

**ДИФРАКЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ
ПРИ АНАЛИЗЕ ЗОНЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ПОД ПОВЕРХНОСТЬЮ РАЗРУШЕНИЯ****С.А. Наприенко**

s.naprienko@gmail.com

П.Н. Медведев

pnmedv@gmail.com

А.Н. Раевских

raevskihan@viam.ru

М.А. Попов

spec1al@mail.ru

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Москва, Российская Федерация**Аннотация**

На примере образцов двухфазного титанового сплава ВТ41 оценена связь между температурой испытаний, значениями ударной вязкости KCV, шириной зоны пластической деформации и особенностями ее формирования. Разработан эффективный метод оценки ширины зоны пластической деформации, основанный на особой геометрии рентгеновской съемки, который позволяет с высокой локальностью измерения определять изменения уширения рентгеновской линии по мере удаления от поверхности разрушения. Проведены исследования текстурного состояния материала вблизи зоны разрушения и вдали от нее, что позволило выявить характерные особенности переориентации зерен, в частности рассеяние текстуры и увеличение доли базисных и призматических плоскостей параллельно плоскости разрушения, что является следствием протекания пластической деформации и насыщением дислокациями. Сделано предположение, что рост полюсной плотности в области [0001] происходит за счет скольжения зерен с ориентировкой $[10\bar{1}2]$, а рост полюсной плотности в области вокруг $[10\bar{1}0]$ — за счет скольжения зерен с ориентировкой, близкой к $[11\bar{2}0]$. Данные рентгеновского текстурного анализа подтверждены результатами анализа текстуры методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализа)

Ключевые слова

Титановый сплав ВТ41, рентгеноструктурный анализ, зона пластической деформации, текстура, EBSD, дифракция обратно рассеянных электронов

Поступила 17.05.2018

© Автор(ы), 2019

*Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках гранта
НК 13-08-001125/13*

Введение. Проблема повышения ресурса и надежности деталей и конструкций из них может быть решена на основе всесторонних исследований эксплуатационных разрушений, установления механизма и причин развития трещин, моделирования эксплуатационных разрушений с применением современной испытательной, исследовательской и аналитической техники, а также проведением общей и специальной квалификации материалов [1].

Основными причинами разрушения деталей и конструкций из них могут быть некачественный или неправильно выбранный материал и технологии обработки, а также ошибки в проектировании или эксплуатации. Правильное установление причины разрушения позволяет предотвратить новые аварии [2].

При установлении причин разрушений конструкций и деталей машин нередко единственным объектом исследований является излом, в котором хранится вся информация о виде и уровне действующих напряжений, приведших к разрушению, о причинах зарождения трещины и механизме ее распространения, а также сопротивлению металла развитию трещины. По этой причине в процессе исследования излома необходимо как можно более полно извлечь эту информацию. В этом состоит основная цель диагностики аварийных разрушений.

Расширение методического аппарата для проведения фрактографических исследований позволит лучше понять механизм и оценить влияние различных факторов на процессы разрушения, а также более точно определить их причины [3].

В некоторых работах в качестве фрактографического критерия трещиностойкости при однократном статическом разрушении используют ширину зоны страгивания и полуширину боковых сколов. В отдельных работах показана линейная зависимость глубины зоны страгивания от значения J -интеграла. В работе [4] также показано изменение механизма пластической деформации в зависимости от температуры испытания, что, в свою очередь, влияет на фрактографические особенности.

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

При анализе причин и особенностей разрушения, помимо поверхности излома, очень важным объектом для исследований является зона пластической деформации под ней. При любом внешнем воздействии на материал, приводящем к разрушению, происходит его структурная пере-

стройка, представляющая собой ответную реакцию. В работе [5] показано, что в зависимости от схемы нагружения и напряженного состояния при разрушении зона пластической деформации имеет характерные особенности. Следовательно, определив особенности зоны пластической деформации отдельно взятого излома образца или детали, можно с большой долей вероятности говорить об их условиях разрушения.

Вблизи вершины трещины развиваются высокие напряжения, которые превышают предел текучести (при хрупком сколе — предел прочности), тем самым формируется зона пластической деформации. Процессу пластической деформации сопутствует увеличение плотности дислокаций, локальное упрочнение и переориентация зерен материала (их поворот). Тем самым вблизи поверхности разрушения формируется зона структурной и текстурной неоднородности [6, 7]. Методы исследования структуры дифракцией рентгеновских и электронных лучей чувствительны к состоянию и пространственной ориентации кристаллической решетки зерен. Вследствие высокой локальности такие методы могут быть использованы для определения неоднородности структурного состояния вблизи зоны разрушения [5].

