

Научная статья

УДК 669.018.44:669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-145-158

## КИНЕТИКА АНОМАЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

А.В. Гриневич<sup>1</sup>, И.Г. Сибяев<sup>1</sup>, С.А. Наприенко<sup>1</sup>,  
О.С. Кашапов<sup>1</sup>, В.С. Калашников<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** При оценке механических характеристик штамповки из титанового сплава марки VT46 системы Ti–Al–Sn–Zr–β-стабилизаторы обнаружено аномальное разрушение образца при стандартном испытании на растяжение. Аномальность разрушения заключается в том, что оно произошло по хрупкому механизму в области образующейся шейки при общей пластической деформации. Оценка коэффициента интенсивности напряжений в очаге хрупкого разрушения установила недостаточность величины трещиноподобного дефекта для хрупкого механизма развития трещины под действием накопленной энергии в системе нагружения. Выдвинуто предположение о формировании в процессе пластической деформации увеличенной хрупкой области (статическое подраствивание трещиноподобного дефекта), которая приводит к разрушению по макрохрупкому механизму отрыва.

**Ключевые слова:** прочность, пластичность, хрупкое разрушение, коэффициент интенсивности напряжений, титановый сплав, аномальное разрушение

**Для цитирования:** Гриневич А.В., Сибяев И.Г., Наприенко С.А., Кашапов О.С., Калашников В.С. Кинетика аномального разрушения образца из титанового сплава // Труды ВИАМ. 2026. № 5 (159). С. 145–158. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-145-158.

Scientific article

## KINETICS OF ANOMALOUS FRACTURE OF A TITANIUM ALLOY SAMPLE

A.V. Grinevich<sup>1</sup>, I.G. Sibayev<sup>1</sup>, S.A. Naprienko<sup>1</sup>,  
O.S. Kashapov<sup>1</sup>, V.S. Kalashnikov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** When evaluating the mechanical characteristics of stamping titanium alloy VT46 of the Ti–Al–Sn–Zr–β-stabilizers system, researchers encountered anomalous fracture of a titanium sample during a standard tensile test. The anomaly of the destruction is that it occurred by a brittle mechanism in the area of the forming neck during general plastic deformation. An assessment of the stress intensity factor at the site of brittle fracture revealed that crack-like defect size is insufficient for the brittle mechanism of crack development under the action of accumulated energy in the loading system. The authors of the study put forward the hypothesis about the formation of an enlarged brittle region (static growth of a crack-like defect) during plastic deformation, which leads to fracture by a macrobrittle tearing mechanism.

**Keywords:** strength, ductility, brittle fracture, stress intensity factor, titanium alloy, anomalous fracture

*For citation:* Grinevich A.V., Sibaeв I.G., Naprienko S.A., Kashapov O.S., Kalashnikov V.S. Kinetics of anomalous fracture of a titanium alloy sample. *Trudy VIAM*, 2026, no. 5 (159), pp. 145–158. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-5-145-158.

## Введение

Разрушение – ключевая проблема обеспечения прочности конструкционных материалов [1, 2]. В механике твердого тела разрушение детали от статической нагрузки рассматривалось как одномоментный акт, при котором напряженно-деформированное состояние в некоторой точке материала достигает предельных значений, определенных теориями прочности. Это положение лежит в основе испытаний стандартных образцов из высокопрочных материалов, которые представляют собой основу конструкции воздушного судна. Поэтому исследователи механических характеристик, изучая процесс деформации материала при разрушении, даже не рассматривали кинетику разрушения, и оно носило вневременной характер.

В начале 1960-х гг. американские исследователи сформировали прагматичный подход к проблеме разрушения, позволяющий прогнозировать долговечность конструкции при наличии трещин. В 1967 г. профессор Я.Б. Фридман в докладе «Кинетика разрушения» озвучил новое представление о процессе разрушения. Он постулировал, что изначальный дефект, например усталостная трещина, под действием нагрузки и внешних факторов развивается до критических размеров, а затем происходит самопроизвольное развитие трещины под действием накопленной в системе упругой энергии. В последующем кинетический подход к процессу разрушения сформировался в отдельную область механики твердого тела – механику разрушения. Выполнено большое количество научно-исследовательских работ, демонстрирующих на широких пластинах из конструкционных материалов процессы развития изначального дефекта и последующего разделения твердого тела. Кинетика разрушения при переменных нагрузках являлась очевидным и неоспоримым фактором.

При определении механических характеристик на малых образцах при квазистатическом растяжении не зафиксировано разграничение процессов формирования дефекта и последующего разделения образца под действием упругой энергии, накопленной в системе нагружения. Авторам статьи не известны описания случаев образования и фиксации изначальной статической трещины на образцах из высокопрочных материалов, тем более на образцах малого диаметра (~5 мм), как это имело место в данном исследовании.

Неожиданное подтверждение тезис Я.Б. Фридмана о кинетике разрушения получил при оценке механических свойств штамповки из нового титанового сплава марки ВТ46 системы Ti–Al–Sn–Zr–β-стабилизаторы [3, 4]. Исследователи столкнулись с аномальным характером разрушения образца из титанового сплава при стандартных испытаниях на растяжение. Следует отметить, что за рубежом тщательно изучается модельный α-сплав состава Ti–7Al для оценки основных закономерностей легирования, микромеханики и структуры [5–15] легированной α-фазы с гранцентрированной плотноупакованной элементарной ячейкой.

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»).

