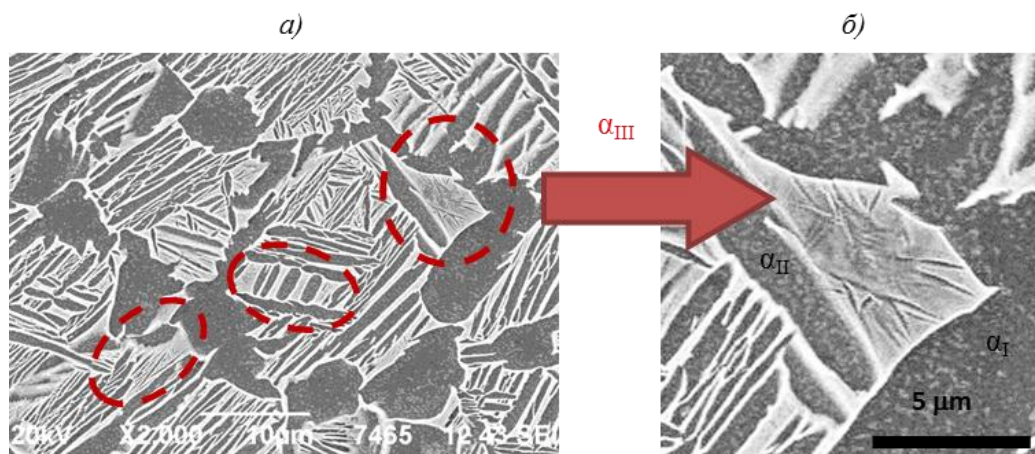


Рис. 4. Микроструктура поковки диска из сплава ВТ25У: на фоне более крупной вторичной α -фазы встречаются участки с дисперсной третичной α -фазой

Другой пример – поковка диска из сплава ВТ25У после двойного отжига по серийному режиму. Микроструктура материала приведена на рис. 4.

Следующий пример – поковка диска из сплава ВТ8-1 после двойного отжига по серийному режиму. Микроструктура материала исследована методом просвечивающей электронной микроскопии (рис. 5).

Для структур глобулярно-пластинчатого типа размеры (толщина и длина) частиц третичной α -фазы значительно меньше, чем частиц вторичной α -фазы.

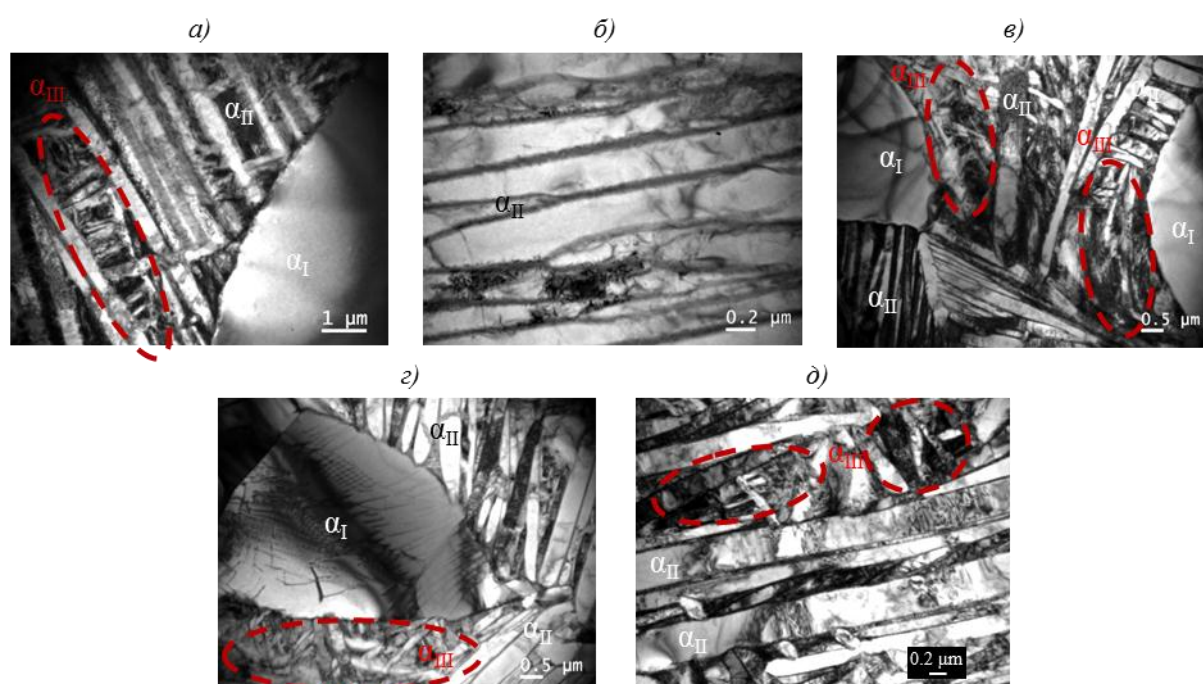


Рис. 5. Микроструктура поковки из сплава ВТ8-1:

а – участок микроструктуры с первичной и вторичной α -фазой; *б* – пластины вторичной α -фазы; *в*, *г* – третичная α -фаза занимает объемы между первичной и вторичной α -фазой; *д* – третичная α -фаза между пластинами вторичной α -фазы

В случаях с глобулярной и бипластинчатой микроструктурами данное отличие не столь существенно, что обусловлено большей дисперсностью вторичной α -фазы и относительно высоким уровнем легирования элементами, стабилизирующими β -фазу. Необходимо отметить, что исходная глобулярно-пластинчатая микроструктура сплавов может состоять из пластин с различным химическим составом и морфологией превращенной α -фазы, образованной на разных стадиях высокотемпературной термомеханической обработки (ТМО) (рис. 6).

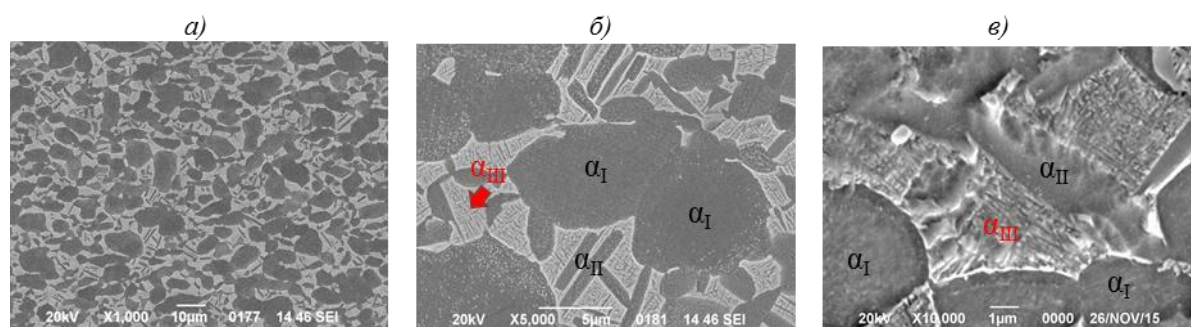


Рис. 6. Микроструктура лопаток:

а, *б* – лопатка из сплава ВТ3-1 после ТМО – объем материала между глобулами и крупными пластинами вторичной α -фазы занят превращенной третичной α -фазой, образованной в процессе охлаждения после калибровки при относительно низких температурах; *в* – микроструктура лопатки из сплава ВТ6 после ТМО с аналогичной морфологией α -фазы

Третичная α -фаза, представленная на рис. 6, не является предметом данного исследования, так как она является продуктом «обычного» высокотемпературного превращения $\beta \rightarrow \alpha$, происходящего в верхней части двухфазной области при охлаждении

от температур отжига или калибровки. Гетерогенность α -фазы обусловлена последовательным снижением температур на операциях деформации и калибровки.

Приведем пример, когда α -фаза, образующаяся в результате термической обработки, будет четвертой по порядку образования (рис. 7). В рассматриваемом случае дисперсные выделения превращенной α -фазы образовались в результате охлаждения после калибровки.