Настоящая работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2 «Фундаментально ориентированные исследования, квалификация материалов, неразрушающий контроль» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [8].

Материалы и методы. Исследование проведено на разрушенных образцах из псевдо- α -титанового сплава ВТ41 с бимодальной микроструктурой (рис. 1) [9]. Испытания на ударный изгиб проводили на образцах $5 \times 10 \times 55$ мм с V-образным надрезом. В работе [4] получена температурная зависимость ударной вязкости, на которой выявлены три зоны — зона с низкими значениями менее 250 кДж/м^2 (температура испытания до $100 \text{ }^\circ\text{C}$), с высокими значениями более 550 кДж/м^2 ($500 \dots 650 \text{ }^\circ\text{C}$) и переходная зона ($100 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$). Для исследования зоны пластической деформации выбраны три образца из каждой температурной зоны: 600 , 200 и $-196 \text{ }^\circ\text{C}$.

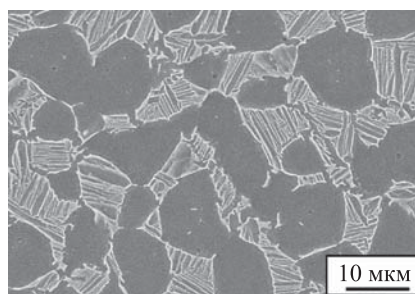


Рис. 1. Микроструктура образцов сплава ВТ41 перед ударными испытаниями

Исследование зоны пластической деформации под поверхностью разрушения проводили на микрошлифах, ориентированных перпендикулярно к поверхности излома и проходящих через ось симметрии образцов (рис. 2, а).

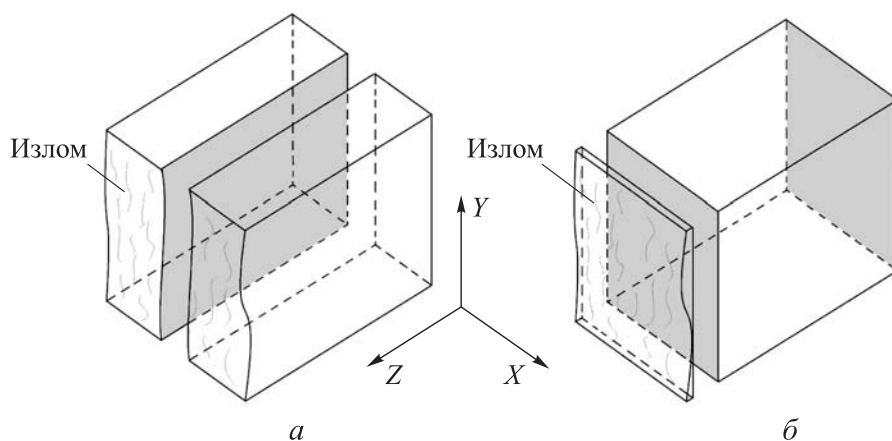


Рис. 2. Схемы образцов для исследования зоны пластической деформации методом рентгеноструктурного и EBSD-анализа (серым цветом показана плоскость исследования) (а) и текстуры в зоне пластической деформации методом рентгеноструктурного анализа (серым цветом показаны плоскости исследования) (б)

Оценка ширины зоны пластической деформации проводилась по изменению уширения рентгеновской линии по мере удаления от плоскости разрушения. Для измерения полуширины рентгеновской линии с малого участка образца (с высокой локальностью измерения) разработана особая геометрия рентгеновской съемки. Заключается она в асимметричной съемке и применении поликапиллярной оптики с возможностью коллимации параллельного пучка. Коллимированный рентгеновский пучок имеет вид штриха, увеличенного вдоль плоскости излома, и максимально узкий (до 40 мкм) в поперечном направлении. Асимметричная съемка следующего вида — луч падает перпендикулярно плоскости образца для устранения геометрического уширения размеров пучка, съемка ведется перемещением счетчика в угловом диапазоне $2\theta = 73,8 \dots 79,8^\circ$, в который попадают три линии от плоскостей фазы α -Ti ($20\bar{2}0$), $(11\bar{2}0)$ и $(20\bar{2}1)$. В ходе работы проведены последовательные съемки поверхностей микрошлифов. Съемка проводилась с шагом 40 мкм в направлении от поверхности излома в глубину образца с применением прецизионного пятикоординатного столика для образцов.

