

УДК 669.295

С.А. Наприенко¹, Д.В. Зайцев¹, М.А. Попов¹, А.В. Заводов¹**ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT41 ПРИ УДАРНОМ (ДИНАМИЧЕСКОМ) НАГРУЖЕНИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-60-68

Проведены механические испытания и определены характеристики трещиностойкости титанового сплава VT41 при ударном нагружении в интервале температур от -196 до +700°C. Методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) проведены фрактографические исследования изломов после испытаний сплава VT41, определены особенности разрушения и показана их связь с трещиностойкостью материала. Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проведены исследования микроструктуры под поверхностью разрушения и показаны особенности формирования зоны пластической деформации при повышенных и пониженных температурах испытаний сплава VT41.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: титановый сплав VT41, трещиностойкость, фрактография, зона пластической деформации, скольжение, двойникование, дислокации.

Mechanical tests were conducted and the characteristics of fracture toughness of VT41 titanium alloy under shock loading in the temperature range from -196 to +700°C are determined. Using the method of scanning electron microscopy (SEM) the fractographic studies of the breaks after testing the VT41 alloy and the features of the destruction are determined and their connection to the fracture toughness of the materials is shown. By the transmission electron microscopy (TEM) method the studies of the microstructure under the fracture surface are conducted and features of formation of the plastic deformation zone at low and high temperatures test the VT41 alloy were shown.

Work is executed within implementation of the complex scientific direction 2.1. «Fundamental the oriented researches» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: titanium alloy VT41, crack resistance, fractography, plastic deformation zone, sliding, twinning, dislocation.

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

Одним из условий развития двигателестроения является создание новых материалов, обладающих высокой прочностью, ударной вязкостью, жаропрочностью, стабильным уровнем свойств, а также высокими характеристиками трещиностойкости, обеспечивающими их эксплуатационную надежность [1–3].

На эксплуатационную надежность существенное влияние оказывает чувствительность сплавов к наличию концентратора напряжений и условиям нагружения деталей при эксплуатации [4–7].

При выборе материалов для различных деталей конструкций, особенно испытывающих в процессе работы ударные нагрузки, а также для оценки качества изготавливаемых полуфабрикатов исследуют характеристики разрушения при ударном изгибе. В последнее время помимо величины

ударной вязкости особое внимание уделяют таким характеристикам трещиностойкости, как разрушающее напряжение и динамический коэффициент интенсивности напряжений [8].

В некоторых исследованиях в качестве фрактографического критерия трещиностойкости предлагается использовать относительную глубину зоны однородного вязкого разрушения на поверхности изломов образцов [9–12] и полуширину губ среза [10]. В отдельных работах показана линейная зависимость глубины зоны вытягивания от величины J-интеграла [13].

Обе точки зрения оправданы для отдельных групп материалов, но соотношение между различными фрактографическими особенностями, влияющими на характеристики трещиностойкости, может меняться в зависимости от материала и режимов испытаний.

Материалы с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой характеризуются сильной анизотропией физических параметров, что оказывает влияние на характер пластической деформации [14]. В кристаллах в зависимости от соотношения параметров ГПУ решетки пластическая деформация реализуется путем скольжения в базисной $\{0001\}$, призматической $\{1100\}$ и пирамидальных $\{10\bar{1}1\}$ (I рода) и $\{11\bar{2}2\}$ (II рода) плоскостях. Анализ дислокационной структуры материала позволяет определить особенности механизма пластической деформации при различных условиях испытаний.

Особое внимание уделяется глубокому изучению явлений, лежащих в основе процессов деформации и разрушения, что неразрывно связано с внедрением новых методов локального исследования строения изломов [15–17].

Таким образом, исследования проводили в двух направлениях:

- определение механических свойств сплава ВТ41 в зависимости от температуры испытания при ударном изгибе;
- анализ процессов разрушения и механизмов деформации сплава ВТ41 в зависимости от температуры испытания при ударном изгибе.

Материалы и методы

В качестве объекта исследований использованы катаные прутки $\varnothing 18$ мм из титанового псевдо- α -сплава ВТ41, % (по массе): 6,2Al–4,0Sn–3,2Zr–1,2Mo–1,0Nb–0,4W–0,3Si–0,1O₂–0,03C; 0,06 ≤ Fe ≤ 0,1.

Исходные заготовки подвергали стандартной термической обработке: нагрев до 1000°C, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе+нагрев до 620°C, выдержка 4 ч, охлаждение на воздухе [18, 19].

Из прутков в продольном направлении были вырезаны образцы для испытаний на трехточечный ударный изгиб типа V-Шарпи (5×10(8)×55 мм).