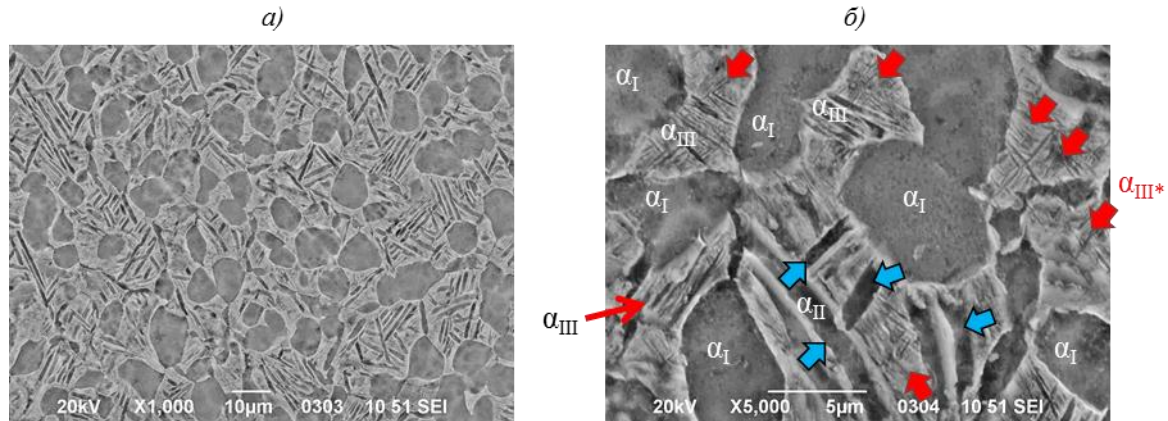


Рис. 7. Микроструктура штамповки лопатки из сплава VT8M-1 после ТМО – присутствуют три разновидности пластинок превращенной α -фазы: крупные вторичные, размером до 1,5 мкм (α_{II}), более дисперсные, толщиной в десятые доли микрометра (α_{III}), и нанодисперсные (α_{III}^*)

Таким образом, из приведенных примеров видно, что выделение третичной α -фазы происходит в разных сплавах и полуфабрикатах. Отметим также, что для более легированных двухфазных сплавов типа VT3-1, Ti6222S, Ti6246, VT23 и псевдо- β -сплавов типа VT22, Ti5553 возможны технологические схемы, направленные на стабильное получение структур с третичной α -фазой, при этом вопрос о структурном дисперсионном упрочнении в менее легированных сплавах должным образом не рассматривается.

В данной статье с учетом результатов исследований и опыта разработки во ФГУП «ВИАМ» жаропрочных титановых сплавов за последние 20 лет рассмотрены и систематизированы факторы, оказывающие влияние на стабильность и распад твердых растворов, приведена качественная оценка влияния выделений дисперсной третичной α -фазы на механические свойства жаропрочных титановых сплавов.

Работа проведена при поддержке РФФИ в рамках проекта «Исследование закономерностей формирования текстуры рекристаллизации в псевдо-альфа и альфа+бета титановых сплавах системы Ti–Al–Sn–Zr–Si–бета стабилизаторы для моделирования технологии их термомеханической обработки» и соответствует комплексному научному направлению 8. «Легкие, высокопрочные коррозионностойкие свариваемые сплавы и стали, в том числе с высокой вязкостью разрушения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [11–13].

Прежде чем переходить непосредственно к изложению материала статьи, необходимо четко определить, что авторы подразумевают под третичной α -фазой с учетом приведенных ранее примеров. Третичная α -фаза – фаза с пластинчатой морфологией выделения, имеющая отличный химический состав от первичной и вторичной α -фаз, образованная в результате диффузионного превращения как продукт «расслоения» β -твердого раствора или распада пересыщенных твердых растворов (преимущественно β - и вторичной α -фаз) при относительно низких температурах в процессе замедленного охлаждения, неполного отжига, старения или эксплуатации деталей при повышенных температурах.

Материалы и методы

В качестве материалов для исследования используются серийные полуфабрикаты и детали из сплавов ВТЗ-1, ВТ8, ВТ9 и ВТ25У, а также опытные прутки и штамповки, деформированные и отожженные при температурах двухфазной области, изготовленные в условиях ФГУП «ВИАМ» из слитков двойного переplava.

Микроструктуру материала исследовали методами оптической, растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии с применением приставки для локального рентгеноспектрального микроанализа, фазовый состав определяли методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре фирмы Rigaku. Качественный фазовый анализ образцов из жаропрочных титановых сплавов проводили в монохроматизированном $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении в геометрии Брегга–Брентано. Расшифровка дифрактограмм проведена с помощью специализированной программы HighScore и структурной базы данных PDF-2. Рентгеновская съемка проведена в диапазоне углов $2\theta=10\text{--}120$ градусов.

Испытательное и исследовательское оборудование входит в состав подразделений Испытательного центра ФГУП «ВИАМ».

Результаты

Приведенные во введении примеры выделения третичной α -фазы в двухфазных титановых сплавах после двойного или изотермического отжига не позволяют сделать однозначный вывод о стадии образования третичной α -фазы – непосредственно при охлаждении после высокотемпературной ступени отжига (по схеме сплава Тi64) или в процессе низкотемпературного отжига на второй ступени. Предварительно, для оценки влияния диффузионных процессов проведено исследование влияния нагревов при температурах $590\text{--}650^\circ\text{C}$ на микроструктуру заготовок из сплавов систем Тi–Al–Mo–Si и Тi–Al–Mo–Zr–Si, изготовленных методом ТМО, а также опытно-промышленных поковок из сплава типа ВТ18У с применением растровой электронной микроскопии. Микроструктура материала приведена на рис. 8–10.

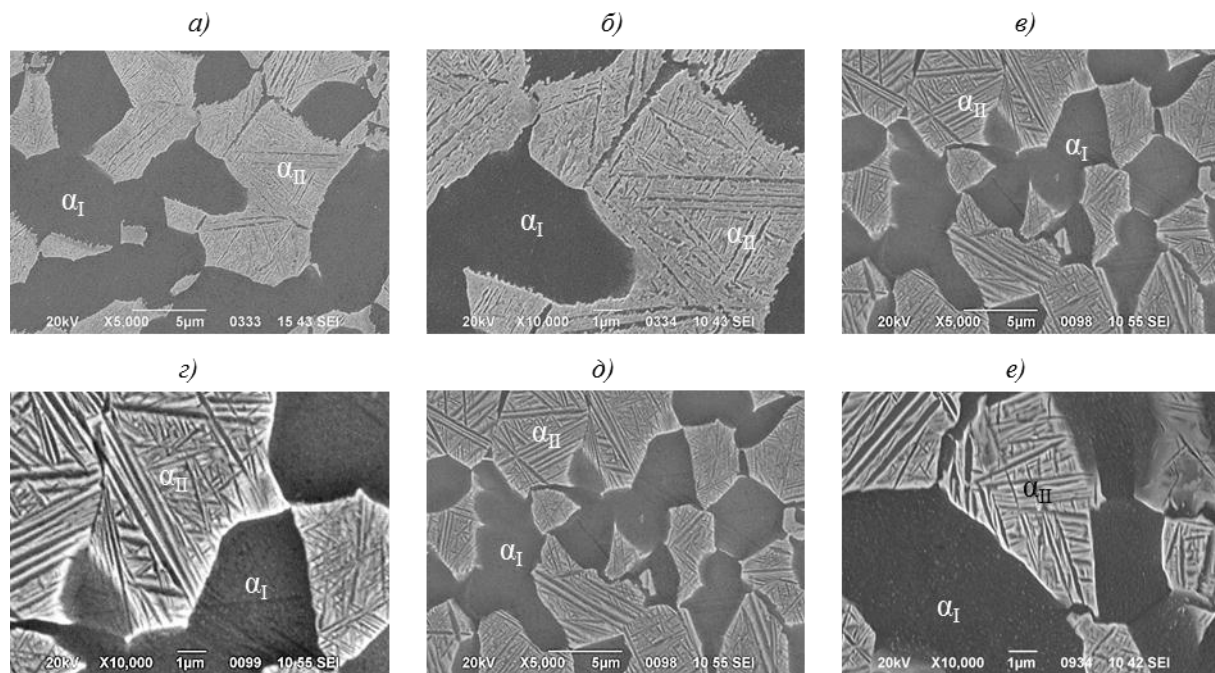


Рис. 8. Микроструктура сплава системы Тi–Al–Mo–Si после ТМО: в исходном состоянии (а, б); после дополнительного нагрева и выдержки при 590 (в, г) и 630°C (д, е) и охлаждения с печью