Для исследования изменения кристаллографической текстуры в вершине трещины проведена текстурная рентгеновская дифракционная съемка прямых полюсных фигур (ППФ) фазы α -Ti для пяти семейств плоскостей $\{uvw\}$ — $\{10\bar{1}0\}$, (0002) , $\{10\bar{1}1\}$, $\{10\bar{1}2\}$ и $\{11\bar{2}0\}$. Такое количество ППФ необходимо для более точного построения функции распределения ориентаций (ФРО) и обратных полюсных фигур (ОПФ). Исследовали области основного материала и вблизи плоскости разрушения (рис. 2, б) для образца, разрушенного при испытании на KCV при 600 °С.

С помощью обычных рентгеновских методик и используемого в работе метода рентгеновских микропучков получены интегральные данные о структурных особенностях со значительной поверхности образца. Метод дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) дает дополнительную информацию о структурных особенностях материала, в частности, позволяет определить уровень деформации на локальных участках в материале исследуемого образца. Методом EBSD выполняют как фазовый анализ исследуемой области, так и определяют ее кристаллографическую ориентацию. Поскольку в сплаве VT41 преобладает фаза α -Ti (более 94 %), то в настоящей работе анализируется только состояние фазы α -Ti.

На образце, испытанном при 600 °С, проведены исследования методом EBSD в плоскости, указанной на рис. 2, а. Исследования проводились непосредственно под поверхностью разрушения и на расстоянии 0,4 мм от нее. Область каждого сканирования составляла 0,1 мм по оси Y и 0,4 мм по оси Z (см. рис. 2, а). Сканирование проводили с шагом 0,7 мкм, а биннинг составлял 4 × 4.

По методу EBSD-анализа построены ОПФ для сопоставления с данными, полученными методом рентгеноструктурного анализа (РСА).

Результаты. Дифрактограммы, полученные при сканировании области вблизи трещины, приведены на рис. 3. Области за трещиной не имеют рефлексов, но по мере того, как материал попадает в рентгеновский пучок, начинают появляться рефлексы. Анализ ширины линий по мере удаления от трещины позволяет построить распределение дефектности кристаллической решетки от расстояния.

В качестве примера обработки экспериментальных дифрактограмм на рис. 4 приведена дифрактограмма, снятая вблизи трещины образца титанового сплава VT41, испытанного при температуре -196 °С. Гладкими линиями показана теоретическая кривая рентгеновского профиля, которая описывается аппроксимирующей функцией псевдо-Войта, являющейся линейной комбинацией функций Лоренца и Гаусса. Оценка дефектности кристаллической решетки, вызванная пластической деформацией при росте

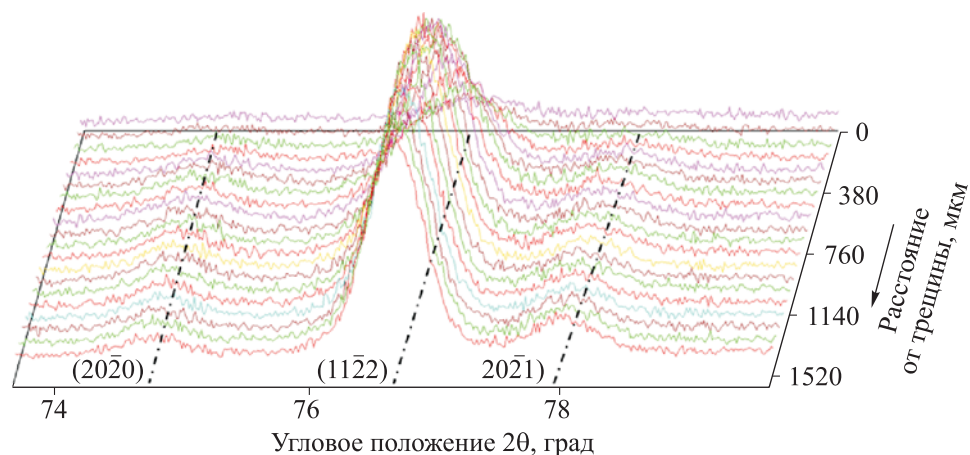


Рис. 3. Дифрактограммы титанового сплава ВТ41 при сканировании вблизи трещины для температуры испытания 600 °С (для рефлексов указаны индексы плоскостей (uvw))