Испытания на трехточечный изгиб проводили на маятниковом копре РН300-СНУ фирмы Walter+bai ag, оснащенный датчиками нагрузки и лазерной оптоэлектронной системой определения прогиба образца и раскрытия трещины в процессе испытания. Образцы испытывали на ударный изгиб в интервале температур от -196 до +700°C с записью диаграмм «нагрузка–время».

При значениях максимальной нагрузки определяли предел прочности при динамическом нагружении по формуле:

$$\sigma_{\text{в}}^{\text{д}} = \frac{3P_{\text{max}} \cdot l}{2bh^2},$$

где P_{max} – нагрузка; l – расстояние между опорами; h – высота рабочего поперечного сечения образца; b – ширина поперечного сечения образца.

Микроструктурные и фратографические исследования проведены методами оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Количественный анализ микроструктуры проводили на аналитическом комплексе для обработки изображений Image Expert Pro3 фирмы NEXYS.

Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проведен качественный анализ структуры вблизи поверхности разрушения.

Образцы для ПЭМ вырезали из участков, параллельных плоскости излома, на глубине, не превышающей 500 мкм от поверхности разрушения. Полученные заготовки утонялись методом электролитической полировки до появления отверстия. Исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM 200-СХ при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Результаты

Анализ структуры проводили на термообработанных прутках в поперечном сечении.

Макроструктура материала матовая однородная мелкозернистая, соответствует первому типу по шкале макроструктур для титановых сплавов. Микроструктура имеет характерное глобулярно-пластинчатое строение, соответствует второму типу по шкале микроструктур для титановых сплавов (рис. 1). Проведенные количественные исследования показали, что глобулы α -фазы имеют размеры от 4 до 25 мкм, а их объемная доля составляет ~50%.

Из прутков в продольном направлении были изготовлены образцы для испытаний на трехточечный ударный изгиб. Испытания проводили в интервале температур от -196 до +700°C (при каждой температуре испытывали по три образца). Результаты испытаний приведены в табл. 1 и на рис. 2.

По результатам испытаний видно, что минимальное значение ударной вязкости (KCV) наблюдается при температуре испытаний -196°C. В интервале температур от -100 до +20°C значения KCV практически не изменяются и составляют ~205 кДж/м². При дальнейшем повышении температуры наблюдается стремительный рост значения ударной вязкости, которое при +600°C достигает своего максимума (590 кДж/м²). Дальнейшее повышение температуры испытаний приводит к резкому снижению значений KCV.

Значения $\sigma_{\text{в}}^{\text{д}}$ значительно выше, чем значения $\sigma_{\text{в}}$ для сплава ВТ41 с бимодальной структурой в термообработанном состоянии ($\sigma_{\text{в}}=1120\text{--}1140$ МПа). Данный эффект связан с двумя факторами: при испытании образцов с концентратором напряжений острой формы в его вершине реализуется объемно-напряженное состояние, что приводит к повышению возникающих напряжений; с повышением скорости нагружения значения напряжений также повышаются.

Изменение значений разрушающего напряжения (по сравнению с ударной вязкостью (KCV)) в

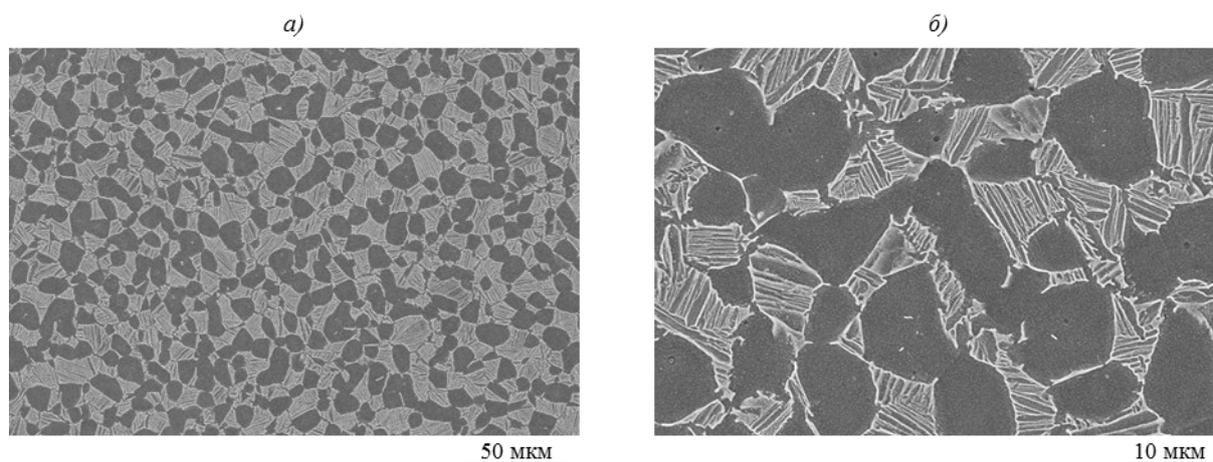


Рис. 1. Микроструктура катаного прутка из сплава ВТ41 в термообработанном состоянии

