

УДК 539.388.1:669.018.44:669.295

М.А. Горбовец¹, Н.А. Ночовная¹

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА СКОРОСТЬ РОСТА ТРЕЩИНЫ УСТАЛОСТИ

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-3-3

Проведено исследование влияния структуры и фазового состава на скорость роста трещины усталости (СРТУ) при комнатной и рабочей температурах для жаропрочных титановых сплавов ВИТ1 с глобулярной и пластинчато-глобулярной структурой и VT41 с пластинчатой и глобулярно-пластинчатой структурой. Установлено влияние фазового состава и морфологии структурных составляющих на СРТУ.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: скорость роста трещины усталости (СРТУ), температура испытания, жаропрочный титановый сплав, интерметаллидный сплав, пластинчатая структура, глобулярно-пластинчатая структура, глобулярная структура, просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), электронная микроскопия, структура.

Research of influence of structure and phase composition on the fatigue crack growth rate (FCGR) is conducted at room and working temperature for heat-resisting titanium alloys VIT1 with globular and lamellar-globular structure and alloy VT41 with lamellar and globular-lamellar structure. Influence of phase composition and morphology of structural components on FCGR is established.

Investigation is executed within implementation of the complex scientific direction 2.2. «Qualification and researches of materials» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: fatigue crack growth rate (FCGR), testing temperature, heat-resisting titanium alloy, intermetallic alloy, lamellar structure, globular-lamellar structure, globular structure, TEM, electron microscopy, structure.

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

Для авиационных газотурбинных двигателей нового поколения требуются новые материалы с высокими жаропрочностью и удельной прочностью, повышенными усталостными характеристиками и сопротивлением распространению трещин усталости, высокой стабильностью механических и служебных свойств [1–3]. Один из путей повышения удельных характеристик авиационных газотурбинных двигателей – замена тяжелых ступеней ротора из сплавов на железоникелевой основе на титановые и интерметаллидные сплавы. Для этого необходимо повышать служебные характеристики титановых сплавов, поэтому разработчикам необходимо идти по пути совершенствования их композиций, технологии изготовления полуфабрикатов и термической обработ-

ки, а также находить оптимальные сочетания типа, параметров структуры и комплекса механических свойств применительно к условиям эксплуатации дисков КВД [2, 3].

Для материалов ротора компрессора особое значение имеют исследование сопротивления циклическим нагрузкам, скорости роста трещины усталости (СРТУ) и определение соответствующих характеристик [4, 5]. Величина СРТУ характеризует главным образом надежность материала, его возможность сохранять работоспособность в условиях имеющегося повреждения в виде трещины усталости некоторого размера [6].

Структура и фазовый состав оказывают влияние на механические свойства титановых сплавов и распространение трещин усталости [7–15]. В работе [8] показано, что на первой стадии роста трещины усталости влияние структуры существенно, причем для пластинчатой структуры результаты несколько выше, чем у глобулярно-пластинчатой. В то же время при переходе ко второй стадии роста трещины усталости при положительных коэффициентах асимметрии цикла влияние структуры практически нивелируется.

В работах [10–12, 15–17] для интерметаллидных титановых сплавов на основе системы Ti–Al–Nb показано существенное влияние на механические свойства и СРТУ перехода от пластинчато-глобулярной структуры к глобулярной. В работах [14, 18] отмечено, что для псевдо- α -титановых сплавов структура также оказывает заметное влияние на механические характеристики.

Материалы и методы

Для исследования выбраны дисковые заготовки из новых перспективных жаропрочных сплавов разных классов: псевдо- α -титанового сплава ВТ41 и интерметаллидного орто-сплава ВИТ1. Заготовки получены для каждого сплава с двумя типами структуры:

- для ВТ41 – с пластинчатой и глобулярно-пластинчатой структурой;
- для ВИТ1 – с глобулярной и пластинчато-глобулярной структурой.

Металлографическое исследование проводили методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии. Оптический анализ микроструктуры проведен на травленных микрошлифах с применением микроскопа VERSAMET. Для исследования структуры на тонких фольгах использовали просвечивающий электронный микроскоп JEM-200-CX.

Для испытаний на СРТУ изготовлены компактные «СТ» образцы; испытания проводили в соответствии с ASTM E647.

Результаты

Исследование сплава ВИТ1

Для получения двух различных типов структур дисковые заготовки разделили на две партии и подвергли двум видам термической обработки. При термообработке по режиму 1: нагрев до температуры 850°C (длительная выдержка) с последующим охлаждением на воздухе – получена однородная макроструктура 1–2 балла по 10-балльной шкале ФГУП «ВИАМ». Фон макроструктуры матовый. В продольном направлении видны волокна, ориентированные вдоль направления течения металла при штамповке. Полученная макроструктура относится к глобулярному типу (рис. 1, а, б). Стандартная упрочняющая термическая обработка по режиму 2 обеспечивает получение рекристаллизованной макроструктуры 3–4 балла по 10-балльной шкале ФГУП «ВИАМ». В продольном направлении заготовки сохраняется ориентация зерен в направлении течения металла. Полученная макроструктура является пластинчато-глобулярной (рис. 1, в, г).