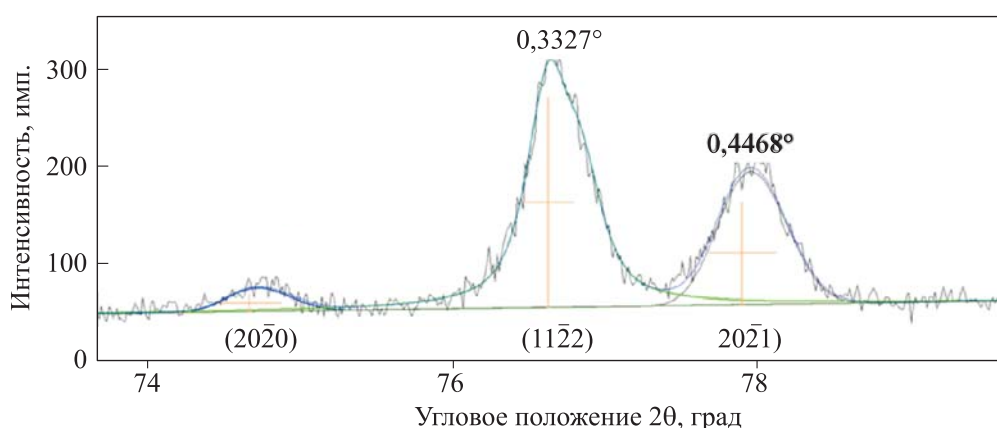


Рис. 4. Дифрактограммы титанового сплава ВТ41 вблизи трещины для температур испытания –196 °С (над каждым рефлексом указаны индексы (uvw) и полная ширина на полувысоте

трещины, проводилась по ширине наиболее интенсивной рентгеновской линии (112̄2).

На рис. 5 приведены значения полуширины рентгеновской линии (β), отнесенной к полуширине линии вдали от трещины (β_0), и показано, во сколько раз увеличилось значение ширины рентгеновской линии. Видно, что с уменьшением температуры разрушения зона пластической деформации уменьшается. Для образца, разрушенного при –196 °С, зоны пластической деформации не выявлено.

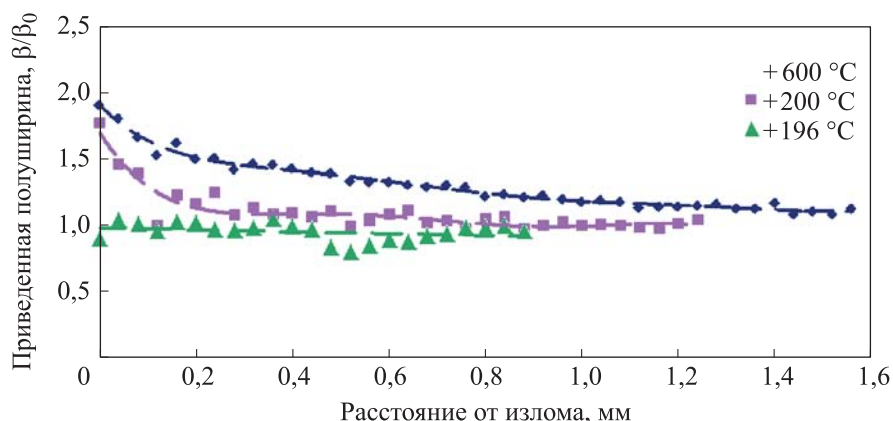


Рис. 5. Зависимость приведенной полуширины рентгеновской линии от расстояния до излома для образцов, разрушенных при температурах 600, 200 и -196 °C

На рис. 6 приведены полные ППФ плоскостей $(000\bar{1})$, $\{11\bar{2}0\}$, $\{10\bar{1}2\}$, восстановленные из ФРО для зоны под поверхностью излома и вдали от него. Для обеих зон текстурное состояние схожее и описывается компонентами фазы α -Ti $\{11\bar{2}0\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ и $\{10\bar{1}2\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$. Наблюдается размытие текстурных максимумов вблизи зоны разрушения, что может являться следствием протекания пластической деформации и насыщения дислокациями [10]. Уменьшение остроты текстуры видно по уменьшению максимального значения полюсной плотности, а также по уширению текстурных максимумов на ППФ.

На ОПФ для направления, нормального к плоскости разрушения, видно общее увеличение бестекстурной компоненты, а также компонент $[0001]$ и $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (рис. 7). Для наглядности построена разностная ОПФ зоны разрушения и исходного текстурного состояния материала для направления, нормального к плоскости разрушения. Синим цветом отмечены зоны, где полюсная плотность уменьшилась, а красным цветом, где она увеличилась.