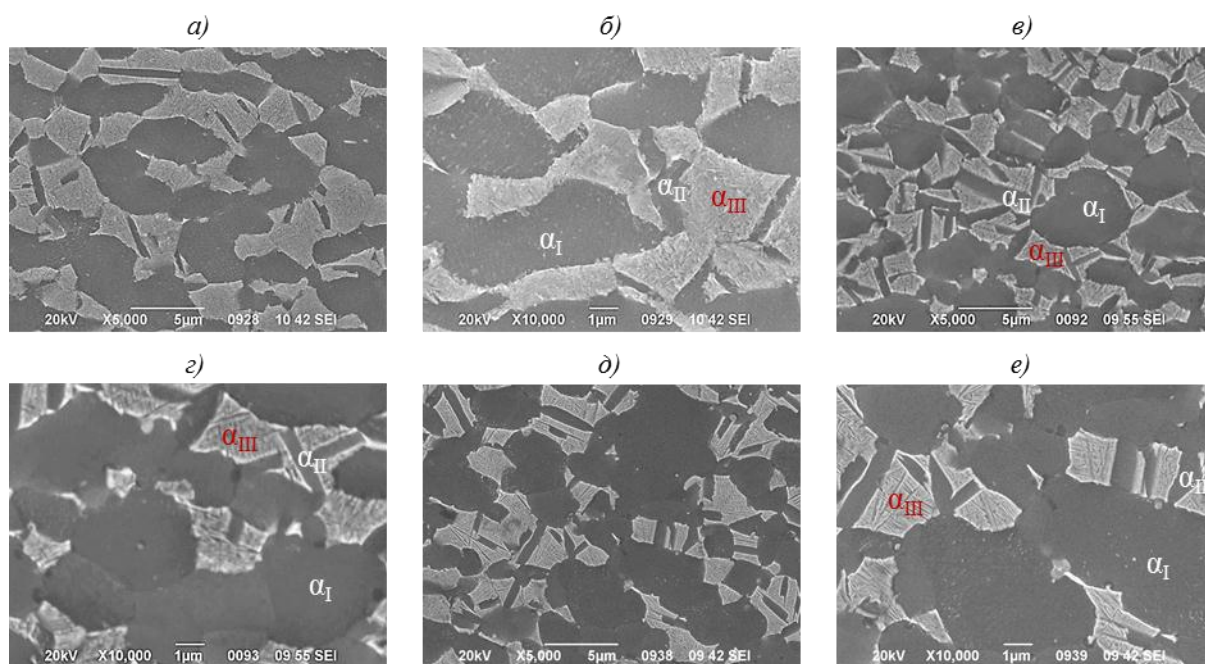


Рис. 9. Микроструктура сплава системы Ti–Al–Mo–Zr–Si после ТМО: в исходном состоянии (а, б); после дополнительного нагрева и выдержки при 590 (в, з) и 630°C (д, е) и охлаждения с печью

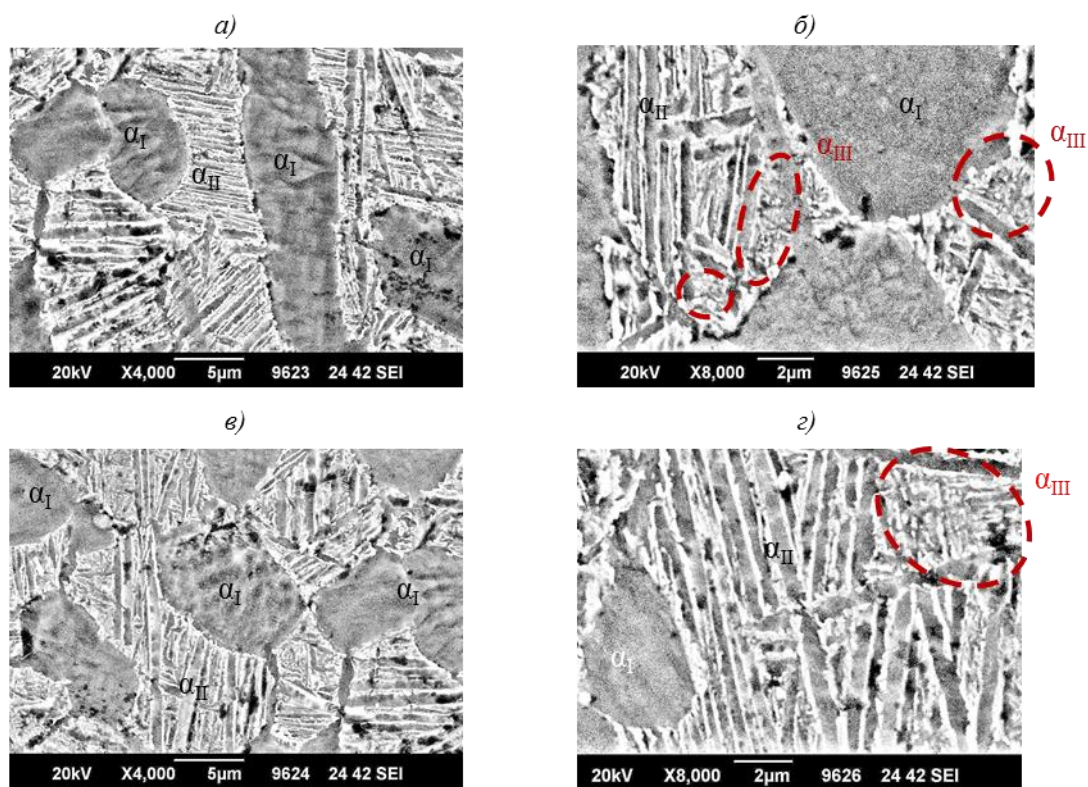


Рис. 10. Микроструктура сплава типа VT18У в отожженном состоянии: а, б – в исходном состоянии (двойной отжиг); в, з – после дополнительного нагрева и выдержки при 650°C и охлаждения с печью

Исследование влияния нагревов на микроструктуру двухфазных титановых сплавов систем Ti–Al–Mo–Si и Ti–Al–Mo–Zr–Si, а также сплава типа VT18У методом растровой электронной микроскопии при увеличениях до $\times 10000$ показало, что в результате

нагрева и выдержки при температурах 590 и 630°C происходит укрупнение пластинок вторичной α -фазы (рис. 8 и 9).

В сплаве типа VT18Y изначально присутствовала третичная α -фаза. Дополнительный отжиг при 650°C привел к укрупнению пластинок третичной α -фазы, при этом существенных изменений во вторичной α -фазе не выявлено.

Анализ дифракционных спектров показал – образцы в исходном состоянии и после проведения неполного отжига идентичны по фазовому составу. На дифрактограммах наблюдаются интенсивные дифракционные линии α -Ti с ГПУ-решеткой и слабо интенсивные линии β -Ti с ОЦК-решеткой. В табл. 1 представлены периоды решеток фаз.

Таблица 1

Периоды решеток α -Ti и β -Ti

Сплав, система	Состояние материала	Период
Ti-Al-Mo-Si	В исходном состоянии (ТМО)	α -Ti: $a=0,294$ нм, $c=0,467$ нм ; $c/a=1,5897$ β -Ti: $a=0,325$ нм
	ТМО+нагрев и выдержка при 630°C	α -Ti: $a=0,292$ нм, $c=0,467$ нм; $c/a=1,5990$ β -Ti: $a=0,324$ нм
Ti-Al-Mo-Zr-Si	В исходном состоянии (ТМО)	α -Ti: $a=0,292$ нм, $c=0,467$ нм; $c/a=1,5993$ β -Ti: $a=0,323$ нм
	ТМО+нагрев и выдержка при 630°C	α -Ti: $a=0,292$ нм, $c=0,467$ нм; $c/a=1,5978$ β -Ti: $a=0,323$ нм
Типа VT18Y	Двойной отжиг	α -Ti: $a=0,292$ нм, $c=0,468$ нм; $c/a=1,6022$ β -Ti: $a=0,325$ нм
	Двойной отжиг+ нагрев и выдержка при 650°C	α -Ti: $a=0,292$ нм, $c=0,468$ нм; $c/a=1,6022$ β -Ti: $a=0,324$ нм

В результате неполного отжига при температуре 630°C фазовый состав двухфазных сплавов не изменяется, однако происходит некоторое снижение уровня легирования твердых растворов α - и β -фаз (дораспад пересыщенных твердых растворов), о чем свидетельствует изменение величины отношения c/a для α -Ti или уменьшение периода решетки β -Ti.

Далее последовательно рассмотрим микроструктуру в опытных прутках из псевдо- α -титанового сплава типа VT20 после высокотемпературной ступени отжига в двухфазной области вблизи температуры полиморфного превращения ($T_{п.п}$) с охлаждением на воздухе (рис. 11), а также после второй ступени отжига при двух температурах (рис. 12 и 13).

Области с дисперсной третичной α -фазой наблюдаются после первой ступени отжига (рис. 11). После второй ступени отжига количество участков с третичной α -фазой увеличивается, причем с повышением температуры второй ступени отжига толщина пластин вторичной и третичной α -фазы увеличивается (рис. 12 и 13). Так, в первом случае ширина пластин вторичной α -фазы составляет от 0,5 до 2,5 мкм (рис. 12, б, в), третичной α -фазы – до 0,7 мкм (рис. 13, з). Во втором случае наблюдается не большое увеличение размеров пластин до 0,35 мкм. Пластины третичной α -фазы располагаются во всех кристаллографически возможных направлениях [14, 15], не образуя отдельных однонаправленных колоний. В табл. 2 приведен фазовый состав сплава типа VT20 по результатам исследования методом ПЭМ.