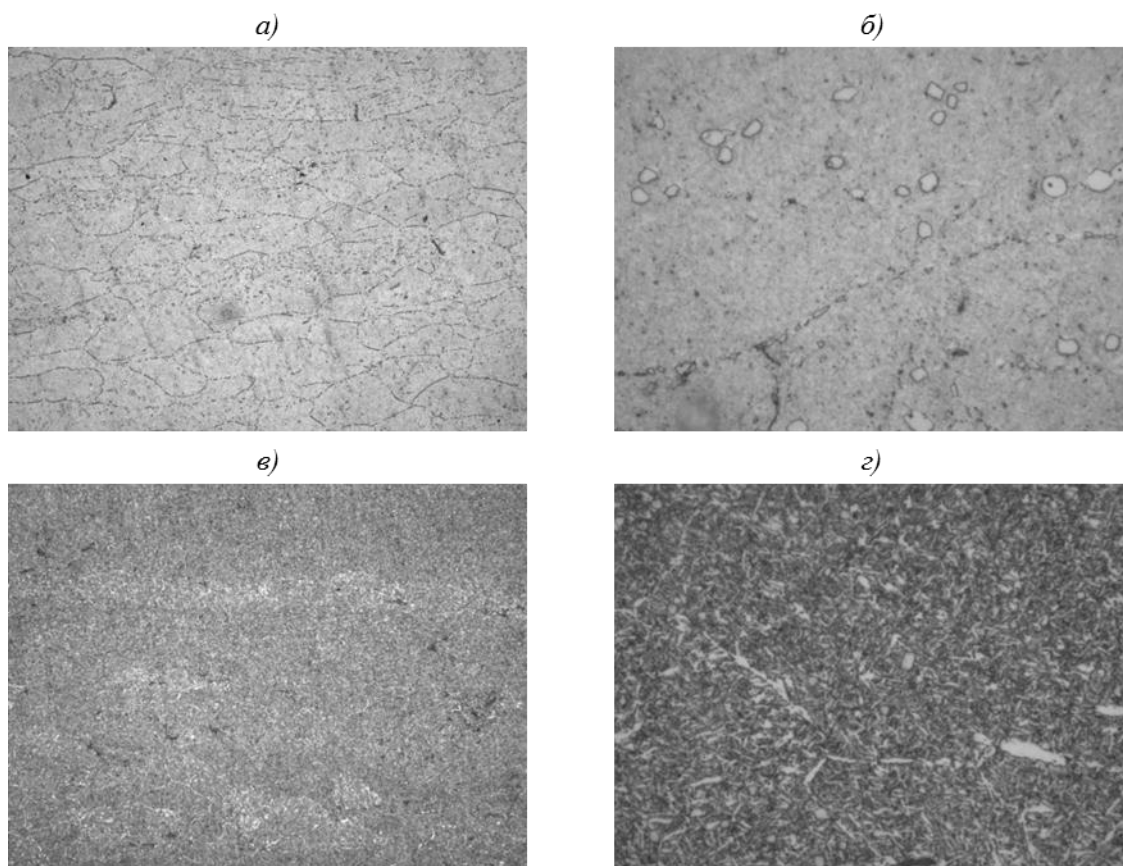


Рис. 1. Микроструктура (*а, в* – $\times 200$; *б, г* – $\times 1500$) заготовок из сплава ВТ1 после термообработки по режиму 1 (*а, б*) и 2 (*в, г*)

Проведены электронно-микроскопические исследования структуры сплава ВТ1. Структура, полученная при изучении образца после термообработки по режиму 1, имеет глобулярный вид с размером «глобуля» от 0,5 до 6 мкм (рис. 2). Под «глобулем» в данном случае нужно понимать кристаллографически разориентированные участки орто-фазы в β -превращенном зерне. Дифракционная картина от участка с такой структурой соответствует ОЦК-матрице (рис. 3), которая, по-видимому, представляет собой твердый раствор на основе интерметаллида Ti_2AlNb с ромбической структурой. Кроме того, наблюдаются отдельные крупные частицы размером 1–1,5 мкм (рис. 4), имеющие упорядоченное внутреннее строение. Дифракционные исследования этих частиц показали, что они имеют решетку с отличающимся от орто-фазы периодом, об упорядочении свидетельствует наличие на электронограмме сверхструктурных рефлексов (рис. 3). Наблюдаемое упорядоченное состояние частиц с кубической решеткой соответствует, по-видимому, упорядочению β -фазы по типу В2 [19].

Термообработка по режиму 2 приводит к образованию структуры, подобной структуре, образовавшейся при термообработке по режиму 1, но участки твердого раствора на основе интерметаллида Ti_2AlNb с ромбической структурой имеют «пластинчатый» вид и состоят из дисперсных кристаллографически разориентированных вытянутых пластин с размером в поперечнике от 0,2–0,5 мкм (рис. 5). Эти участки соседствуют с монокристаллическими β -превращенными зернами, внутри которых наблюдаются отдельные двойники (рис. 6).

Таким образом, орто-фаза в β -превращенном зерне для образца из сплава ВТ1, термообработанного по режиму 2, более дисперсна, чем для образца, термообработанного по режиму 1, и имеет пластинчатую морфологию. Интерметаллидная фаза В2 после тер-

мообработки по режиму 2 представляет собой включения размером до 2,5 мкм и также как при термообработке по режиму 1 имеет упорядоченное внутреннее строение (рис. 7).

