

ЛИТЕРАТУРА

1. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1977. 336 с.
2. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технология, покрытия. М.: МИСиС. 2001. 632 с.
3. Орлов М.Р., Орлов Е.М. Водородная хрупкость монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 7. С. 36–41.
4. Орлов М.Р. Образование пор в монокристаллических охлаждаемых рабочих лопатках турбины в процессе эксплуатации // ЖФМ. 2007. № 8. С. 306–312.
5. Рабинович В.А., Хавин З.Я. Краткий химический справочник. Л.: Химия. 1991. 432 с.
6. Крылов О.В. Гетерогенный катализ. М.: ИКЦ «Академкнига». 2004. 679 с.
7. Степанов А.В. Получение водорода и водородсодержащих газов. Киев: Наукова думка. 1982. 312 с.
8. Бухаркин А.К. Каталитические свойства металлов и сплавов в процессе пиролиза углеводородов. М.: Техника. 2001. 240 с.

Л.В. ПРОХОДЦЕВА, Е.В. ФИЛОНОВА,
С.А. НАПРИЕНКО, Н.С. МОИСЕЕВА

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАЗВИТИЯ ПРОЦЕССОВ
РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ СПЛАВА ВТ41***

На основе литературных данных [1–4] и собственных исследований [5–8] титановых сплавов установлена их повышенная чувствительность к условиям циклического нагружения (форме, асимметрии цикла), что в части работ связывают с явлением ползучести, в других – с кристаллографической текстурой. Так, ранее авторами установлено, что, при испытании образцов из сплавов ВТ9, ВТ3-1, ВТ18У и других по трапецидальному циклу с выдержкой 1 мин при максимальной нагрузке цикла, скорость роста трещины усталости (СРТУ) увеличивалась до 10-ти раз по сравнению с пульсирующим циклом, что связывали с особенностями кристаллографической текстуры. В плоскости разрушения методом рентгеновской дифракции наблюдали преимущественно базисную текстуру с интенсивностью отражения от 2 до 4,5.

В последние годы разработана методика, позволяющая изучать пространственное распределение ориентировок путем анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) с использованием растрового электронного микроскопа [9, 10]. В данной работе этот метод использовали для исследования механизма разрушения нового титанового сплава ВТ41 для дисков и «блисков».

Методом вакуумно-дугового переплава выплавлен слиток сплава ВТ41, изотермической штамповкой изготовлены две шайбы в $(\alpha + \beta)$ -

* Работа проведена при участии Т.В. Павловой, О.С. Кашапова, М.С. Беляева, Н.А. Колмыковой, И.А. Ходинаева, Н.В. Марчуковой.

и β -области. После проведения деформации полученные шайбы термически обработаны по следующим режимам:

- шайба, деформированная в β -области – нагрев до 900°C , выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе;
- шайба, деформированная в $(\alpha + \beta)$ -области – нагрев до 1000°C , выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе, нагрев до 620°C , выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе.

Исследование микроструктуры, проведенное на растровом электронном микроскопе JSM 6490-LV и оптическом металлографическом комплексе фирмы «Leica», показало, что микроструктура после деформации в $(\alpha + \beta)$ -области и последующей термической обработки – глобулярно-пластинчатого типа и представляет собой глобулы α -фазы размером от 4 до 16 мкм и пластины толщиной от 0,6 до 6,6 мкм. Доля α -фазы глобулярного типа составляет $\sim 30\%$. После β -деформации – микроструктура пластинчатого типа (средний размер пластин α -фазы: 1,5 мкм) с прослойками α -фазы на границе бывшего β -зерна толщиной ~ 3 мкм. На образце после деформации в $(\alpha + \beta)$ -области – больше участков мелкодисперсного распада β -фазы по сравнению с деформацией в β -области и последующей термической обработки. На границах α -фазы встречаются отдельные частицы, по-видимому, TiSi_2 (рис. 1).