Таблица 1

Результаты испытаний на ударный трехточечный изгиб

Свойства	Значения свойств при температуре, °С										
	-196	-100	+20	+100	+200	+300	+400	+500	+600	+650	+700
$KCV, \text{кДж/м}^2$	155	208	202	281	464	488	531	553	590	561	317
$\sigma_B^d, \text{МПа}$	2010	2280	2130	2090	1950	1870	1750	1710	1660	1530	1310

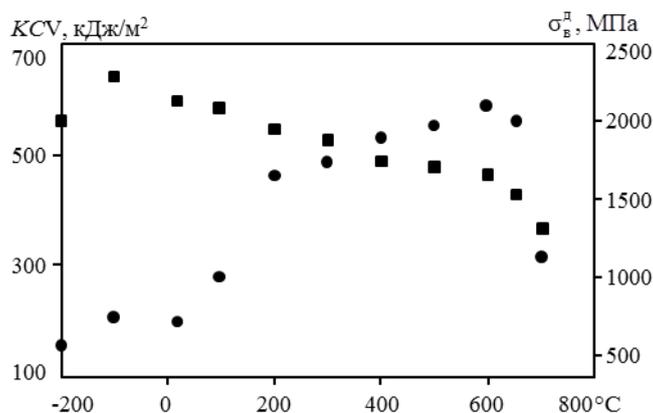


Рис. 2. Зависимость ударной вязкости (●) и разрушающего напряжения (■) от температуры испытания

зависимости от температуры испытаний имеет иную картину. При температуре -100°C наблюдается максимальное значение σ_B^d . При повышении температуры испытания до $+600^{\circ}\text{C}$ наблюдается линейное снижение значений разрушающего напряжения. Дальнейшее повышение температуры испытаний приводит к более стремительному снижению значений σ_B^d .

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при повышении температуры испытания до $+600^{\circ}\text{C}$ происходит рост значений ударной вязкости. При этом ударная вязкость повышается благодаря увеличению пластичности, а не вследствие роста значений разрушающего напряжения. При дальнейшем повышении температуры испы-

тания разрушающее напряжение начинает падать значительно стремительнее, что приводит к снижению значений ударной вязкости (KCV).

После испытаний проводили фрактографическое исследование образцов. Макроструктура изломов образцов, испытанных при различных температурах, представлена на рис. 3.

На исследуемых образцах определяли максимальные значения полуширины боковых сколов (λ) и ширины зоны страгивания (s). С целью выявления зависимости этих характеристик от ударной вязкости и разрушающего напряжения при различных температурах проведены расчеты KCV/λ , σ_B^d/λ , KCV/s и σ_B^d/s . Результаты измерений и расчетов приведены в табл. 2.