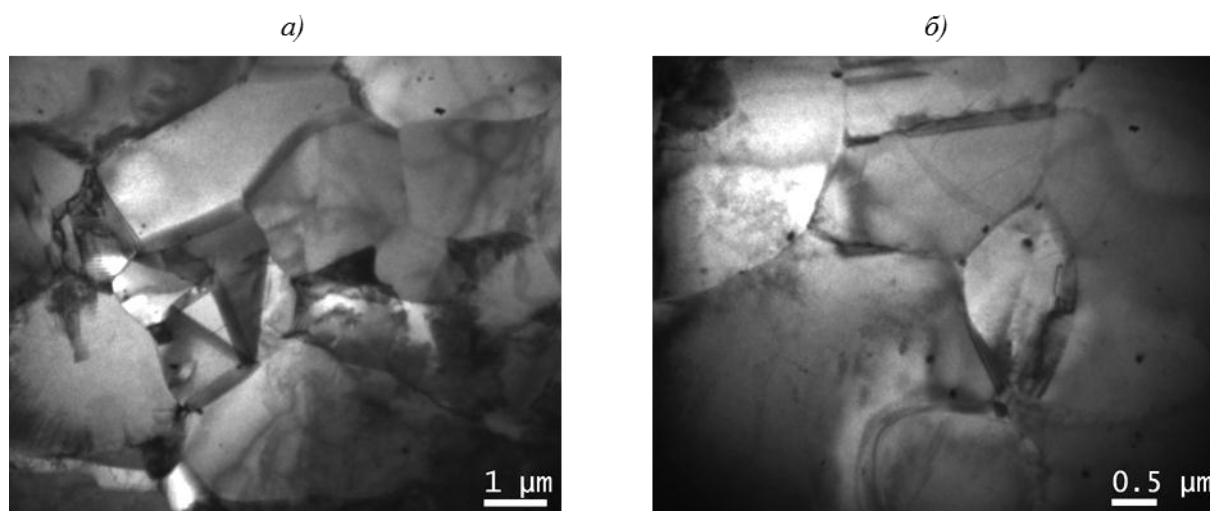


Рис. 2. Светлопольное изображение глобулярной структуры образца, термообработанного по режиму 1

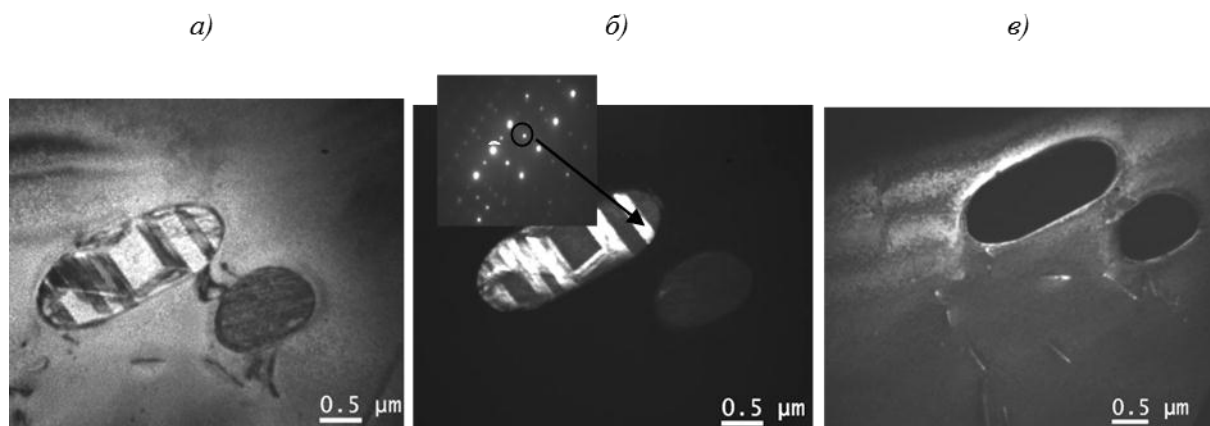


Рис. 3. Дифракционные исследования внутреннего строения частиц и соответствующая электронограмма образца из сплава ВИТ1, термообработанного по режиму 1:

a – светлопольное изображение; *б*, *в* – темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе и рефлексе матрицы соответственно

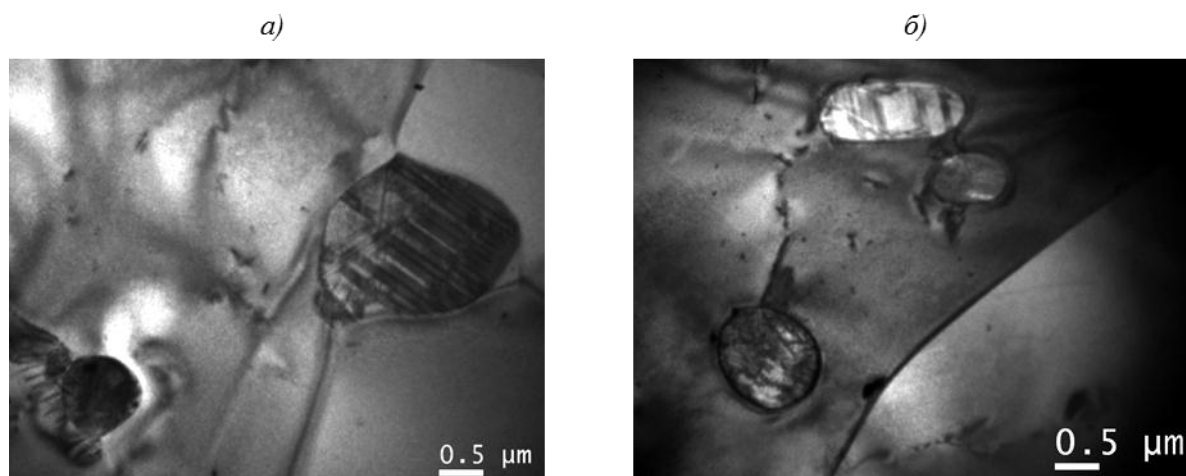


Рис. 4. Светлопольное изображение частиц, имеющих упорядоченное внутреннее строение