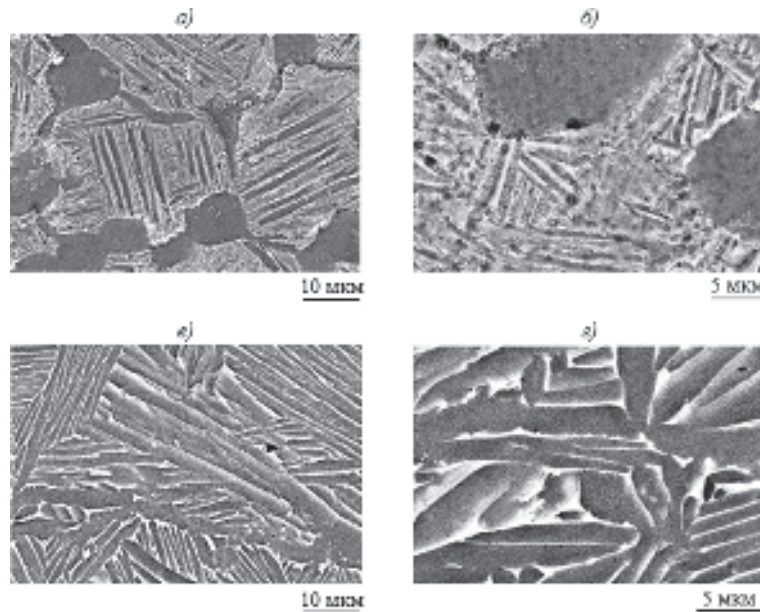


Рис. 1. Микроструктура шайбы сплава BT41 после деформации в $(\alpha + \beta)$ - (*a* – $\times 2000$; *b* – $\times 4000$) и β -области (*c* – $\times 2000$; *d* – $\times 5000$)

Методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре D/MAX-2500 определено в обоих состояниях близкое количество β -фазы (3–4%), обнаружена в малом количестве α_2 -фаза и силицид TiSi_2 . На дифрактометре ДРОН-3 в Fe K_{α} -излучении определена кристаллографическая текстура в плоскости, параллельной поверхности предполагаемого разрушения

образцов (по толщине шайб). В обоих состояниях в исследуемой плоскости расположена преимущественно плоскость (0001) с интенсивностью отражения 5,7 и 3,1 в состоянии после β - и ($\alpha + \beta$)-деформации соответственно. Образцы из шайб с различного типа микроструктурой были испытаны при циклическом нагружении на гидравлической машине PSB-25. Испытания проводили по синусоидальному и трапецидальному циклу с выдержкой 30 с при максимальной нагрузке цикла при комнатной и рабочей (600°C) температурах. Количественные фраттографические исследования изломов образцов после циклических испытаний проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM 6490 LV. В процессе исследования определяли шаг усталостных бороздок (δ) в зависимости от размаха коэффициентов интенсивности напряжений ($\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$).

Фраттографическое исследование показало, что при испытании по синусоидальному циклу при 20°C наблюдается совпадение шага усталостных бороздок и СРТУ после деформации в β -области в более широком интервале изменения ΔK (от 20 до 40 МПа $\sqrt{м}$), чем после деформации в ($\alpha + \beta$)-области (от 15 до 25 МПа $\sqrt{м}$) (рис. 2). При одинаковом значении ΔK (20 МПа $\sqrt{м}$) шаг усталостных бороздок после деформации в ($\alpha + \beta$)-области составляет 0,2–0,35 мкм, а после β -деформации: 0,12–0,15 мкм, что соответствует изменению СРТУ от $3 \cdot 10^{-7}$ до $1,2 \cdot 10^{-7}$ м/цикл.