На поперечном микрошлифе образца, испытанного при 600 °C, для которого строили ППФ и ОПФ, были проведены дополнительные исследования методом дифракции обратно рассеянных электронов в двух характерных зонах на различной глубине от поверхности разрушения: непосредственно под изломом и на глубине $0,3$ мм. По результатам EBSD-анализа построены ОПФ для направления, нормального к плоскости разрушения (рис. 8). Проведенные исследования показали, что под поверхностью разрушения происходит перераспределение полюсной плотности аналогично тому, что было получено при построении ОПФ методом PCA. Ввиду того,

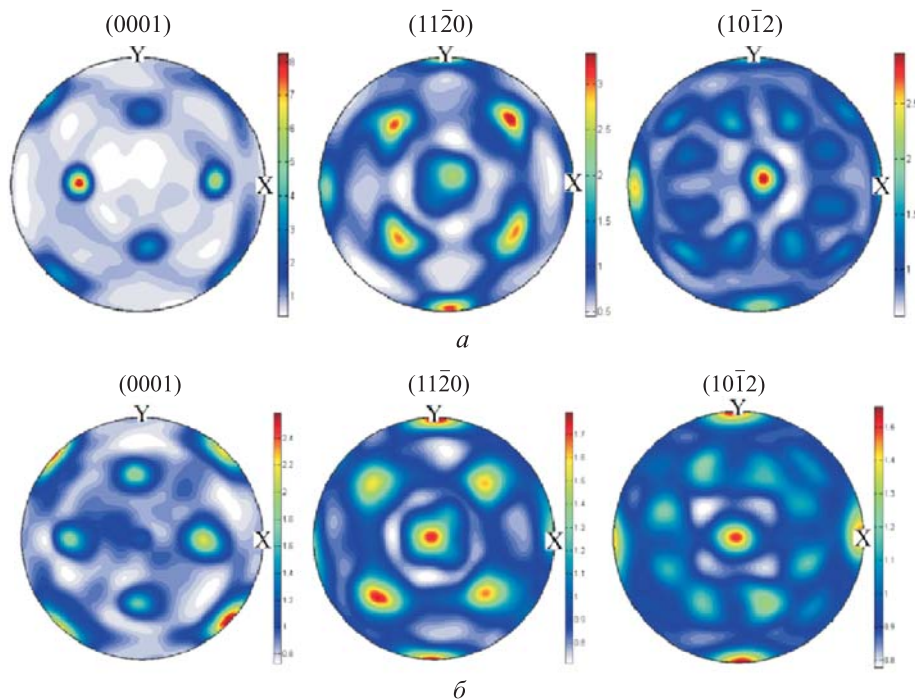


Рис. 6. Полные ППФ (0001), $\{10\bar{2}0\}$, $\{10\bar{1}2\}$ α -Тi образца, разрушенного при 600 °С:

a — зона вдали от излома; *б* — зона под поверхностью излома

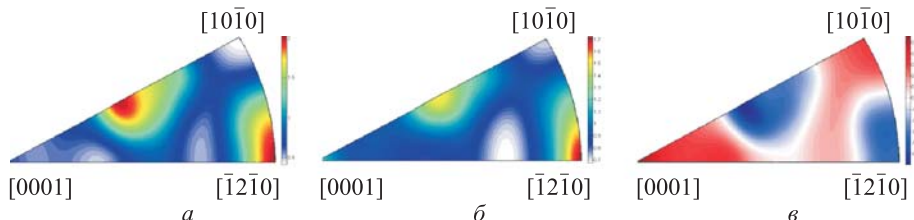


Рис. 7. ОПФ α -Тi образца, разрушенного при 600 °С, для направления, нормального к плоскости разрушения, полученные рентгеновским методом: *a* — зона основного металла (вдали от излома); *б* — зона под поверхностью излома; *в* — разностная ОПФ зоны разрушения и исходного состояния

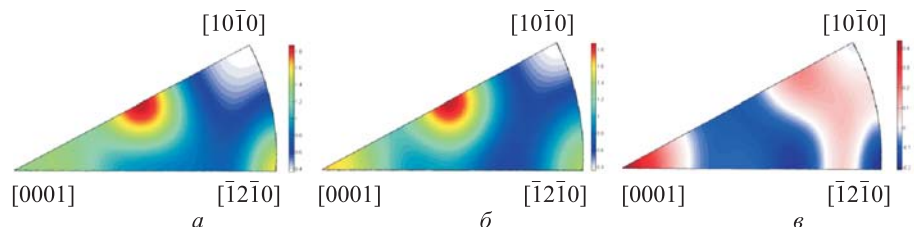


Рис. 8. ОПФ α -Тi образца, разрушенного при 600 °С, для направления, нормального к плоскости разрушения, полученные методом EBSD: *a* — зона на глубине 0,4 мм от излома; *б* — зона под поверхностью излома; *в* — разностная ОПФ зоны разрушения и исходного текстурного состояния

что метод EBSD-анализа является более локальным по сравнению с PCA, изменение полюсной плотности в случае EBSD-анализа носит менее выраженный характер, но имеет аналогичный тренд.