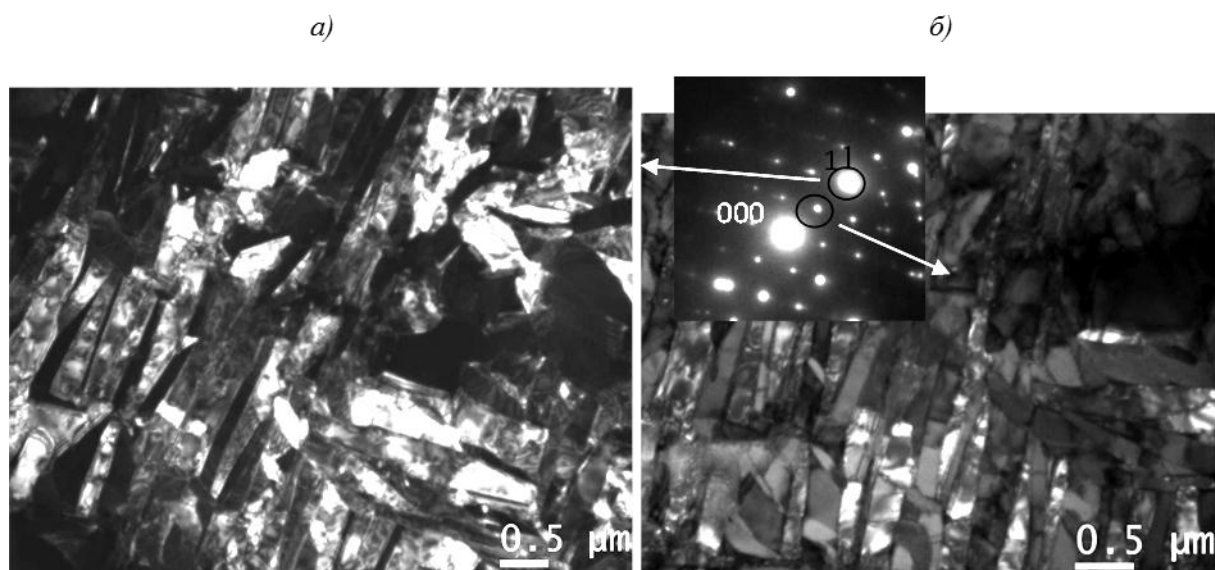


Рис. 5. Дифракционные исследования участка структуры с кристаллографически разориентированными пластинами с соответствующей электрограммой образца из сплава ВИТ1, термообработанного по режиму 2:

a, б – темнопольное изображение в рефлексе матрицы и сверхструктурном рефлексе соответственно

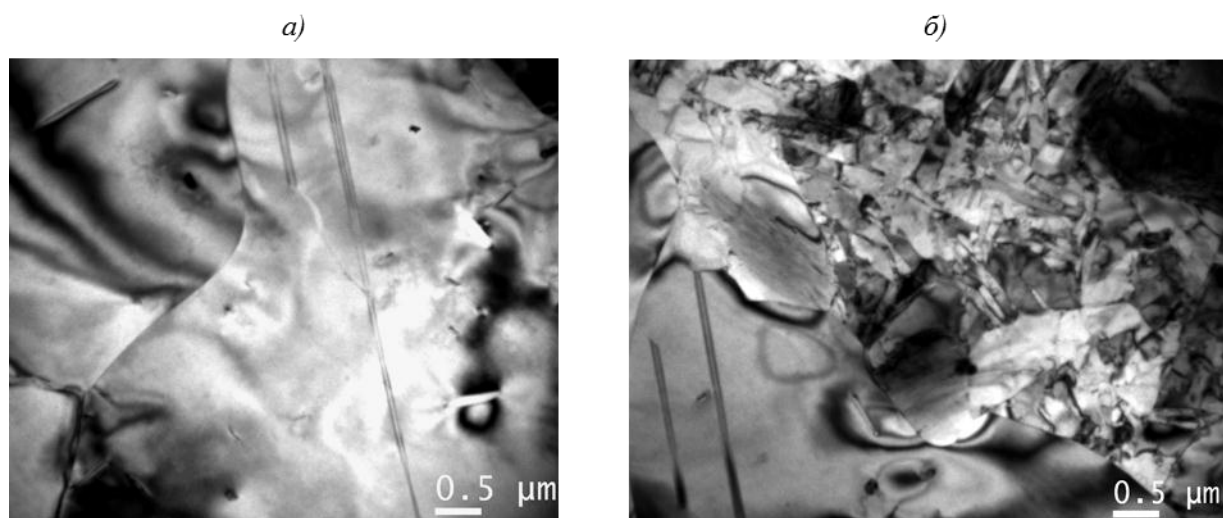


Рис. 6. Светлопольное изображение структуры образца, термообработанного по режиму 2

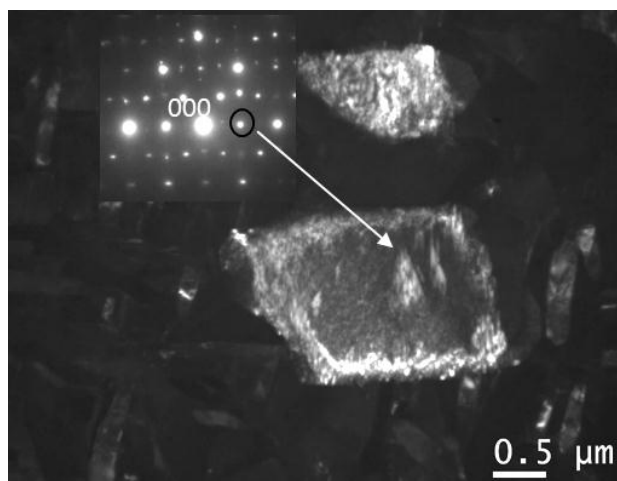


Рис. 7. Дифракционные исследования внутреннего строения частиц и соответствующая электрограмма образца из сплава ВИТ1, термообработанного по режиму 2 – темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе

Кроме того, в структуре образцов с термообработкой по режимам 1 и 2 присутствуют включения, которые являются частицами силицидов (рис. 8) неизвестного состава и выделяются в виде локальных скоплений в различных участках структуры. Их состав и кристаллографическое строение требуют дополнительного изучения. Фазовый состав образцов после термообработки по режимам 1 и 2 представлен орто-фазой (35%), β - (59%) и α_2 -фазой (5%), силицидами (1%).