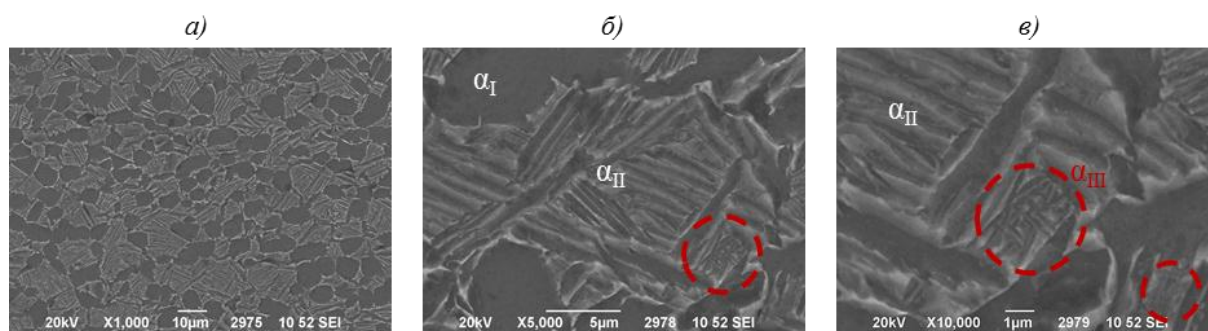


Рис. 11. Микроструктура (РЭМ) прутков из сплава типа ВТ20 после высокотемпературной ступени отжига с охлаждением на воздухе

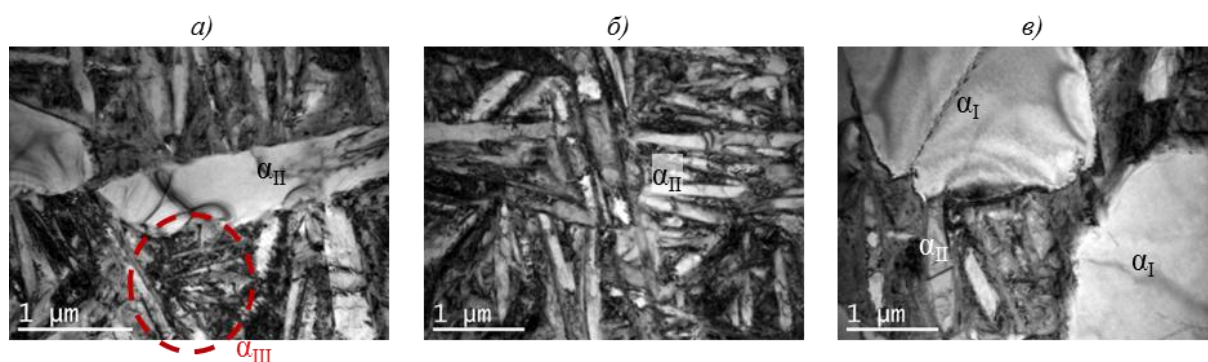


Рис. 12. Микроструктура (ПЭМ) прутков из сплава типа ВТ20 после двойного отжига (вторая ступень при минимальной температуре)

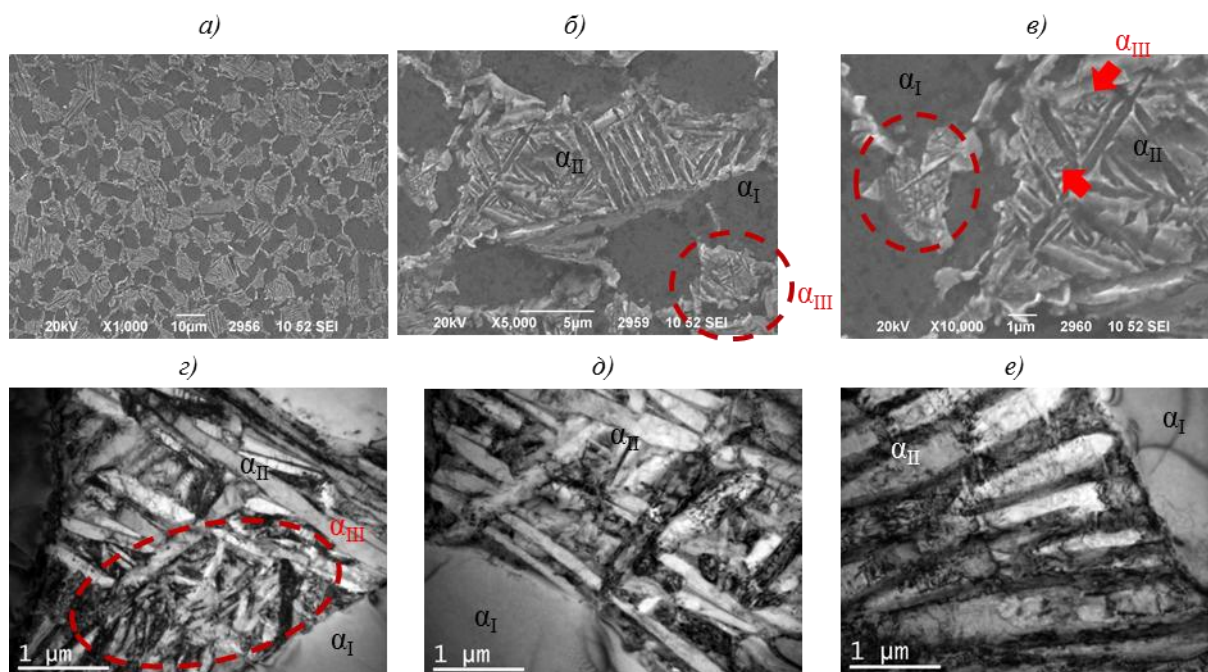


Рис. 13. Микроструктура (а-в – РЭМ; г-е – ПЭМ) прутков из сплава типа ВТ20 после двойного отжига (вторая ступень при максимальной температуре)

Таблица 2

Наличие выделений интерметаллидных фаз (алюминидов и силицидов титана)			
Режим термической обработки	Фазовый состав, наличие интерметаллидных частиц		
	α_I	α_{II}	Межфазные границы α/β
Одноступенчатый отжиг	Отсутствуют		
Двойной отжиг, вторая ступень отжига при минимальной температуре	$\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$	–	$\text{Ti}[\text{Zr}]_x\text{Si}_y$
Двойной отжиг, вторая ступень отжига при максимальной температуре	$\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$	$\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$	$\text{Ti}[\text{Zr}]_x\text{Si}_y$

Механические свойства сплава типа ВТ20 для рассматриваемых режимов термической обработки приведены в табл. 3.

Таблица 3

Механические свойства прутков из сплава типа ВТ20 в зависимости от режимов отжига

Режим термической обработки	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²
Одноступенчатый отжиг	1140	13,5	45,0	64
	1160	11,0	49,0	60
	1080	16,5	52,5	–
Двойной отжиг, вторая ступень отжига при минимальной температуре	1140	12,0	42,5	38
	1140	12,5	56,0	39
	1170	15,5	41,0	–
Двойной отжиг, вторая ступень отжига при максимальной температуре	1200	10,5	45,0	32
	1220	13,5	41,0	30
	1180	11,5	34,0	–

Кратковременная прочность сплава типа ВТ20 после обработки на твердый раствор (одноступенчатый отжиг) находится в пределах 1080–1160 МПа. Проведение низкотемпературной ступени отжига приводит к повышению уровня прочности до $\sigma_b \geq 1140$ МПа (для минимальной температуры обработки) и до $\sigma_b \geq 1180$ МПа при максимальной температуре обработки. Упрочнение сплава сопровождается снижением ударной вязкости с 60 до 38 Дж/см² при минимальной температуре обработки и до 30 Дж/см² при максимальной температуре обработки и в меньшей степени – снижением характеристик пластичности.

Рассмотрим влияние температуры второй ступени отжига на структуру псевдо- α -титанового сплава типа ВТ18У. На рис. 14 и 15 приведены микроструктуры образцов из опытной поковки после одноступенчатого и двойного отжига с четырьмя температурами обработки на второй ступени, последняя из которых составила 700°C.

После одноступенчатого отжига в сплаве присутствуют частицы первичной и вторичной α -фазы (рис. 14, а, б), а также граничные прослойки β -фазы. После второй ступени отжига при минимальной температуре появляются участки с третичной α -фазой. С увеличением температуры второй ступени отжига наблюдается увеличение толщины пластин превращенной α -фазы. Толщина частиц третичной α -фазы увеличивается с 0,1–0,2 мкм (рис. 14, в–е) до ~0,6 мкм при промежуточных температурах обработки (рис. 15, а–в). При температуре 700°C участков с дисперсной третичной α -фазой не наблюдается (рис. 15, г, д). Толщина частиц третичной α -фазы становится сопоставимой с толщиной пластин вторичной α -фазы (о том, что это частицы третичной α -фазы можно судить по ориентации пластин и морфологии выделения).