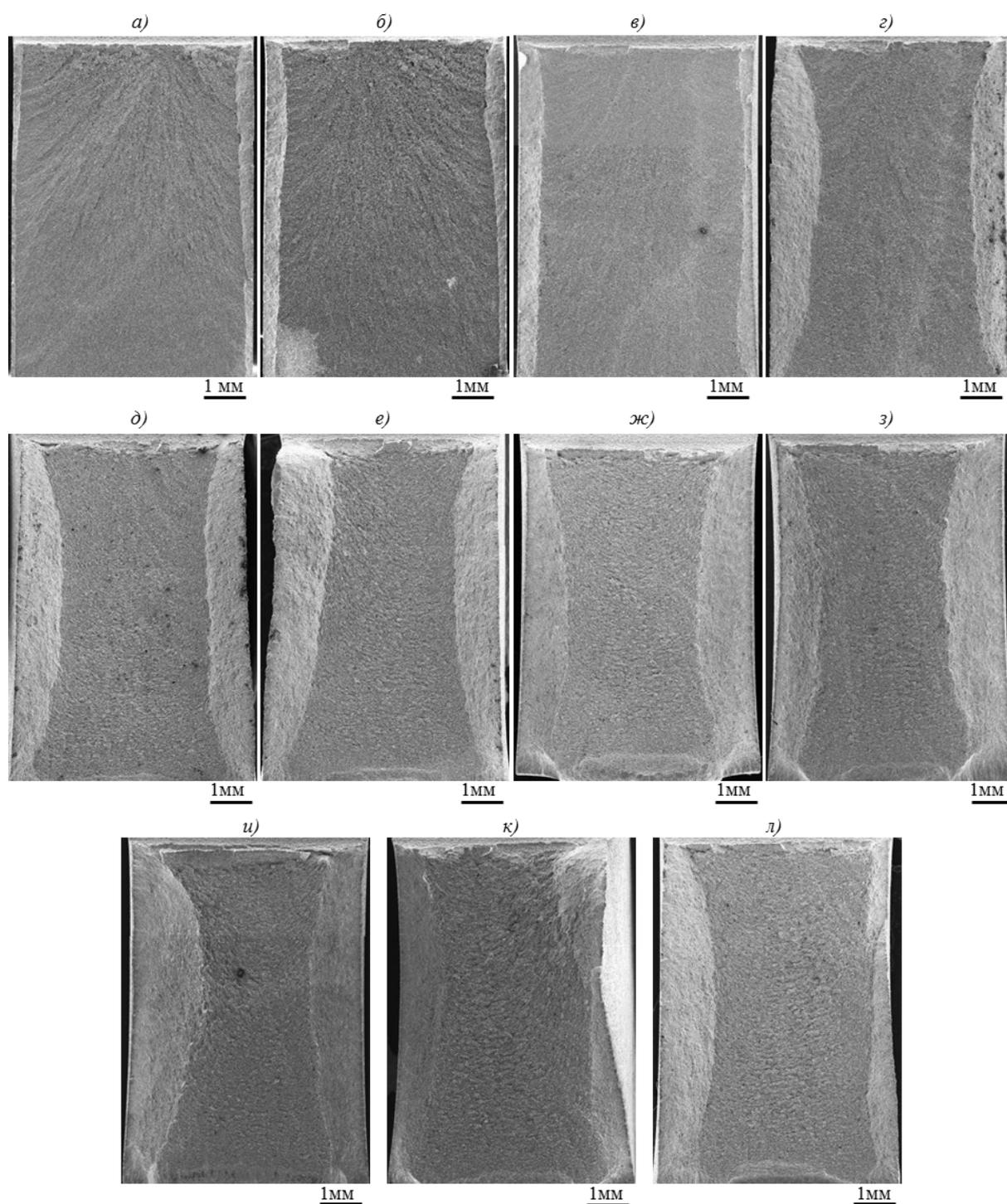


Рис. 3. Макроструктура ($\times 15$) изломов образцов после испытаний на ударную вязкость при температурах -196 (а), -100 (б), $+20$ (в), $+100$ (г), $+200$ (д), $+300$ (е), $+400$ (ж), $+500$ (з), $+600$ (и), $+650$ (к) и $+700^{\circ}\text{C}$ (л)

Таблица 2

Результаты определения фрактографических особенностей образцов

Свойства	Значения свойств при температуре, °С										
	-196	-100	+20	+100	+200	+300	+400	+500	+600	+650	+700
λ , мм	0,33	0,55	0,46	1,01	1,08	1,21	1,37	1,40	1,62	1,17	1,01
KCV/λ	471	377	444	279	430	339	389	416	361	479	315
σ_B^d/λ	6092	4155	4690	2080	1807	1300	1284	1285	1027	1307	1305
s , мм	0,13	0,22	0,25	0,30	0,33	0,49	0,29	0,33	0,54	0,40	0,30
KCV/s	1195	943	808	935	1406	996	1831	1676	1093	1403	1056
σ_B^d/s	15463	10386	8536	6967	5913	3819	6041	5179	3080	3822	4372