Испытания на СРТУ показали (рис. 9), что при температуре 20°C линейные участки практически параллельны в достаточно узком интервале значений ΔK , при этом для глобулярной микроструктуры СРТУ несколько выше (в ~2 раза), чем для пластинчато-глобулярной.

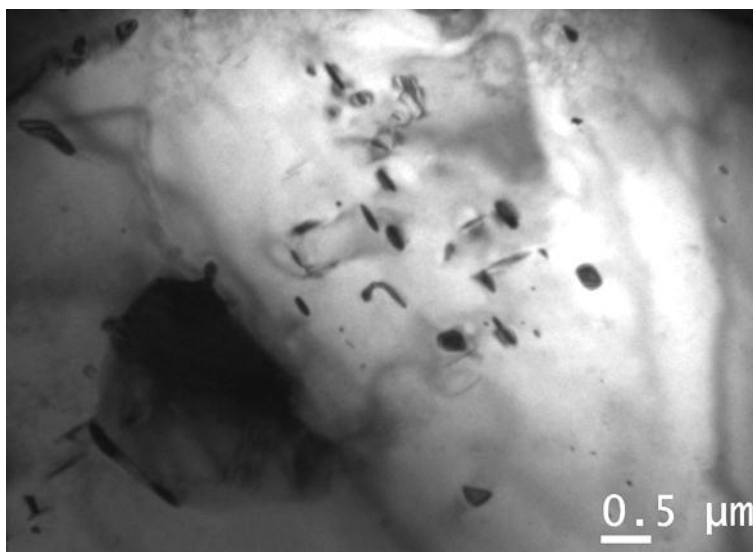


Рис. 8. Светлопольное изображение участка структуры со скоплением силицидов

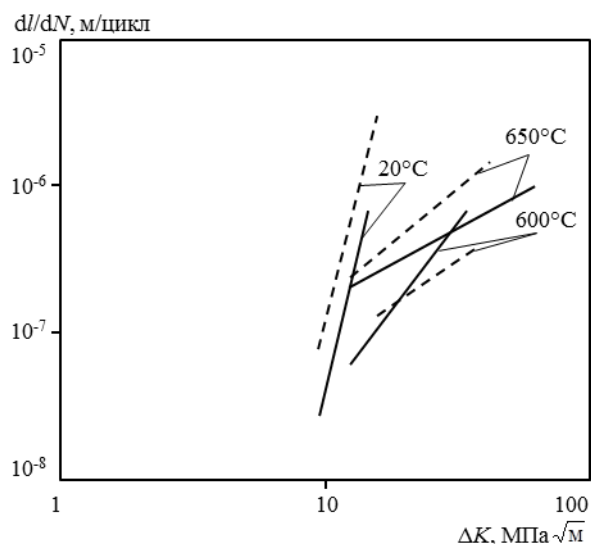


Рис. 9. Результаты испытаний на СРТУ образцов из сплава ВИТ1 с глобулярной (---) и пластинчато-глобулярной структурами (—) при различных температурах

Расположение линейных участков на диаграмме в интервале относительно низких значений $\Delta K=10\text{--}13,5 \text{ МПа}\sqrt{\text{мм}}$ обусловлено присутствием в структуре малопластичной α_2 -фазы, которая может служить источником концентрации напряжений на гра-

ницах первичных зерен или субзерен. При повышении температуры испытаний до 600°C образцы с пластинчато-глобулярной структурой в интервале значений $\Delta K=10-20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ также имеют меньшие значения СРТУ, чем с глобулярной микроструктурой, однако при значениях $\Delta K > 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ преимущества глобулярной микроструктуры по значениям СРТУ более значительны, так как при этой температуре тангенс угла наклона линейного участка прямой для пластинчато-глобулярной микроструктуры в 2 раза больше. Испытания при температуре 650°C показали, что линейный участок для глобулярной структуры заканчивается в области несколько более низких значений коэффициента интенсивности напряжений (на 30%), при этом тангенс угла наклона линейного участка прямой в 1,5 раза больше, чем для образцов с пластинчато-глобулярной микроструктурой, которые также имеют более низкие значения СРТУ при $\Delta K > 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, чем образцы с глобулярной структурой, что является несколько неожиданным. По-видимому, такая зависимость значений СРТУ для пластинчато-глобулярной структуры, возможно, обусловлена двумя факторами: уменьшением влияния α_2 -фазы как концентратора напряжений за счет их релаксации при повышенной температуре и возможным исчезновением фазы в структуре при этой температуре. Последнее предположение можно было бы подтвердить идентификацией этой фазы при температуре испытаний.

Исследование сплава ВТ41

Для исследований сплава ВТ41 получены полуфабрикаты (поковки) с различным типом структуры, изготовленные из одного слитка. Для получения поволоков слиток ковали при температурах β -области на пруток $\varnothing 140 \text{ мм}$.

Для получения поволоков с мелкозернистой глобулярно-пластинчатой структурой использовали следующие технологические параметры изготовления дисковых заготовок: двукратная всесторонняя ковка при температуре 980°C (верхняя часть $(\alpha+\beta)$ -области), механическая обработка поверхности заготовки, однократная осадка на 80% (до размера $\varnothing 320 \times 22 \text{ мм}$) при температуре 990°C, термическая обработка – двухступенчатый отжиг при 1000°C в течение 2 ч, охлаждение на воздухе+при 620°C в течение 6 ч, охлаждение на воздухе.

Для получения поволоков с пластинчатой структурой выбраны следующие технологические параметры изготовления: двукратная осадка на 35 и 80% (до размера $\varnothing 360 \times 25 \text{ мм}$) при температуре 1075°C (нижняя часть β -области), термическая обработка – одноступенчатый отжиг при 950°C в течение 2 ч, охлаждение на воздухе, режим которого обеспечивает достаточную пластичность сплава ВТ41 [14].