Обсуждения и сопоставление с литературными данными. Значение ширины линии увеличивается с повышением температуры испытания и увеличением вклада пластической деформации при росте трещины. Анализ значений полуширины рентгеновской линии, отнесенной к полуширине линии вдали от трещины, показал, что на образце, испытанном при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, зона пластической деформации не выявлена. На образце, испытанном при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, ширина зоны пластической деформации составляет $\sim 0,2\text{ мм}$, а на образце, испытанном при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, наблюдаются две характерные зоны пластической деформации: первая шириной $\sim 0,2\text{ мм}$ и вторая шириной $\sim 1\text{ мм}$. О наличии двух зон пластической деформации свидетельствует характерный перегиб на зависимости приведенной полуширины рентгеновской линии от расстояния до излома на глубине $0,2\text{ мкм}$. В результате пластического течения металла происходит его деформационное упрочнение и повышение предела текучести до более высоких значений, что приводит к изменению локального напряженного состояния материала у вершины трещины от плосконапряженного состояния к состоянию, близкому к объемно-напряженному [11–14]. Дальнейшее увеличение нагрузки приводит к образованию второй сильно деформированной зоны, размеры которой зависят от предела текучести упрочненного материала [7, 15].

В предыдущих исследованиях [4] выявлено, что деформация в вершине трещины в испытаниях на KCV при температуре $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ реализовывалась за счет скольжения. При скольжении характерна плавная переориентация текстурных максимумов, тем самым можно предположить, что рост полюсной плотности в области $[0001]$ происходит за счет скольжения зерен с ориентировкой $[10\bar{1}2]$, а рост полюсной плотности в области вокруг $[10\bar{1}0]$ — за счет скольжения зерен с ориентировкой, близкой к $[11\bar{2}0]$ [16]. По результатам PCA также выявлено увеличение доли бестекстурной компоненты.

При EBSD-анализе наличие деформации в материале, особенно у изломов, приводит к тому, что качество получаемых дифракционных картин может искажаться, поэтому более точное качественное суждение о наличии и степени напряжения требует проверки и достаточной статистической выборки.

EBSD-анализ на бимодальной структуре образцов характеризуется низким уровнем идентифицированных точек (57 %), что обусловлено шагом

сканирования, соизмеримым с размером пластинок вторичной α -фазы, который составляет менее 1 мкм (см. рис. 1). То есть большое количество точек сканирования попадает в граничные области между пластинами вторичной α -фазы и β -прослойками, и не может быть идентифицировано. Поэтому построение корректных карт распределения кристаллографических ориентировок на данном образце при заданных параметрах сканирования невозможно. Однако для проведения интегральной оценки текстуры и сопоставления с результатами, полученными методом PCA, объема данных EBSD-анализа достаточно. Среднее абсолютное отклонение (mean MAD) составило 0,92.

В настоящей работе метод EBSD-анализа использовался для подтверждения результатов, полученных методом PCA. Тип полюсных фигур и разностные полюсные фигуры, полученные обоими методами, схожи. Тот факт, что данные PCA совпадают с данными, полученными методом EBSD-анализа, свидетельствует о том, что оба метода позволяют получить информацию о зоне пластической деформации под изломом и могут служить дополнительным инструментом при анализе механизмов и причин разрушения.

Заключение и выводы. Разработан эффективный метод оценки ширины зоны пластической деформации с применением рентгеновской дифракции с локальностью сканирования до 40 мкм.

Зона пластической деформации на образце, испытанном при температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, не выявлена, на образце, испытанном при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, она составляет $\sim 0,2\text{ мм}$, а на образце, испытанном при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, наблюдаются две характерные зоны пластической деформации шириной $\sim 0,2\text{ мм}$ и $\sim 1\text{ мм}$ соответственно.

При исследовании текстуры выявлено, что вблизи плоскости разрушения видно общее увеличение компонент $[0001]$ и $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ по сравнению с текстурой вдали от излома, а также выявлено увеличение доли бестекстурной компоненты. Данные рентгеновского текстурного анализа подтверждаются результатами анализа текстуры методом дифракции обратно рассеянных электронов. Потенциал EBSD-анализа при работе с разрушенными деталями представляется высоким. При подборе соответствующего режима сканирования EBSD-анализ является наиболее перспективным методом исследования для изучения процессов пластической деформации, установления закономерностей и при анализе причин разрушения.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад. *Наука и жизнь*, 2010, № 4, с. 2–7.