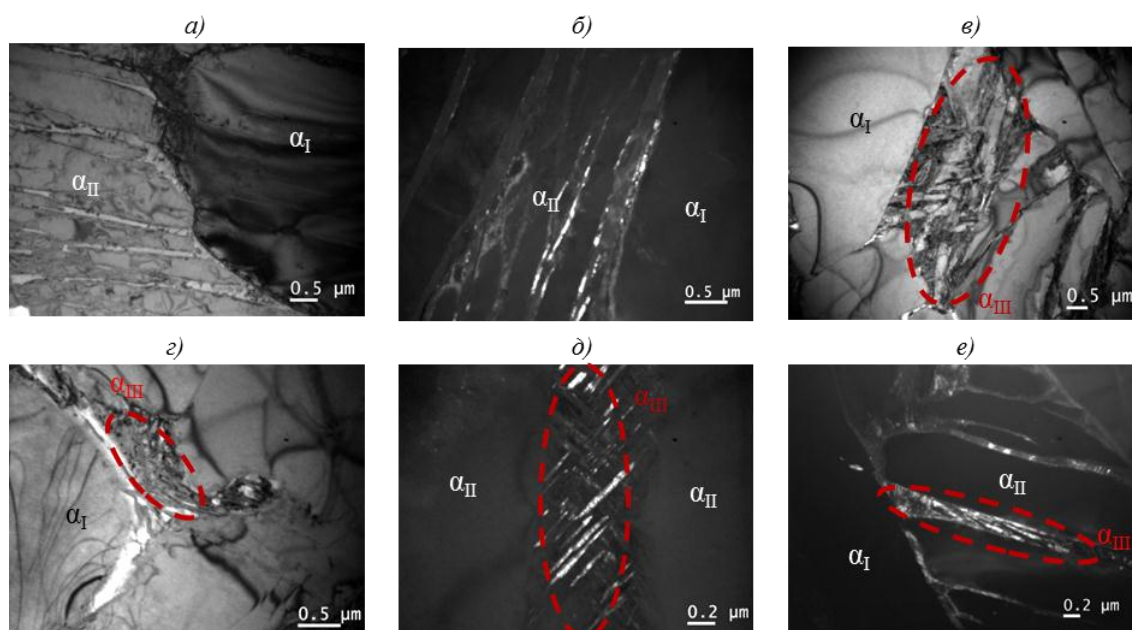


Рис. 14. Микроструктура сплава типа ВТ18У:

а, б – одноступенчатый отжиг; *в–е* – двойной отжиг (вторая ступень отжига при минимальной температуре)

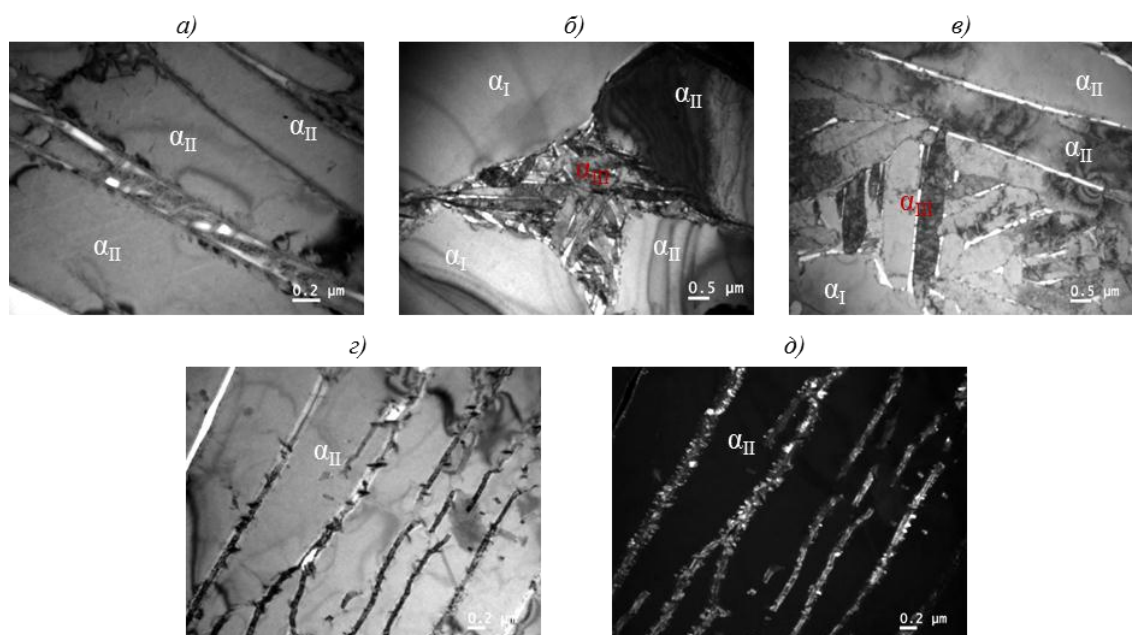


Рис. 15. Микроструктура сплава типа ВТ18У:

а–е – двойной отжиг, вторая ступень отжига при промежуточных температурах; *з, д* – двойной отжиг, вторая ступень отжига при температуре 700°С

Механические свойства сплава типа ВТ18У в зависимости от режимов термической обработки приведены на рис. 16 (более подробно этот вопрос разобран в работах [6, 9, 14]).

Далее рассмотрим изменения в микроструктуре дисков компрессора из сплава ВТ8, произошедшие в процессе наработки ~20000 ч в составе газотурбинного двигателя пассажирского авиалайнера. На рис. 17 и 18 приведена микроструктура материала дисков. Отметим, что исследование проведено на дисках трех плавков с содержанием

основных легирующих элементов, % (по массе): 6,15–6,2 Al; 3,12–3,16 Mo; 0,22–0,25 Si и примеси 0,1–0,12 Fe. Образцы материала для исследований отбирали от ободной части дисков – как наиболее температурно-нагруженной зоны деталей. Микроструктура образцов, полученных от всех дисков, – глобулярная типа 1а по девятитипной шкале (рис. 17) для штамповок дисков из титановых сплавов (объемная доля пластин вторичной α -фазы не превышала 10%).

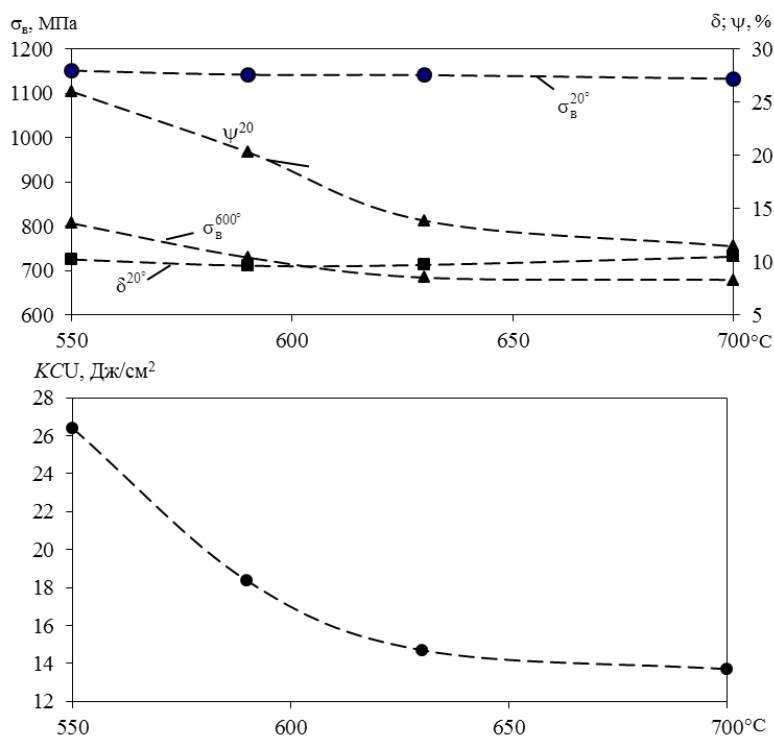


Рис. 16. Механические свойства сплава типа ВТ18У в зависимости от температуры второй степени отжига

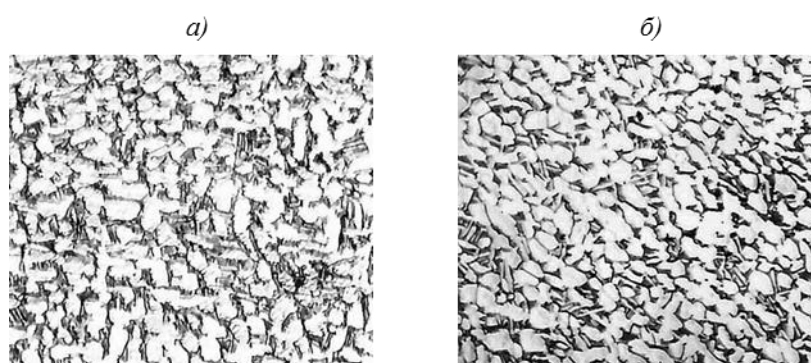


Рис. 17. Микроструктура ($\times 500$; оптическая микроскопия) дисков компрессора V (а) и IX ступеней (б) из сплава ВТ8

Материал в исходном состоянии содержит участки с третичной α -фазой, которые расположены в β -фазе, примыкающей к первичной α -фазе. В тонких прослойках β -фазы третичного распада не наблюдается (рис. 18, а). В материале с наработкой практически все β -прослойки содержат дисперсные выделения третичной α -фазы микро- и наноразмерности (рис. 18, б–д). В материале диска IX ступени, работающем при наибольших температурах, частицы третичной α -фазы имеют максимальную размерность при наибольшей объемной доле. Кроме того, на рис. 18, з и д по периметру

пластин вторичной α -фазы у межфазных границ отчетливо просматривается пограничный диффузионный слой с измененным химическим составом.