По выбранным режимам изготовлены две дисковые заготовки из сплава ВТ41 и исследована их микроструктура. Проведенные исследования подтвердили, что первый технологический процесс обеспечил получение заготовки с глобулярно-пластинчатой структурой, а второй – с пластинчатой. Различие структур и режимов термической обработки обусловило различие в фазовом составе материала.

Сплав ВТ41 с пластинчатой микроструктурой после одноступенчатого отжига имеет следующий фазовый состав: α - и β -фазы, «высокотемпературные» силициды титана типа Ti_xSi_y (рис. 10, а). После $(\alpha+\beta)$ -деформации и двойного отжига фазовый состав сплава усложняется, в материале присутствуют: первичная и вторичная α -фазы; β -фаза; «низкотемпературные» комплексные силициды титана типа $\text{Ti}(\text{Zr})_x\text{Si}_y$, выделяющиеся по межфазным границам; α_2 -фаза (Ti_3Al), выделяющаяся в первичной и вторичной α -фазах и имеющая с ней антифазные границы (рис. 10, б, в). Микроструктура полуфабрикатов из сплава ВТ41 в отожженном состоянии приведена на рис. 11.

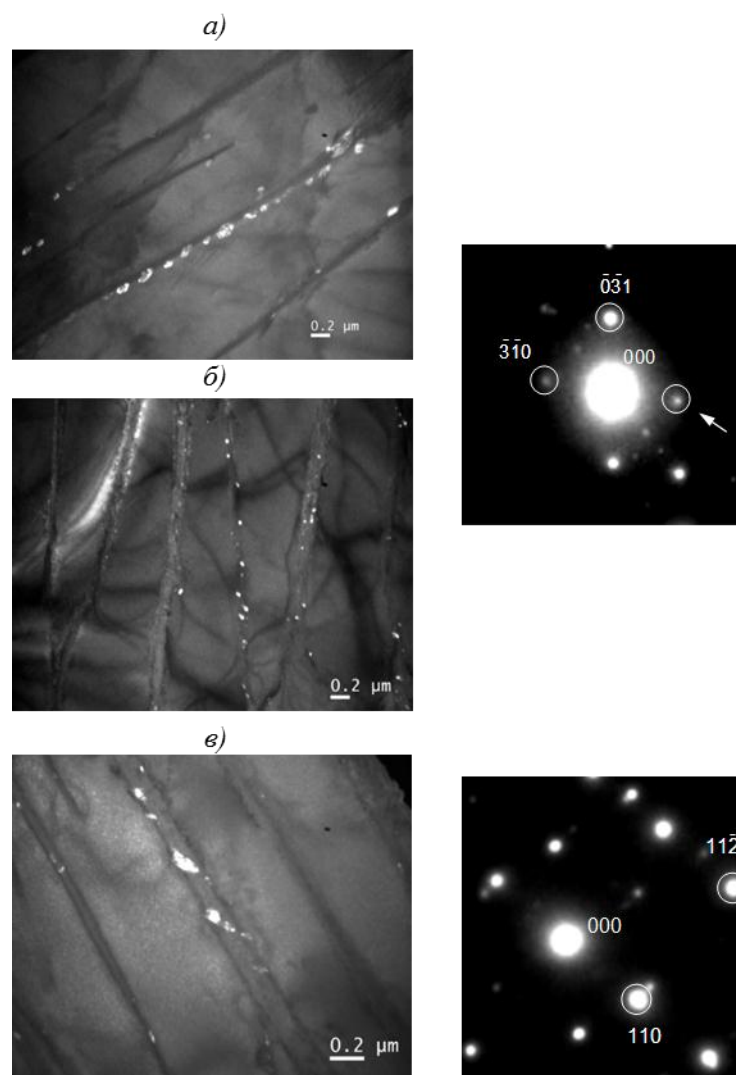


Рис. 10. Микроструктура сплава ВТ41 (просвечивающая электронная микроскопия):

a, б – темнопольное изображение силицидов в сверхструктурном свете в материале после соответственно β - и $(\alpha+\beta)$ -деформации и одноступенчатого отжига; *в* – темнопольное изображение α_2 -фазы в сверхструктурном свете в материале после деформации в $(\alpha+\beta)$ -области и двойного отжига (стрелкой указано апертурное положение диафрагмы при получении изображения)

После деформации в β -области и отжига структура материала представлена крупными β -зернами (размер 500–2000 мкм), вытянутыми вдоль направления течения металла. Внутризеренная структура – пластинчатая, представлена пластинами α -фазы с толщиной до 5 мкм, сгруппированными в колонии (рис. 11, *a, б*). После деформации в $(\alpha+\beta)$ -области и двойного отжига микроструктура материала глобулярно-пластинчатая, мелкозернистая, размер условного β -зерна составляет 15–25 мкм (рис. 11, *в, г*). Микроструктура материала представлена α -фазой с различной морфологией выделения – глобулярные частицы составляют до 35%. Основную долю в структуре составляет вторичная пластинчатая α -фаза с толщиной частиц от 1 до 3 мкм, сгруппированных в небольшие колонии внутри β -зерна.