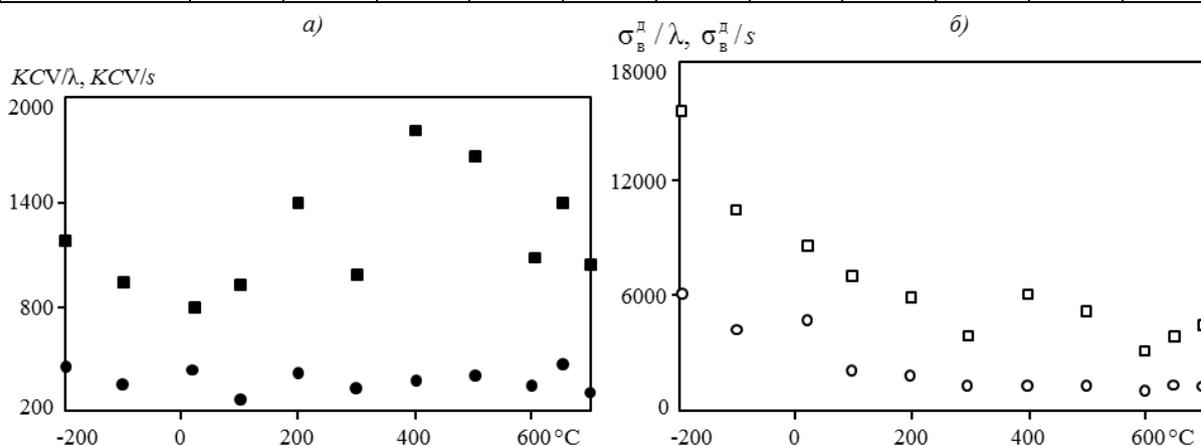


Рис. 4. Зависимость отношений ударной вязкости (а) и разрушающего динамического напряжения (б) к полуширине боковых сколов и ширине зоны страгивания от температуры испытания: ● – KCV/λ ; ■ – KCV/s ; ○ – σ_B^d/λ ; □ – σ_B^d/s

Видно, что значения ударной вязкости и разрушающего напряжения имеют зависимость от полуширины боковых сколов и ширины зоны страгивания. При этом KCV/λ и KCV/s имеют линейную зависимость ($f(x)=b$) от температуры испытания, а отношение σ_B^d/λ и σ_B^d/s – зависимость показательной убывающей функции $f(x)=a^x$ (где $0 < a < 1$), и при температуре испытаний $>(200-300)^\circ\text{C}$ приходит к линейной зависимости (рис. 4).

Следует отметить значительный разброс значений KCV/s и σ_B^d/s . По-видимому, это связано с влиянием субъективных факторов при оценке ширины зоны страгивания, к которым приводят сложности при определении ее границы.

Исследование микроструктуры поверхности разрушения проводили в центральной части изломов образцов. Изломы образцов представлены пластичным ямочным рельефом (рис. 5). При повышении температуры испытания размер ямок увеличивается, а при температурах испытания выше $+300^\circ\text{C}$ появляется вытянутость ямок в направлении развития трещины. При температурах испытаний $+650$ и $+700^\circ\text{C}$ ямки становятся мельче, а вытянутость в направлении разрушения

пропадает. Проведенные исследования микроструктуры изломов образцов подтверждают результаты испытаний.

Для исследований методом ПЭМ были отобраны три образца (в исходном состоянии и после испытаний при температурах -100 и $+600^\circ\text{C}$).

В α -фазе образца в исходном состоянии встречаются дислокационные сетки с крупной ячейкой, что свидетельствует о минимальных разориентировках участков гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решетки (рис. 6, а).

В кристаллической ГПУ решетке α -фазы образца после испытаний при температуре -100°C процессы пластической деформации характеризуются скольжением и двойникованием, причем двойникование происходит лишь в базисных плоскостях и встречается реже (рис. 6, б). Двойники формируются по механизму скольжения краевых дислокаций со сдвигом плотноупакованных слоев, и ширина двойников не превышает нескольких атомных слоев (рис. 6, в, г).

В структуре образцов после испытаний при температуре 600°C плотность полос скольжения и отдельных дислокаций в α -фазе значительно вы-