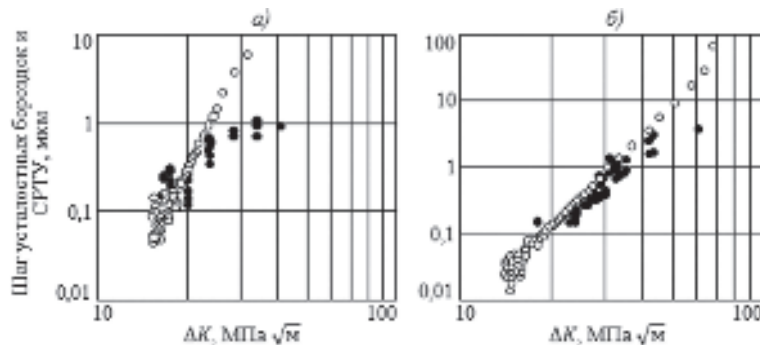


Рис. 2. Шаг усталостных бороздок (●) и СРТУ (○) сплава ВТ41 после деформации в ($\alpha + \beta$)- (а) и β -области (б) при температуре испытания 20°C

В интервалах совпадения макро- и микроскорости большую долю излома занимает разрушение с образованием усталостных бороздок.

Испытания по трапецидальному циклу нагружения показали существенное повышение СРТУ по сравнению с синусоидальным циклом (рис. 3). Увеличение СРТУ при трапецидальном цикле по сравнению с синусоидальным сопровождается уменьшением площади излома, занятой усталостными бороздками.

Повышение температуры испытаний сплава при синусоидальной форме цикла после деформации в β -области показало, что при 600°C разрушение с образованием усталостных бороздок появляется при более низких значениях ΔK , чем при 20°C. При значениях ΔK от 10 до 25 МПа $\sqrt{м}$ шаг усталостных бороздок при 600°C значительно выше, чем при 20°C. Оди-

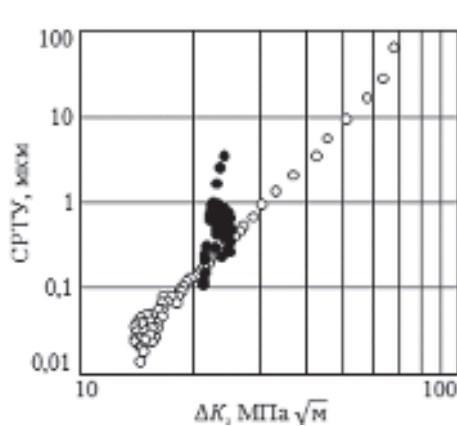


Рис. 3. Влияние выдержки при максимальной нагрузке цикла (● – трапецидальный; ○ – синусоидальный) на СРТУ сплава ВТ41 после деформации в β -области

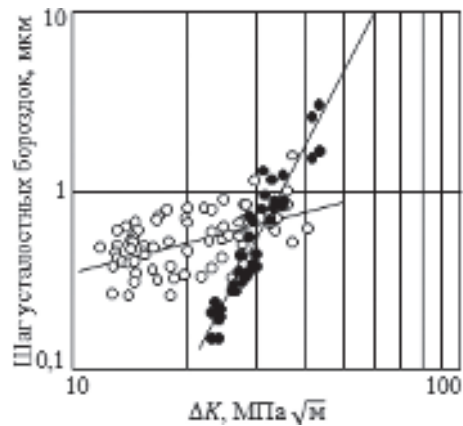


Рис. 4. Влияние температуры испытания (○ – 600°C; ● – 20°C) на микроскопическую скорость роста трещины усталости (деформация в β -области)

наковый шаг бороздок 0,5 мкм наблюдается при температуре 600°C при значениях $\Delta K = 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ при 20°C – при $\Delta K = 28 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. В интервале значений $\Delta K = 30\text{--}35 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ шаг усталостных бороздок при комнатной и при рабочей температурах практически совпадают. Вблизи перехода к долому шаг усталостных бороздок значительно выше при 20°C, чем при 600°C (рис. 4).

Для исследования механизма разрушения сплава ВТ41 при циклическом нагружении был использован EBSD-анализ.