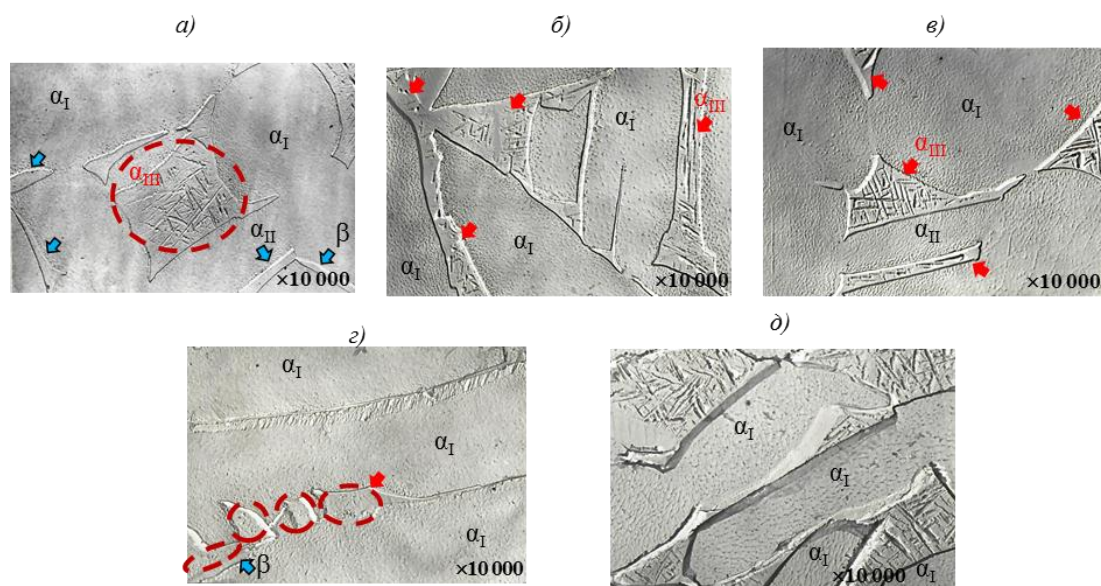


Рис. 18. Примеры образования третичной α -фазы в дисках компрессора из сплава ВТ8 после наработки ~ 200000 ч при температурах до $250-400^\circ\text{C}$ в процессе эксплуатации ГТД:

a – материал диска в исходном состоянии (без наработки); *б* – V ступень; *в* – VI ступень; *г* – VIII ступень; *д* – IX ступень

В материале с наработкой (рис. 19, *в, г*) присутствуют гексагональные сетки дислокаций. Воздействие напряжений приводит к незначительному росту плотности ориентированных линейных дислокаций (рис. 19, *а, б*).

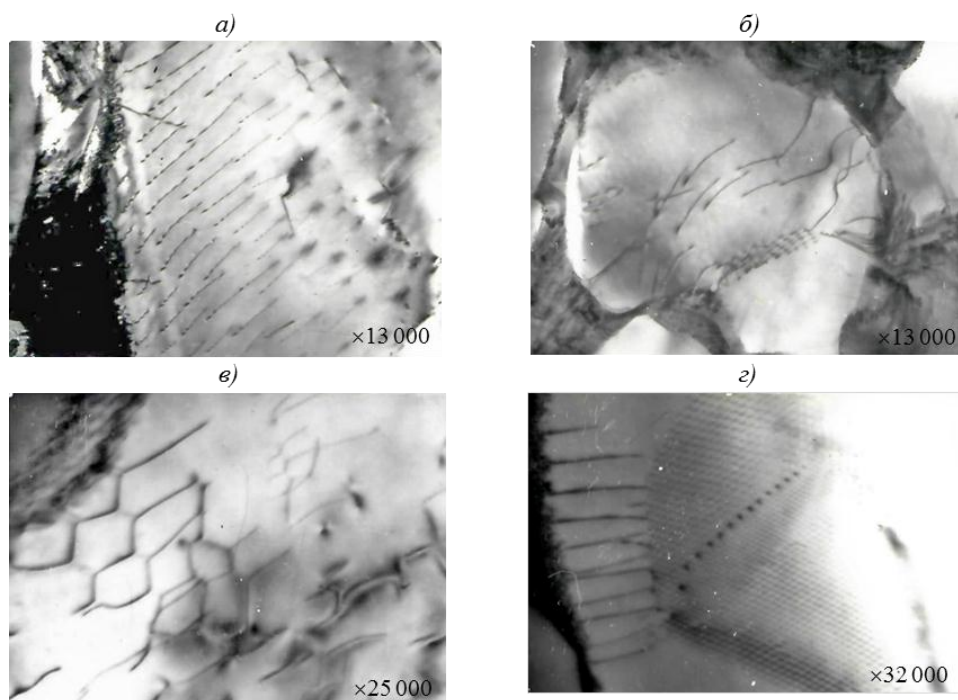


Рис. 19. Дислокационная структура материала дисков компрессора из сплава ВТ8 после наработки ~ 200000 ч при температурах до $250-400^\circ\text{C}$ в процессе эксплуатации ГТД:

а-в – V ступень; *г* – VIII ступень

В табл. 4 приведены механические свойства материала дисков компрессора в исходном состоянии и после наработки.

Таблица 4

Механические свойства материала дисков (обод) из сплава ВТ8

Место вырезки образцов – ступень	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
До наработки				
V, VIII и IX	970	10,4	31,0	57
	965	12,0	33,0	50
	1025	12,0	32,0	66
	1010	12,0	31,0	62
	1035	16,0	44,0	59
	1030	18,0	44,7	51
Среднее значение	1005	13,4	36,0	57,5
После наработки				
V, VIII и IX	1055	16	40,2	53
	1015	16	48,3	53
	1055	17,2	40,5	44
	1064	16	48,5	39
	1001	14,8	35,4	53
	1015	14,0	30,3	55
	1069	16,8	36,4	58
	1099	16,0	30,3	46
	1055	16,0	36,4	46
	1064	12,0	36,2	54
	1069	14,0	39,4	50
	1079	16,0	45,5	–
	1059	16,0	42,6	–
	1059	17,0	30,3	–
Среднее значение	1054	15,6	38,6	50,1

Как видно из данных табл. 4, наработка привела к повышению прочности и снижению ударной вязкости материала дисков из сплава ВТ8.

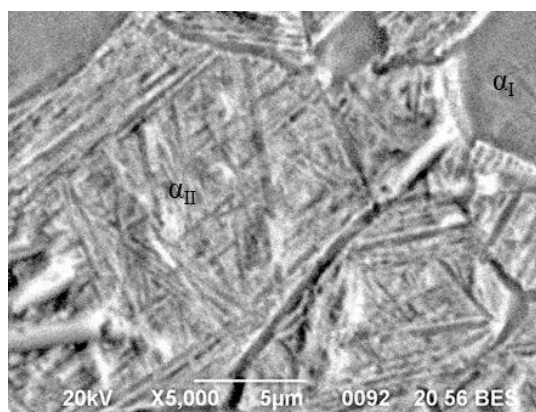


Рис. 20. Микроструктура (РЭМ) штамповки диска из сплава ВТ8-1 при охлаждении под вентилятором после высокотемпературной ступени отжига

Относительно влияния скорости охлаждения на появление в структуре третичной α -фазы ситуация не вполне однозначна. Можно предположить, что третичная α -фаза будет интенсивнее выделяться с повышением скорости охлаждения после термической обработки на твердый раствор, однако это не всегда так. Например, для сплава ВТ8-1 охлаждение под вентилятором со скоростью $\sim 100^\circ\text{C}/\text{мин}$ не приводит к появлению третичной α -фазы, но оказывает существенное влияние на увеличение дисперсности пластин вторичной α -фазы (рис. 20) [3].