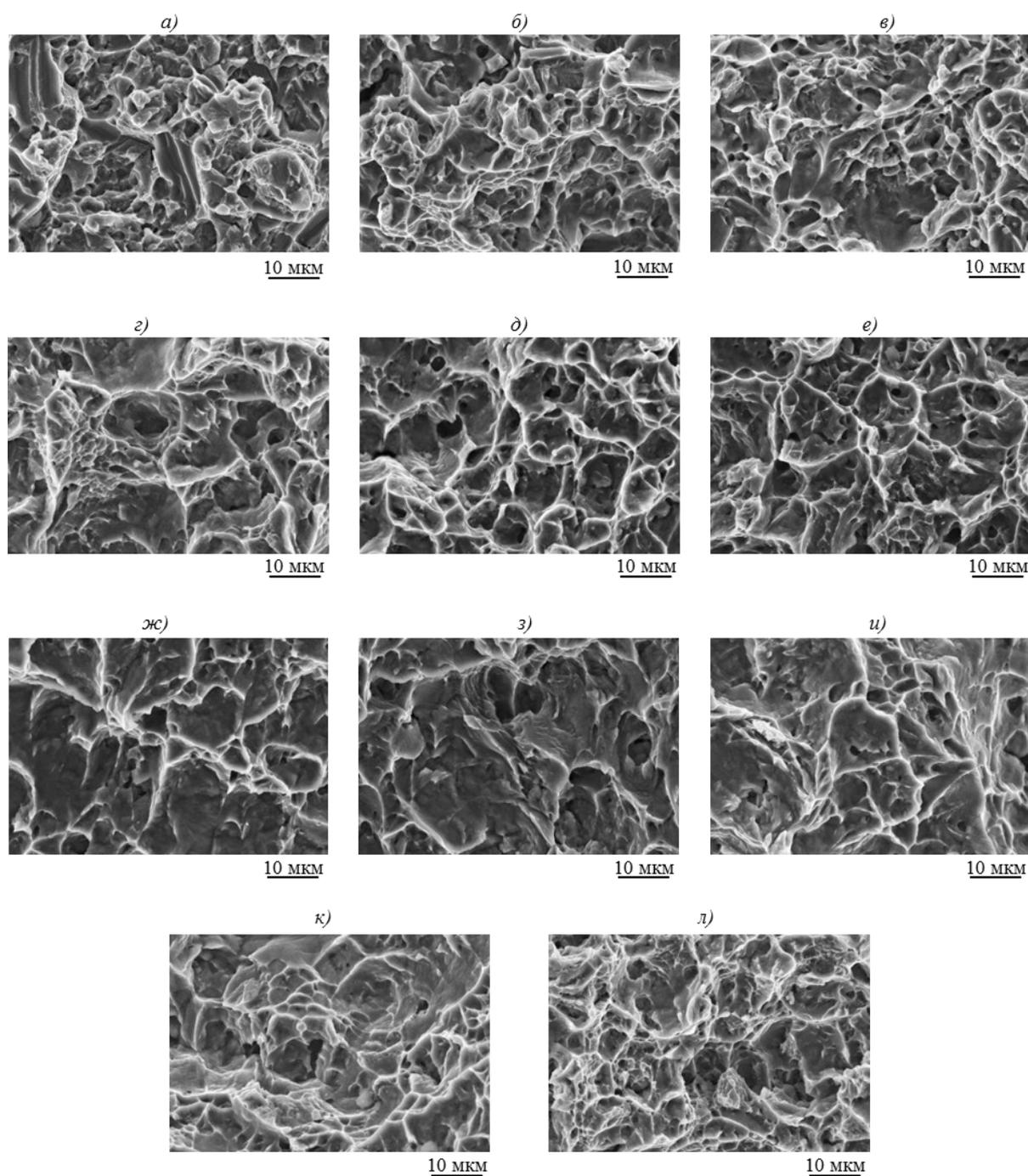


Рис. 5. Микроструктура центральной части изломов образцов из сплава ВТ41, испытанных при температурах -196 (а), -100 (б), +20 (в), +100 (г), +200 (д), +300 (е), +400 (ж), +500 (з), +600 (и), +650 (к) и +700°С (л)