На сканирующем электронном микроскопе JSM 6490 LV с помощью методики автоматического анализа картин дифракции, формируемых обратнорассеянными электронами (EBSD-анализ), проведено исследование кристаллографической ориентировки α -фазы на поверхности излома образца после деформации в ($\alpha + \beta$)-области, испытанного по синусоидальному циклу нагружения при 20°C после электрополировки (на глубину ~1 мкм) при ΔK : 15, 20 и 30 МПа $\sqrt{\text{м}}$. Анализ карт ориентации показал следующее:

- спектр разориентации большеугловых и среднеугловых границ в начале разрушения (при ΔK : 15 и 20 МПа $\sqrt{\text{м}}$) характеризуется преобладанием границ с разориентацией 60 и 90 град. При $\Delta K = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ наблюдается увеличение среднеугловых границ с разориентацией 10 и 30 град;
- увеличение площади излома по длине усталостной трещины, занятой структурными составляющими с ориентацией (0001);
- на всех исследованных участках наблюдается преимущественно базисная текстура, т.е. в плоскости разрушения расположена преимущественно плоскость (0001);
- интенсивность отражения от плоскости (0001) в начале излома ($\Delta K = 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) ослабляется по сравнению с текстурой в плоскости, параллельной излому, на расстоянии 3 мм от него;
- по мере роста трещины базисная текстура «обостряется» (рис. 5);
- результаты, полученные методом EBSD-анализа, подтверждены методом рентгеноструктурного анализа.

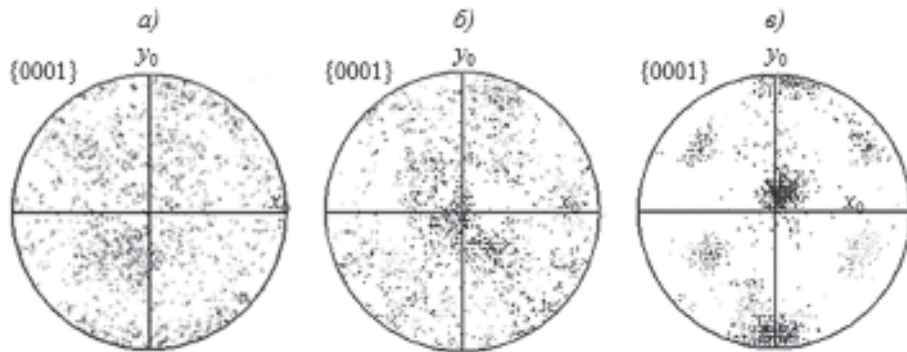


Рис. 5. Прямые полюсные фигуры с поверхности излома у начала разрушения при $\Delta K = 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (а), на расстоянии 7 мм от начала разрушения при $\Delta K = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (б) и на расстоянии 15 мм от начала разрушения при $\Delta K = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (в)

На шайбах из сплава ВТ41 проведен анализ закономерностей развития разрушения при циклическом нагружении в зависимости от условий испытания (температуры, формы цикла). Установлено следующее:

- в структуре шайбы после деформации в $(\alpha + \beta)$ -области наличие большего количества участков мелкодисперсного распада β -фазы (по сравнению с деформацией в β -области и последующей термической обработки);
- интервалы значений размаха коэффициента интенсивности напряжений (ΔK), в которых наблюдается совпадение макро- (СРТУ) и микроскорости (шаг усталостных бороздок) роста трещины титанового сплава ВТ41 для дисков и лопаток;
- повышенная макро- и микроскорость развития усталостной трещины на сплаве после деформации в $(\alpha + \beta)$ -области по сравнению с β -деформацией в исследованном интервале значений ΔK ;
- повышенная чувствительность сплава к форме цикла нагружения;
- различная зависимость макро- и микроскорости развития трещины усталости от температуры испытания;
- изменение кристаллографической текстуры в процессе роста трещины усталости, что свидетельствует об изменении механизма пластической деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Bache M.R. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture conditions // *International Journal of fatigue*. 2003.
2. Evans W.J. Dwell-sensitive fatigue in near alpha-titanium alloy // *J. Mat. Science*. 1987. V. 6. P. 571–574.
3. Boyce B.H., Ritchie R.O. Effect of load ratio and maximum stress intensity on the fatigue threshold in Ti-6Al-4V // *Eng. Fract. Mechanics*. 2006. V. 68. P. 129–147.
4. Parida B.V., Nicholas T. Elevated fatigue fracture of temperature engineering materials fatigue crack growth behavior of Ti-1100. 1994. V. 17. № 5. P. 551–561.
5. Проходцева Л.В., Добрынина О.Ю., Павлова Т.В., Марчукова Н.В. Кинетика и фрактографические особенности разрушения дисков компрессора из сплава