Обсуждение и заключения

В работе [10] применительно к штамповкам из сплава Ti64 показано, что появление третичной α -фазы зависит от следующих факторов: температуры деформации, скорости охлаждения после деформации, степени деформации, температуры конца деформации и скорости охлаждения после термической обработки. Безусловно, эти факторы в той или иной мере определяют как параметры глобулярно-пластинчатой микроструктуры, так и условия образования третичной α -фазы. Не менее значимым фактором для группы малолегированных жаропрочных титановых сплавов (от VT18U до VT3-1) является композиция и химический состав сплавов. Если для сплава Ti64 выделение третичной α -фазы можно ожидать только в процессе охлаждения после обработки на твердый раствор, то для рассматриваемых комплексно-легированных жаропрочных титановых сплавов распад метастабильных твердых растворов продолжается при низкотемпературном отжиге. Как показало исследование структуры сплавов VT3-1, VT8M и VT9, поковок и прутков из псевдо- α -титановых сплавов протекание диффузионных процессов интенсифицируется при температурах $\sim 500^\circ\text{C}$. Отжиг при температурах $\sim 700^\circ\text{C}$ приводит к выравниванию химического состава и укрупнению частиц превращенной α -фазы. Наличие в микроструктуре габаритных штамповок дисков из жаропрочных титановых сплавов VT8, VT8-1, VT9 и VT25U после двойного отжига дисперсных частиц третичной α -фазы свидетельствует о возможности выделения этих частиц в процессе охлаждения после обработки на твердый раствор при относительно низких температурах и скоростях охлаждения. На примере сплава типа VT20 показано, в сплавах, содержащих цирконий и железо даже при малом количестве элементов, стабилизирующих β -фазу, возможно получение третичной α -фазы после высокотемпературного отжига. Метастабильность твердых растворов позволяет увеличивать объем дисперсных выделений диффузионной третичной α -фазы при определенных режимах низкотемпературного отжига (старения). Железо как элемент, имеющий наибольший коэффициент диффузии среди элементов замещения [16], существенно влияет на свойства сплавов даже при малых концентрациях.

Эффект от добавки циркония как структурного модификатора в титановых сплавах различного класса известен достаточно давно и обсуждался в работах [17–20]. На распад превращенной α -фазы могут оказывать влияние изоморфные β -стабилизаторы, растворимость которых в α -твердом растворе уменьшается с понижением температуры.

Оценить влияние структурного дисперсионного упрочнения позволяют данные, полученные по результатам исследования материала дисков из сплава VT8 с наработкой. Поскольку эксплуатационные температуры не превышали 400°C , дополнительного выделения интерметаллидных частиц силицидов и алюминидов титана в данном случае не происходило [20–22] (изменениями в дислокационной структуре материала можно пренебречь).

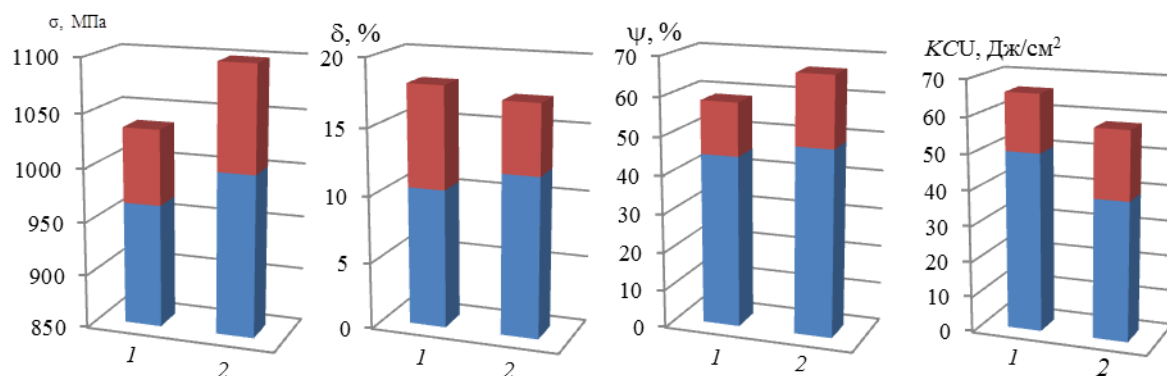


Рис. 21. Изменение механических свойств (■, ■ – максимальные и минимальные значения соответственно) материала дисков компрессора из сплава VT8 после наработки в составе ГТД: 1, 2 – материал дисков без наработки и с наработкой соответственно

На рис. 21 приведены диаграммы, иллюстрирующие изменение механических свойств материала дисков компрессора из сплава ВТ8 после наработки в составе ГТД по данным табл. 4.

Дополнительные выделения третичной α -фазы повышают прочность материала на ~ 50 МПа, снижая ударную вязкость на ~ 10 Дж/см². В псевдо- α -сплавах тенденции к снижению характеристик пластичности и ударной вязкости усиливаются за счет интерметаллидного дисперсионного упрочнения, которое происходит одновременно с выделением третичной α -фазы в процессе второй (низкотемпературной) ступени отжига. Отметим только, что наименьшее влияние на интерметаллидные фазы оказывает отжиг при минимальных температурах. Снижение эффекта от структурного дисперсионного упрочнения при повышении температуры второй ступени отжига до 700°C в сплаве типа ВТ18У для характеристики кратковременной прочности при комнатной температуре полностью компенсируется увеличением интерметаллидного дисперсионного упрочнения так, что уровень кратковременной прочности при комнатной температуре практически не изменяется.

Для более легированного псевдо- α -сплава типа ВТ20 эффект от структурного дисперсионного упрочнения более заметен. Так, прочность материала в результате низкотемпературного отжига после обработки на твердый раствор увеличивается с 1080 до 1140–1220 МПа, максимальное упрочнение достигается при сочетании структурного и интерметаллидного дисперсионного твердения. Данный вопрос требует отдельных исследований, при этом полученные результаты свидетельствуют о существенном вкладе в прочность материала дисперсных частиц третичной α -фазы.

Говоря о скоростях охлаждения металла как факторе, определяющем морфологию выделения фаз и их химический состав, следует отметить, что этот вопрос также требует дополнительных исследований для каждого сплава. Несмотря на то, что в реальных производственных условиях достаточно сложно регламентировать параметры охлаждения, данный технологический фактор является весьма существенным – например, для наиболее простого малолегированного двухфазного сплава Ti64 получение гетерогенных структур возможно даже при закалке в достаточно широком интервале скоростей охлаждения 420–20°C/с [23].

Выводы

1. Имеющиеся данные позволяют утверждать, что в серийных жаропрочных титановых сплавах со структурным эквивалентом по содержанию молибдена от $\sim 2,1$ до $\sim 5,5\%$ возможно получение гетерогенных структур, содержащих дисперсные выделения третичной α -фазы.

2. Дисперсионное структурное упрочнение частицами третичной α -фазы приводит к некоторому снижению характеристик ударной вязкости и относительного сужения.

3. Выделение частиц третичной α -фазы возможно как в процессе охлаждения при относительно низких температурах непосредственно после обработки на твердый раствор при относительно низких скоростях охлаждения металла, так и в процессе низкотемпературного отжига. Схематично процессы дисперсионного структурного упрочнения отражены на схеме (рис. 22).