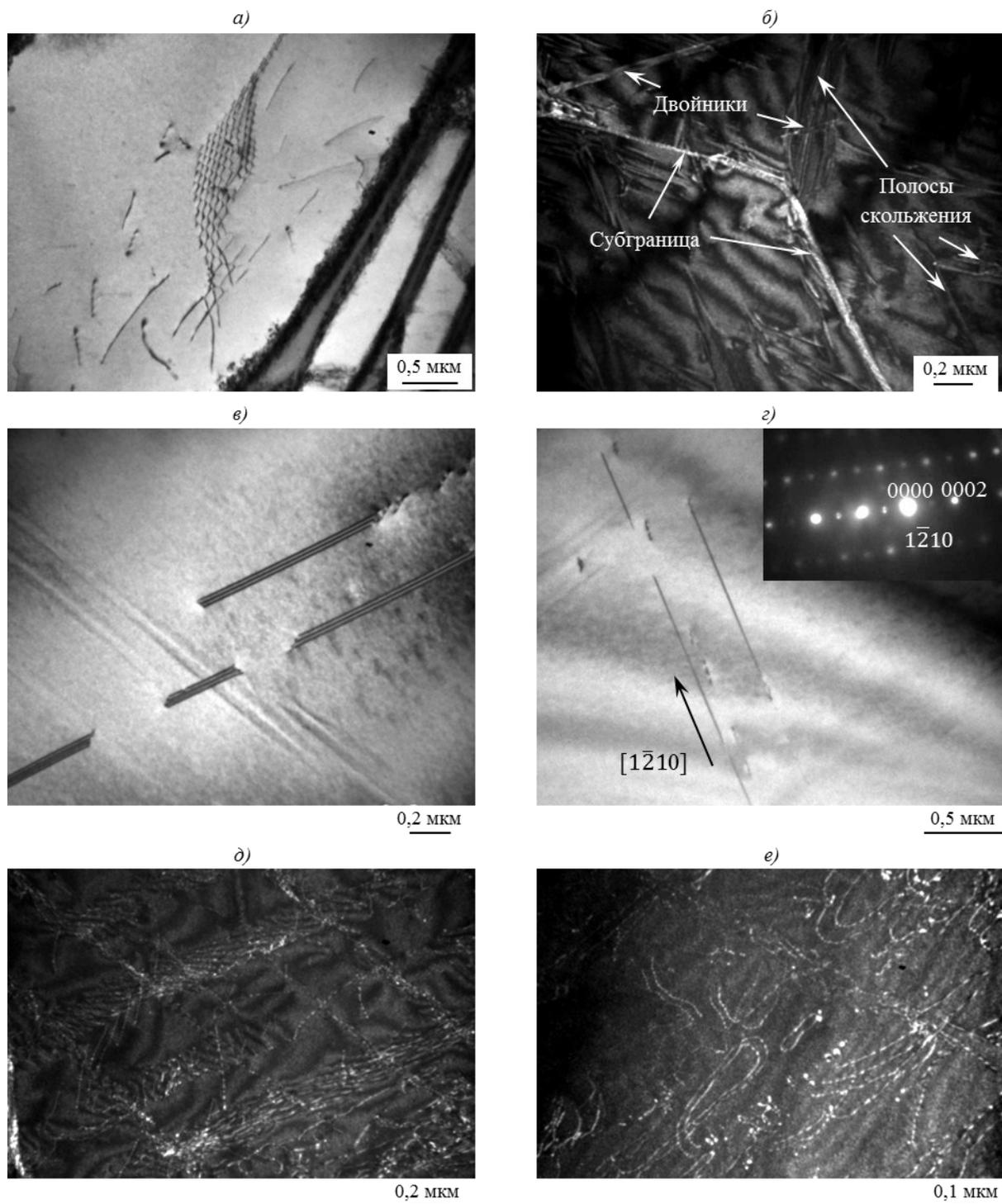


Рис. 6. Структура, исследованная методом ПЭМ:
a – дислокационная сетка в α -фазе образца в исходном состоянии; *b* – пластическая деформация α -фазы после испытаний при -100°C ; *в* – двойникование в α -фазе после испытаний при -100°C , полосы муара на плоскостях двойникования; *г* – двойникование в α -фазе после испытаний при -100°C , снимок в оси зоны $[10\bar{1}0]$ (плоскость двойникования параллельна электронному пучку); *д*, *е* –дислокационная структура в α -фазе образца после испытаний при $+600^{\circ}\text{C}$

ше по сравнению с образцами, испытанными при -100°C , однако двойникования не наблюдается. После высокотемпературного испытания также наблюдаются дислокационные петли и сложные дислокационные образования (рис. 6, *d*, *e*).

Обсуждение и заключения

Испытания образцов из сплава ВТ41 позволили оценить трещиностойкость сплава при ударном нагружении в интервале температур от -196 до $+700^{\circ}\text{C}$.

С повышением температуры испытания происходит повышение ударной вязкости (KCV) сплава, и она достигает максимума (590 кДж/м^2) при температуре испытания $+600^{\circ}\text{C}$.

Фрактографические исследования показали, что разрушение образцов из сплава ВТ41 при динамическом нагружении происходит по механизму формирования пластичного ямочного рельефа с образованием боковых сколов и зоны страгивания.

По результатам исследования микроструктуры изломов образцов после испытаний при различных температурах установлено, что повышение температуры испытания приводит к увеличению пластичности ямочного рельефа, ширины боковых сколов и зоны страгивания. При этом максимальные величины полуширины боковых сколов и ширины зоны страгивания достигают своего максимума при температуре испытания $+600^{\circ}\text{C}$.

На основании выполненных испытаний и фрактографических исследований можно заключить, что рост значений ударной вязкости при повышении температуры связан с увеличением пластичности материала вследствие увеличения полуширины боковых сколов, ширины зоны страгивания и пластичности ямочного рельефа.

Сопоставление максимальных значений ширины зоны страгивания и полуширины боковых сколов с трещиностойкостью образцов из сплава ВТ41, испытанных при различных температурах, показало, что данные особенности строения изло-

ма зависят от механических свойств материала. Однако значения максимальной ширины зоны страгивания имеют значительный разброс, что связано с влиянием субъективных факторов при оценке ширины зоны страгивания, к которым приводят сложности при определении ее границы.