- [2] Каблов Е.Н. К 80-летию ВИАМ. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*, 2012, т. 78, № 5, с. 79–82.
- [3] Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В. и др. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов. *Труды ВИАМ*, 2013, № 5.
URL: http://www.viam-works.ru/ru/articles?art_id=37
- [4] Наприенко С.А., Зайцев Д.В., Попов М.А. и др. Особенности разрушения титанового сплава ВТ41 при ударном (динамическом) нагружении при различных температурах. *Авиационные материалы и технологии*, 2016, № 2, с. 60–68.
- [5] Клевцов Г.В., Перлович Ю.А., Фесенко В.А. К развитию рентгеновского метода идентификации изломов с испорченной поверхностью. *Заводская лаборатория*, 1993, т. 59, № 8, с. 34–37.
- [6] Ботвина Л.Р., Тютин М.Р., Левин В.П. и др. Особенности статического, ударного и усталостного разрушения стали 06МБФ с субмикроструктурной структурой. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*, 2008, т. 74, № 1, с. 43–49.
- [7] Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А. и др. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М., МИСиС, 2007.
- [8] 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, с. 3–33.
- [9] Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А. и др. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД. *Труды ВИАМ*, 2013, № 3. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20
- [10] Кочубей А.Я., Медведев П.Н. Применение прямых полюсных фигур в исследованиях процессов структурообразования при нагревах деформированных металлов и сплавов. *Новости материаловедения. Наука и техника*, 2016, № 5, с. 12–20.
- [11] Колачев Б.А., Мальков А.В. Физические основы разрушения титана. М., Металлургия, 1983.
- [12] Агамиров Л.В., Алимов М.А., Бабичев Л.П. Машиностроение. Т. II-1. Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов. М., Машиностроение, 2010, с. 472–521.
- [13] Ерасов В.С., Орешко Е.И. Деформация и разрушение как процессы изменения объема, площади поверхности и линейных размеров в нагружаемых телах. *Труды ВИАМ*, 2016, № 8. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=999
- [14] Ерасов В.С., Орешко Е.И. Силовой, деформационный и энергетический критерии разрушения. *Труды ВИАМ*, 2017, № 10.
URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1169
- [15] 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, № 1-2, с. 81–88.

[16] Предводителей А.А., Троицкий О.А. Дислокации и точечные дефекты в гексагональных металлах. М., Атомиздат, 1973.

Наприенко Сергей Александрович — начальник сектора ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

Медведев Павел Николаевич — канд. физ.-мат. наук, начальник сектора ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

Раевских Антон Николаевич — инженер 2-й категории ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

Попов Максим Анатольевич — инженер 2-й категории ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (Российская Федерация, 105005, Москва, ул. Радио, д. 17).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Наприенко С.А., Медведев П.Н., Раевских А.Н. и др. Дифракционные методы исследования при анализе зоны пластической деформации под поверхностью разрушения. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*, 2019, № 4, с. 97–110. DOI: 10.18698/0236-3941-2019-4-97-110

DIFFRACTION-BASED INVESTIGATION METHODS IN ANALYSING PLASTIC STRAIN ZONE UNDERNEATH FRACTURE SURFACE

S.A. Naprienko
P.N. Medvedev
A.N. Raevskikh
M.A. Popov

s.naprienko@gmail.com
pnmedv@gmail.com
raevskihan@viam.ru
special@mail.ru

**All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials,
Moscow, Russian Federation**

Abstract

We used samples of the BT41 two-phase titanium alloy to estimate the relationship between testing temperature, KCV fracture toughness values, width of the plastic strain zone and its formation specifics. We developed an efficient method of estimating the plastic strain zone width, based on a special X-ray imaging geometry enabling a high degree of locality for measuring variations in the X-ray line broadening when moving away from the fracture surface. We studied material texture close to the fracture zone

Keywords

Titanium alloy BT41, X-ray crystallography, plastic strain zone, texture, EBSD, electron backscatter diffraction

and at a distance from it, which allowed us to detect the specifics of grain reorientation, in particular, texture diffusion and an increase in the concentration of basal and prismatic planes parallel to the fracture surface as a result of plastic strain and dislocation saturation. We hypothesise that pole density in the [0001] region grows due to the [10 $\bar{1}$ 2]-oriented grain slip, while in the region around [10 $\bar{1}$ 0] pole density grows due to slip of the grains whose orientation is close to [11 $\bar{2}$ 0]. We verified our X-ray texture analysis data by texture analysis via electron backscatter diffraction (EBSD)