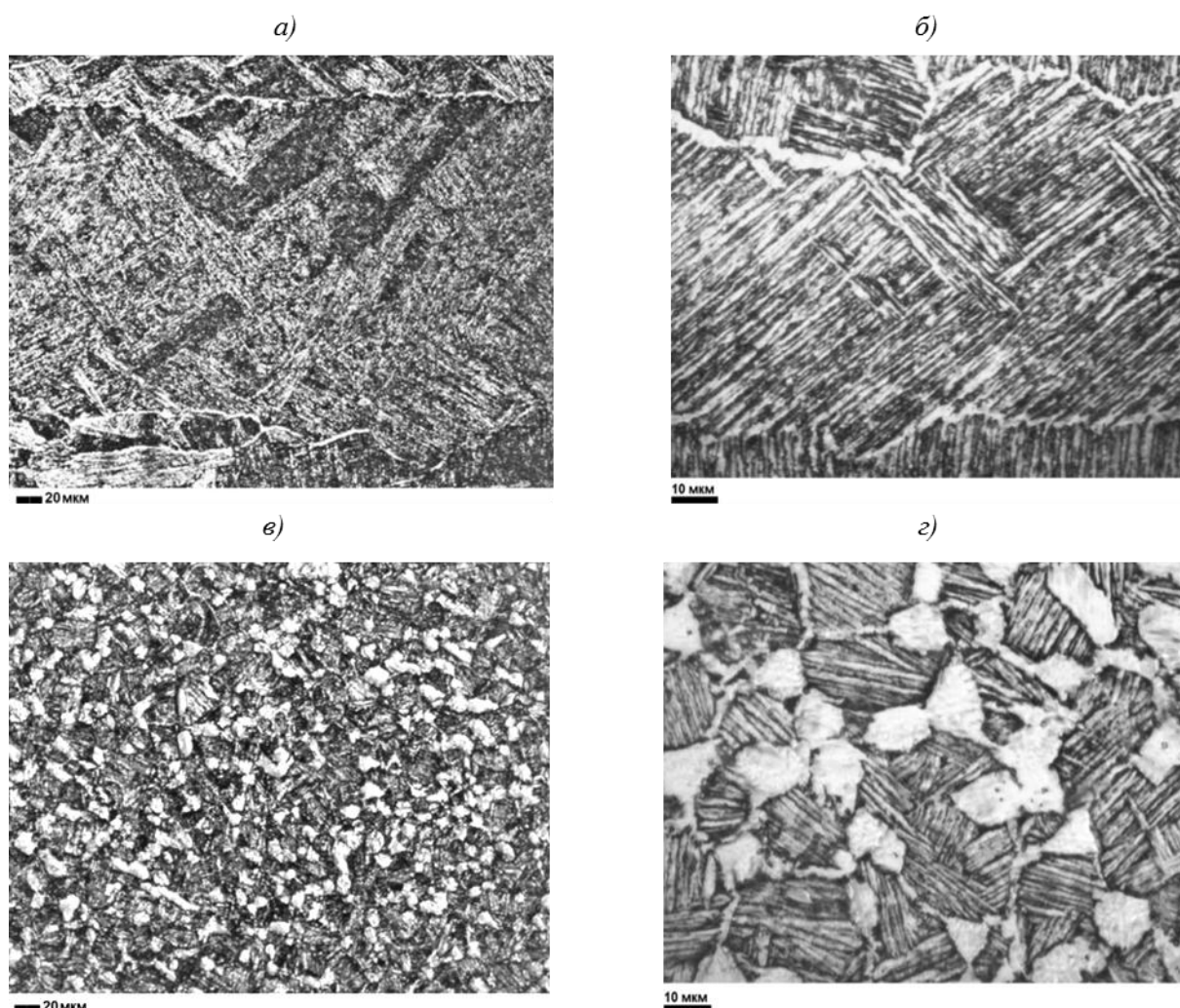


Рис. 11. Микроструктура поковок из сплава ВТ41 в отожженном состоянии в радиальном сечении (оптическая микроскопия):

а, б – пластинчатая структура, полученная после деформации в β -области и одноступенчатого отжига; *в, з* – глобулярно-пластинчатая структура, полученная после деформации в $(\alpha+\beta)$ -области и двойного отжига

По результатам испытаний на СРТУ (рис. 12) определили, что при температуре 20°C и коэффициенте асимметрии цикла $R=0,1$ линейные участки для глобулярно-пластинчатой и пластинчатой структур начинаются при близких значениях ΔK , однако значения СРТУ для пластинчатой структуры на половину порядка ниже. Интервал значений ΔK линейного участка в 2 раза больше у пластинчатой структуры. В целом линейный участок для пластинчатой структуры находится в области более высоких (в 1,5 раза) значений коэффициента интенсивности напряжений. При значениях ΔK , соответствующих окончанию линейного участка глобулярно-пластинчатой структуры, СРТУ для пластинчатой структуры ниже на один порядок. Тангенс угла наклона линейного участка прямой для пластинчатой структуры в 1,42 раза меньше, чем у глобулярно-пластинчатой.

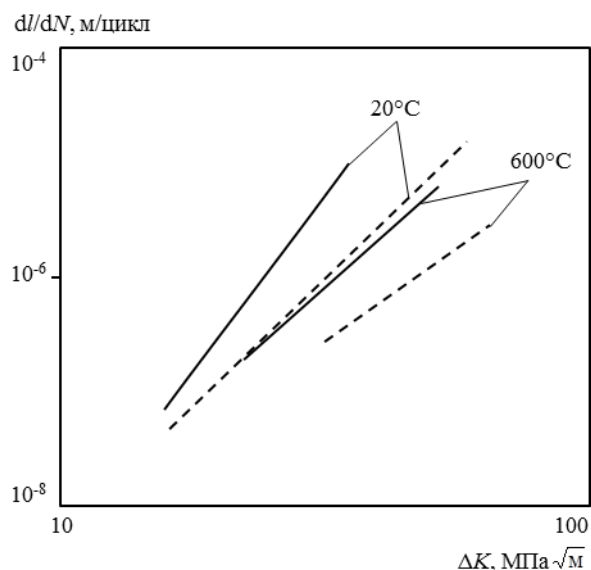


Рис. 12. Результаты испытаний на СРТУ образцов из сплава ВТ41 с глобулярно-пластинчатой (—) и пластинчатой структурами (---) при различных температурах

При температуре 600°C интервалы значений ΔK для обоих типов структур близки (разница 18%), но линейный участок прямой для пластинчатой структуры находится в области несколько более высоких (на 30%) значений ΔK . Для пластинчатой структуры значения СРТУ ниже приблизительно на половину порядка. Тангенс угла наклона линейного участка прямой для пластинчатой структуры в 1,45 раза меньше, чем у глобулярно-пластинчатой.