Отношение ударной вязкости к полуширине боковых сколов имеет линейную зависимость от температуры испытания, а отношение разрушающего напряжения к полуширине боковых сколов – зависимость показательной убывающей функции.

Проведенные исследования микроструктуры α -фазы методом ПЭМ под поверхностью разрушения образцов из сплава ВТ41 после испытаний на ударный изгиб показали, что при низких температурах испытаний формирование зоны пластической деформации происходит по механизму сдвига в системах скольжения и двойникования.

Двойникование происходит в базисной плоскости $\{0001\}$ по механизму скольжения краевых дислокаций со сдвигом плотноупакованных слоев в направлении $[1210]$, а ширина двойников не превышает нескольких атомных слоев.

При температуре испытаний $+600^{\circ}\text{C}$ формирование зоны пластической деформации реализуется как по механизму сдвига в системах скольжения, так и в результате генерирования дислокационных петель, формирующих сложные дислокационные конструкции.

При различных температурах испытаний в кристаллической ГПУ решетке наблюдается анизотропия свойств, обусловленная геометрией самой решетки.

По-видимому, микродвойники, наблюдаемые в базисных плоскостях образцов, испытанных при низких температурах, образуются вследствие ограничения действия систем скольжения в ГПУ решетке при пониженных температурах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках гранта 14-08-31606.

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. Шестой технологический уклад // *Наука и жизнь*. 2010. №4. С. 2–7.
3. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2013. №3. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.03.2015).
4. Каблов Е.Н. К 80-летию ВИАМ // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2012. Т. 78. №5. С. 79–82.
5. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 440–448.
6. Каблов Е.Н., Гриневич А.В., Ерасов В.С. Характеристики прочности металлических авиационных материалов и их расчетные значения / В сб. 75 лет. *Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: юбилейный науч.-технич. сб.* М.: ВИАМ, 2007. С. 370–379.
7. Дроздовский Б.А., Проходцева Л.В., Новосильцева Н.И. Трещиностойкость титановых сплавов. М.: *Металлургия*, 1983. 192 с.

8. Проходцева Л.В., Наприенко С.А. Особенности разрушения титанового сплава ВТ41 в различном структурном состоянии при статическом и динамическом нагружении // Деформация и разрушение материалов. 2014. №2. С. 42–47.
9. Пышинцев И.Ю., Арабей А.Б., Фарбер В.М., Хотин В.А., Лежнин Н.В. Лабораторные критерии трещиностойкости высокопрочных сталей для труб магистральных газопроводов // Физика металлов и металловедение. 2012. Т. 113. №4. С. 433–439.
10. Ботвина Л.Р., Блинов В.М., Тютин М.Р., Банных И.О., Блинов Е.В. Особенности разрушения при ударном нагружении высокоазотистой стали 05Х20Г10НЗАМФ // Металлы. 2012. №2. С. 83–92.
11. Ботвина Л.Р., Тютин М.Р., Левин В.П., Демина Ю.А., Пантелеев И.А., Добаткин С.В. Особенности статического, ударного и усталостного разрушения стали 06МБФ с субмикроструктурной структурой // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. Т. 74. №1. С. 43–49.
12. Колачев Б.А., Мальков А.В. Физические основы разрушения титана. М.: Металлургия, 1983. 154 с.
13. Агамиров Л.В., Алимов М.А. и др. Машиностроение: энциклопедия. М.: Машиностроение, 2010. Т. II-1. Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов. С. 472–521.
14. Предводителев А.А., Троицкий О.А. Дислокации и точечные дефекты в гексагональных металлах. М.: Атомиздат, 1973. 200 с.
15. Проходцева Л.В., Филонова Е.В., Наприенко С.А., Моисеева Н.С. Исследование закономерностей развития процессов разрушения при циклическом нагружении сплава ВТ41 // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 407–412.
16. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №5. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.03.2015).
17. Клевцов Г.В. Закономерности образования пластических зон у вершины трещины при различных видах нагружения и рентгеновская фрактодиагностика разрушения // Вестник ОГУ. Естественные и технические науки. 2006. Т. 2. №1. С. 81–88.
18. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства жаропрочного титанового сплава для лопаток КВД // Авиационные материалы и технологии. 2010. №2. С. 8–14.
19. Способ термомеханической обработки изделий из титановых сплавов: пат. 2457273 Рос. Федерация; опубл. 05.04.2011.