VT18У / В сб. статей второй Международ. конф. «Деформация и разрушение». М. 2007. С. 301–303.

6. *Кашапов О.С., Ночовная Н.А., Павлова Т.В., Проходцева Л.В.* Особенности характера разрушения и структурно-фазового состояния нового жаропрочного титанового сплава // *Технология легких сплавов*. 2007. № 2. С. 39–42.

7. *Проходцева Л.В., Павлова Т.В., Рощина И.Н., Марчукова Н.В.* Кинетика и фрактографические особенности разрушения дисков компрессора из сплава VT18У / В сб. тезисы докл. на Международ. конф. «Актуальные вопросы авиационного материаловедения». М.: ВИАМ. 2007. С. 130.

8. *Nochovnaya N., Pavlova T., Antachev V., Kashapov O.* Study of fracture Mechanisms of new VT41 high temperature titanium alloy at various conditions / The IIth world conference on titanium (Japan). 2007. P. 79.

9. *Миронов С.Ю., Даниленко В.Н., Мышляев М.М., Корнева А.В.* Анализ пространственного распределения ориентировок элементов структуры поликристаллов, получаемого методами просвечивающей электронной микроскопии // *ФТТ*. 2005. Т. 47. № 7. С. 1217–1225.

10. *Миронов С.Ю., Мышляев М.М.* Анализ эволюции дислокационных границ в ходе холодной деформации микрокристаллического титана // *ФТТ*. 2007. Т. 49. № 5. С. 815–821.

В.Н. КИРИЛЛОВ, О.В. СТАРЦЕВ, В.А. ЕФИМОВ

КЛИМАТИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ И ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРОБЛЕМЫ И ПУТИ РЕШЕНИЯ

Обеспечение безопасности эксплуатации авиационной техники предъявляет крайне жесткие требования к надежности материалов, используемых в этих конструкциях. Требования к конструкционным материалам, наиболее полно отвечающим современным тактико-техническим требованиям, стимулировали разработку и широкое использование полимерных композиционных материалов (ПКМ).

Полимерные композиционные материалы относятся к новому классу материалов, которые в силу ряда существенных преимуществ перед металлическими материалами нашли широкое распространение в изделиях различных отраслей техники. В частности, объем применения углепластиков в конструкциях различных типов аэробусов за последнее десятилетие (2000–2010 гг.) вырос в 3–5 раз [1]. В последнем изделии зарубежного авиапрома – Боинге 787 – фюзеляж и несущие поверхности крыла и оперения полностью выполнены из композиционных материалов.

Полимерные материалы под воздействием комплекса климатических факторов (температуры, влажности, солнечного излучения и др.) могут существенно изменять свои прочностные характеристики, что необходимо учитывать при проектировании изделий авиационной техники, предназначенных для эксплуатации во всеклиматических условиях [2]. Необходимость учета воздействия климатических факторов на материалы отражена в Авиационных правилах [3]. Применительно к ПКМ требования задаются разработчиками изделий, при этом практический интерес представляют материалы, уровень прочностных свойств которых за пе-