Сплав ВТ41 с пластинчатой структурой при температурах испытания 20 и 600°C характеризуется более низкими значениями СРТУ при более высоких значениях ΔK , чем сплав ВТ41 с глобулярно-пластинчатой структурой. Тангенс угла наклона линейного участка прямой для пластинчатой структуры в 1,45 раза меньше, чем у глобулярно-пластинчатой. Преимущество пластинчатой структуры наиболее значительно при комнатной температуре. Разница величин СРТУ материала с двумя типами структуры обусловлена в первую очередь различием размеров β -зерна. Увеличению значений СРТУ материала с глобулярно-пластинчатой структурой способствуют дисперсные выделения силицидов по межфазным границам, образованные в результате двойного отжига, а также наличие фазы Ti_3Al . При температуре испытаний 600°C происходит разупрочнение α -твердого раствора, сопровождающееся повышением пластичности для материала с глобулярно-пластинчатой структурой. Это приводит к уменьшению разности величин СРТУ сплава ВТ41 с различными типами структур при высокой температуре.

Обсуждение и заключения

1. В интерметаллидном титановом орто-сплаве ВИТ1 при температурах 20 и 650°C пластинчато-глобулярный тип структуры с дисперсной пластинчатой морфологией интерметаллидной орто-фазы характеризуется более низкими значениями СРТУ, чем глобулярная структура с менее дисперсной орто-фазой.

2. В псевдо- α -жаропрочном титановом сплаве ВТ41 при комнатной и рабочей температуре СРТУ для глобулярно-пластинчатой структуры выше, чем для пластинча-

той за счет значительно более мелкого β -зерна, а также наличия выделений дисперсных силицидов по межфазным границам и α_2 -фазы.

3. Значительное уменьшение размера зерна, наличие силицидов по границам зерен, наличие в структуре α_2 -фазы снижает характеристики циклической трещиностойкости в жаропрочных титановых сплавах.

4. Установлено, что при рабочих температурах у исследованных жаропрочных титановых сплавов разных классов характеристики сопротивления росту трещины усталости имеют тенденцию к повышению (по сравнению с комнатной температурой).

5. При температуре 600°C из исследованных сплавов наилучшим сопротивлением распространению трещины усталости обладает сплав ВТ41 с пластинчатой структурой.

6. При температуре 650°C сплав ВИТ1 с пластинчато-глобулярной структурой демонстрирует сопротивление распространению трещины, сравнимое со сплавом ВТ41 при 600°C.

ЛИТЕРАТУРА

1. 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.
2. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. №3. С. 10–15.
3. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // *Все материалы*. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
4. Проходцева Л.В., Ерасов В.С., Лаврова О.Ю., Лавров А.В. Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава ВТ3-1 // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №2. С. 54–58.
5. Туманов Н.В., Портер А.М., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А. и др. Многомасштабная комплексная фрактодиагностика разрушения дисков компрессора авиадвигателей // *Вестник СГАУ*. 2010. №4. С. 98–111.
6. Скляр Н.М. Работоспособность как критерий качества конструкционных авиационных материалов / В сб. *Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков: науч.-технич. сб.* М.: ВИАМ, 1994. С. 576–583.
7. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2003. С. 141–149.
8. Oberwinkler B. Modeling the fatigue crack growth behavior of Ti–6Al–4V by considering grain size and stress ratio // *Materials Science and Engineering A*. 2011. V. 528. P. 5983–5992.
9. Robinson J.L., Beevers C.J. The effects of load ratio, interstitial content, and grain size on low-stress fatigue-crack propagation in α -titanium // *Metal Science Journal*. 1973. V. 7. P. 153–159.
10. Kumpfert J. Intermetallic alloys based on orthorhombic titanium aluminide // *Advanced Engineering Materials*. 2001. V. 3. №11. P. 851–864.
11. Ночовная Н.А., Иванов В.И., Алексеев Е.Б., Кочетков А.С. Пути оптимизации эксплуатационных свойств сплавов на основе интерметаллидов титана // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 196–206.
12. Lutjering S. Effect microstructure on the tensile and fatigue behavior of Ti–22Al–25Nb in air and vacuum. OH, USA, University of Dayton, 1998. 185 p.
13. Singh V., Singh N., Sai Srinadh K. Role of Ti₃Al silicides on tensile properties of Timetal 834 at various temperatures // *Bull. Mater. Sci.* 2007. V. 30. №6. P. 596–600.
14. Кашапов О.С., Павлова Т.В. Исследование влияния параметров структуры полуфабрикатов из сплава ВТ41 на механические свойства // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение»*. 2015. №2. С. 138–145

-
15. Ночовная Н.А., Иванов В.И. Интерметаллиды на основе титана (анализ состояния вопроса) // Титан. 2007. №1. С. 44–48.
 16. Горбовец М.А., Беляев М.С., Ходинев И.А. Влияние эксплуатационной температуры на скорость роста трещины усталости в интерметаллидном титановом сплаве // Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 13–15.
 17. Горбовец М.А., Беляев М.С., Иванов В.И., Ходинев И.А. Скорость роста трещины усталости в жаропрочном интерметаллидном титановом сплаве ВИТ1 в зависимости от структуры // Оборонный комплекс – научно-техническому прогрессу России. 2014. №4 (124). С. 52–57.
 18. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Истракова А.Р., Калашников В.С. Повышение прочностных характеристик жаропрочных псевдо- α -титановых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2014. №55. С. 73–80.
 19. Попов А.А., Россина Н.Г., Попова М.А., Волков А.В. Процессы упорядочения в жаропрочных титановых сплавах // Титан. 2011. №1. С. 36–42.