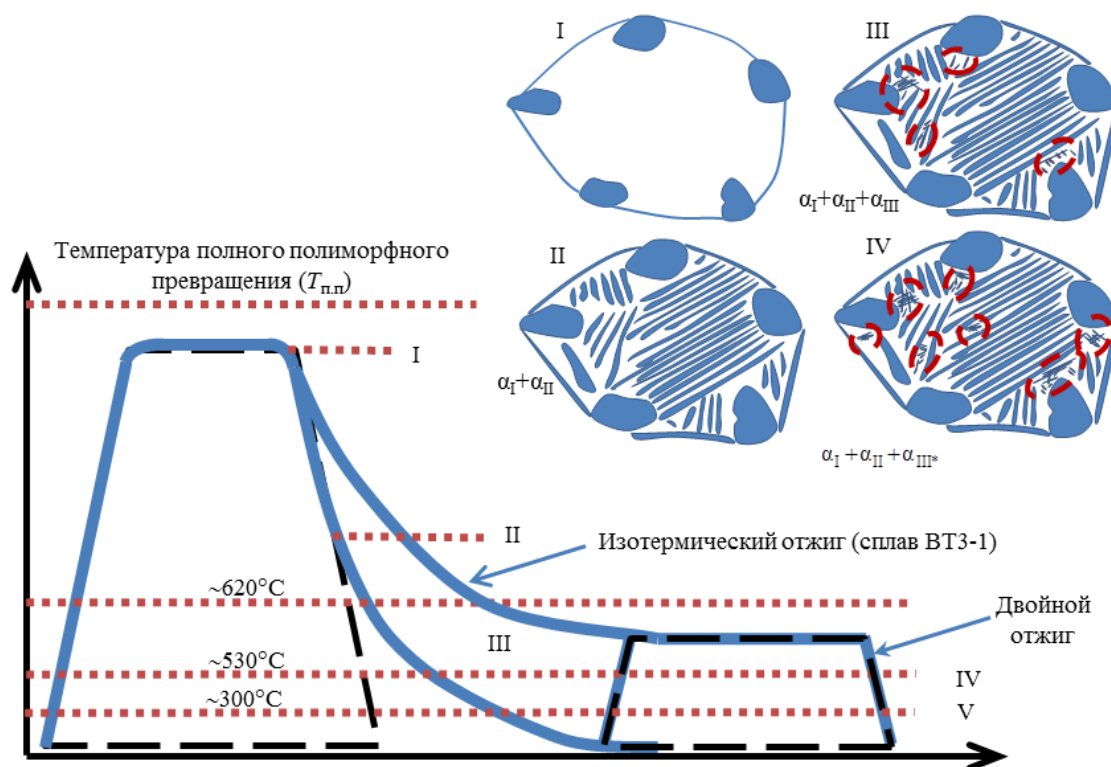


Рис. 22. Схема образования третичной α -фазы в малолегированных двухфазных и комплексно-легированных псевдо- α -титановых сплавах: этап I–II – формирование глобулярно-пластинчатой (дуплексной) микроструктуры; этап II–III – диффузионное расслоение твердых растворов с возможным образованием третичной α -фазы; этап III–IV – структурное дисперсионное твердение в процессе низкотемпературного отжига (старения); этап IV–V – распад β -твердого раствора (β -прослойка) при относительно низких температурах под воздействием циклических нагрузжений при эксплуатации деталей

4. Возможность получения стабильных гетерофазных структур в полуфабрикатах из малолегированных жаропрочных титановых сплавов может быть реализована при подборе режимов термомеханической и термической обработок. Распад твердых растворов может протекать как в β -фазе, так и в превращенной вторичной α -фазе. Схематично процесс дисперсионного твердения для частиц превращенной α -фазы рассмотрен в работе [24] для сплава типа ВТ20.

5. При температурах нагрева $\sim 700^\circ\text{C}$ структурно-фазовое состояние сплавов стабилизируется. Термическая стабильность структуры с частицами третичной α -фазы для легированных двухфазных титановых сплавов с учетом данных работ [25, 26] сохраняется до температур $500\text{--}550^\circ\text{C}$, а для псевдо- α -титановых сплавов – до температур $\sim 700^\circ\text{C}$.

6. Вопрос воздействия реальных условий эксплуатации (термоциклического нагружения) на механические свойства и структуру жаропрочных титановых сплавов ввиду постоянно увеличивающихся температур, напряжений и требуемого ресурса работы деталей требует тщательного изучения. На примере сплава ВТ8 показано, что распад β -твердого раствора может происходить при относительно низких температурах.

Благодарности

Авторы выражают благодарность специалистам Испытательного центра ФГУП «ВИАМ», принимавшим непосредственное участие в исследованиях, – Е.А. Лукиной, С.А. Наприенко, О.Ю. Лавровой, П.Н. Медведеву и др.

ЛИТЕРАТУРА

1. Аношкин Н.Ф., Брун М.Я., Шаханова Г.В. Требования к бимодальной структуре с оптимальным комплексом механических свойств и режимы ее получения // Титан. 1998. №1 (10). С. 35–41.
2. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Заводов А.В. Влияние условий охлаждения крупных промышленных поковок из жаропрочного титанового сплава ВТ41 на фазовый состав и механические свойства // Цветные металлы. 2018. №2. С. 76–82. DOI: 10.17580/tsm.2018.02.10.
3. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Кондратьева А.Р., Калашников В.С. Возможности по расширению области применения сплава ВТ8-1 для дисков и рабочих колес компрессора // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №3 (39). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.07.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-3-5-5.
4. Sauer C., Lutjering G. Influence of layers at grain boundaries on mechanical properties of Ti-alloys // Materials Science and Engineering A. 2001. Vol. 319–321. P. 393–397.
5. Es-Souni M. Creep behaviour and creep microstructures of a high-temperature titanium alloy Ti–5.8Al–4.0Sn–3.5Zr–0.7Nb–0.35Si–0.06C (Timetal 834). Part I. Primary and steady-state creep // Materials Characterization. 2001. Vol. 46. P. 365–379.
6. Davies P., Pederson R., Coleman M., Biroscas S. The hierarchy of microstructure parameters affecting the tensile ductility in centrifugally cast and forged Ti-834 alloy during high temperature exposure in air // Acta Materialia. 2016. Vol. 117. P. 51–67.
7. Tong Li, Mansur Ahmed, Gang Sha et al. The influence of partitioning on the growth of intragranular α in near- β Ti alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2015. Vol. 643. P. 212–222.
8. Evans D.J., Broderick T.F., Woodhouse J.B., Hoenigman J.R. On the synergism of α_2 and silicides in Ti–6Al–Sn–2Cr–2Zr–2Mo–Si // Titanium`95: Science and Technology. 1995. P. 2413–2420.
9. Moiseyev V.N. Titanium alloys: Russian Aircraft and Aerospace applications. Taylor & Francis Group, 2006. 214 p.
10. Monicault J.-M., Guedou J.-Y., Soniak F. Issues and progress in manufacturing of aero titanium parts. 2008. JM de Monicault / ИТА 24.09.2008. 38 p.
11. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
12. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
13. Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок // Крылья Родины. 2010. №4. С. 31–33.
14. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Кондратьева А.Р. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства опытных поковок из сплава ВТ41 с мелкозернистой структурой // Авиационные материалы и технологии. 2017. №3 (48). С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-3-7.
15. Bhattacharyya D., Viswanathan G.B., Denkenberger R. et al. The role of crystallographic and geometrical relationships between a and b phases in an a/b titanium alloy // Acta Materialia. 2003. Vol. 51. P. 4679–4691. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00179-4.

16. Suwas S., Singh A.K. Textural changes during $\beta \rightarrow \alpha$ and $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ transformations in a Near- α Titanium Alloy // Metallurgical and materials transactions. 2004. Vol. 35A. P. 925–938. DOI: 10.1007/s11661-004-0017-8.
17. Scotti L. First-principles study of solute diffusion mechanisms in alpha-Ti: thesis for the degree of PhD. School of Metallurgy and Materials. College of Engineering and Physical Sciences. University of Birmingham. March, 2016. 211 p.
18. Seishi Ishiyama, Shuji Hanada, Osamu Izumi. Effect of Zr, Sn and Al Additions on Deformation Mode and Beta Phase Stability of Metastable Beta Ti Alloys // ISIJ International. 1991. Vol. 31. No. 8. P. 807–813. DOI: 10.2355/isijinternational.31.807.
19. Jing R., Liang S.X., Liu C.Y. et al. Structure and mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy after zirconium addition // Materials Science and Engineering: A. 2012. Vol. 552. P. 295–300. DOI: 10.1016/j.msea.2012.05.043.
20. Binguo Fu, Hongwei Wang, Chunming Zou, Zunjie Wei. The influence of Zr content on microstructure and precipitation of silicide in as-cast near α titanium alloys // Materials Characterization. 2015. Vol. 99. P. 17–24. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.09.015.
21. Dolton W.T., Allison J.E., Lasecki J.V. The influence of thermal exposure on properties and microstructure of elevated temperature titanium alloys // Titanium'92 Science and technology. TMS, 1993. P. 295–302.
22. Попов А.А., Попова М.А. Изотермические диаграммы выделения силицидных и алюминидных фаз в жаропрочных титановых сплавах // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. №11. С. 23–28.
23. Ahmed T., Rack H.J. Phase transformations during cooling in $a+b$ titanium alloys // Materials Science and Engineering A. 1998. Vol. 243. P. 206–211. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.05.020.
24. Zhichao Sun, Xuanshuang Li, Huili Wu, He Yang. Morphology evolution and growth mechanism of the secondary Widmanstätten α phase in the TA15 Ti-alloy // Materials Characterization. 2016. Vol. 118. P. 167–174.
25. Zhang X.D., Evans D.J., Baeslack W.A., Fraser H.L. Effect of long term aging on the microstructural stability and mechanical properties of Ti–6Al–2Cr–2Mo–2Sn–2Zr alloy // Materials Science and Engineering. 2003. A344. P. 300–311.
26. Da Costa Teixeira J., Appolaire B., Aeby-Gautier E. et al. Transformation kinetics and microstructures of Ti17 titanium alloy during continuous cooling // Materials Science and Engineering A. 2007. Vol. 448. P. 135–145. DOI: 10.1016/j.msea.2006.10.024.