Received 17.05.2018

© Author(s), 2019

The study was supported by RFBR as part of the grant NK 13-08-001125/13

REFERENCES

- [1] Kablov E.N. Shestoy tekhnologicheskij uklad. *Nauka i zhizn'*, 2010, no. 4, pp. 2–7 (in Russ.).
- [2] Kablov E.N. On the 80th anniversary of the All-Russian Research Institute of Aviation Materials (VIAM). *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov* [Industrial Laboratory. Diagnostics of Materials], 2012, vol. 78, no. 5, pp. 79–82 (in Russ.).
- [3] Chabina E.B., Alekseev A.A., Filonova E.V., et al. The use of methods of analytical microscopy and X-ray diffraction analysis for the study of the structural phase state materials. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2013, no. 5 (in Russ.). Available at: http://www.viam-works.ru/ru/articles?art_id=37
- [4] Naprienko S.A., Zaytsev D.V., Popov M.A., et al. Features of destruction of VT41 titanium alloy in shock (dynamic) loading at different temperatures. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2016, no. 2, pp. 60–68 (in Russ.).
- [5] Klevtsov G.V., Perlovich Yu.A., Fesenko V.A. On development of X-ray method for identification of cracks with spoiled surface. *Zavodskaya laboratoriya*, 1993, vol. 59, no. 8, pp. 34–37 (in Russ.).
- [6] Botvina L.R., Tyutin M.R., Levin V.P., et al. Special aspects of static, shock and fatigue rupture of 06MBF steel with submicrocrystalline structure. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov* [Industrial Laboratory. Diagnostics of Materials], 2008, vol. 74, no. 1, pp. 43–49 (in Russ.).
- [7] Klevtsov G.V., Botvina L.R., Klevtsova N.A., et al. *Fraktodiagnostika razrusheniya metallicheskih materialov i konstruktsiy* [Fracture diagnostics of metal materials and constructions destruction]. Moscow, MISiS Publ., 2007.
- [8] Kablov E.N. Innovative developments of FSUE “VIAM” SSC of RF on realization of “Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030”. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies], 2015, no. 1, pp. 3–33 (in Russ.).

- [9] Kashapov O.S., Novak A.V., Nochovnaya N.A., et al. State, problems and prospects of heat-resistant titanium alloys for GTE parts. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2013, no. 3 (in Russ.). Available at: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20
- [10] Kochubey A.Ya., Medvedev P.N. Direct pole figures in the study of structure formation processes during heating of deformed metals and alloys. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika* [Material Science and Technology News], 2016, no. 5, pp. 12–20 (in Russ.).
- [11] Kolachev B.A., Mal'kov A.V. *Fizicheskie osnovy razrusheniya titana* [Physical fundamentals of titanium rupture]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983.
- [12] Agamirov L.V., Alimov M.A., Babichev L.P. *Mashinostroenie. T. II-1. Fiziko-mekhanicheskie svoystva. Ispytaniya metallicheskih materialov* [Mechanical engineering. Vol. II-1. Physical-mechanical properties. Tests on metal materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2010, pp. 472–521.
- [13] Erasov V.S., Oreshko E.I. Deformation and destruction as processes of change of volume, the areas of a surface and the linear sizes in loaded bodies. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2016, no. 8 (in Russ.). Available at: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=999
- [14] Erasov V.S., Oreshko E.I. Force, deformation and energy criteria of destruction. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2017, no. 10 (in Russ.). Available at: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1169
- [15] Klevtsov G.V. Regularities of formation by crack top at different types of weighting and X-ray fractodiagnostics of destruction. *Vestnik OGU. Estestvennye i tekhnicheskie nauki* [Vestnik of the Orenburg State University], 2006, no. 1-2, pp. 81–88 (in Russ.).
- [16] Predvoditelev A.A., Troitskiy O.A. *Dislokatsii i tochechnye defekty v geksagonal'nykh metallakh* [Dislocation and point defects in hexagonal metals]. Moscow, Atomizdat Publ., 1973.

Naprienko S.A. — Head of Sector, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (Radio ul. 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

Medvedev P.N. — Cand. Sc. (Phys.-Math.), Head of Sector, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (Radio ul. 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

Raevskikh A.N. — Engineer of the 2nd rank, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (Radio ul. 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

Popov M.A. — Engineer of the 2nd rank, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (Radio ul. 17, Moscow, 105005 Russian Federation).

Please cite this article in English as:

Naprienko S.A., Medvedev P.N., Raevskikh A.N., et al. Diffraction-based investigation methods in analysing plastic strain zone underneath fracture surface. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Mechanical Engineering*, 2019, no. 4, pp. 97–110 (in Russ.). DOI: 10.18698/0236-3941-2019-4-97-110