## Материалы и методы

Штамповка из титанового сплава ВТ46 изготовлена из исходного кованого прутка промышленной поставки Ø155 мм методом термомеханической обработки

(совмещение первой ступени отжига с операцией нагрева под калибровку) на прессе в изотермических условиях. Изготовление конечной штамповки осуществляли по следующей схеме: всесторонняя ковка слитка при температурах  $\beta$ -области, охлаждение; наклеп при температурах  $(\alpha + \beta)$ -области, охлаждение; вытяжка при температурах  $\beta$ -области, охлаждение; вытяжка при температурах  $(\alpha + \beta)$ -области за несколько выносов, охлаждение; механическая обработка прутка на  $\varnothing 155$  мм, отрезка мерной заготовки ( $\varnothing 155 \times 150$  мм). Далее проводили осадку в торец при температурах  $(\alpha + \beta)$ -области в изотермических условиях с одним выносом и подогревом промежуточной заготовки. После окончательной штамповки с высотой «шайбы»  $\sim 22$  мм осуществляли калибровку на прессе на толщину 21 мм при температуре предыдущего нагрева и с минимальным временем выдержки. Калиброванную штамповку охлаждали на воздухе. Термическую обработку проводили по режиму старения. Согласно классификации, принятой в отраслевой документации, по площади проекции штамповка относится к крупногабаритным изделиям.

Образцы для испытаний на растяжение и ударную вязкость вырезали в радиальном направлении штамповки. Испытания на растяжение проводили на стандартных образцах по ГОСТ 1497–2023 при температуре 20 °С, испытания на ударную вязкость с определением KCU – по ГОСТ 9454–78.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [16–19].

### Результаты

Результаты испытаний представлены в таблице.

Оценка механических свойств штамповки

Полуфабрикат	$\sigma_{0,2}^{20^\circ}$ , МПа	$\sigma_B^{20^\circ}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU, Дж/см <sup>2</sup>
Штамповка (термомеханическая обработка)	<u>1055–1070</u> 1061	<u>1130–1145</u> 1132	<u>12,5–15,0</u> 13,3	<u>29,5–34,0</u> 31,5	<u>32–38</u> 34,7
Исходный пруток (двойной отжиг)	–	1135 (1130)	13,2 (12,5)	25,8 (24,5)	36 (32)
Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.					

Многочисленные испытания образцов из поковок из сплава ВТ46 и образцов из штамповки при растяжении фиксировали типичное разрушение с образованием шейки в рабочей зоне. Однако характер разрушения исследованного образца существенно отличался от других испытанных образцов.

Фрактографический анализа образца показал нетипичное макростроение излома [20]. С одной стороны излома произошло утонение бокового скоса, отмечено его полное отсутствие вблизи поверхности образца на ширине  $\sim 100$  мкм (рис. 1, а, б). Вся поверхность излома представлена пластичным мелкоячеистым рельефом и отдельными фасетками скола по зернам первичной  $\alpha$ -фазы (рис. 1, в). В месте отсутствия боковых скосов наблюдается скопление глобулей первичной  $\alpha$ -фазы, разрушение по которым прошло хрупко (рис. 1, г). При этом максимальный размер отдельных фасеток составляет 30 мкм. Вдали от данного места их размер не превышает 20 мкм (рис. 1, в).

На аномальность разрушения образца указывает тот факт, что оно произошло не в плоскости минимального диаметра шейки, как это имело место во всей выборке, а на расстоянии 4 мм от нее.

На рис. 2 представлен общий вид типичного разрушения образца из титанового сплава ВТ46 и образца с аномальным характером разрушения.

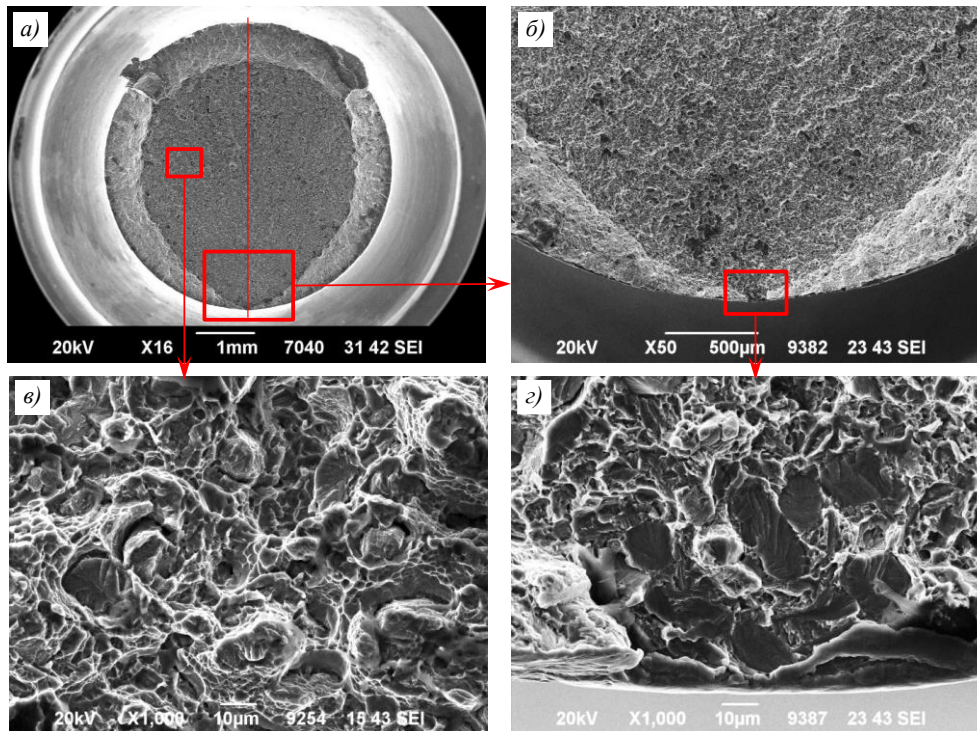


Рис. 1. Структура излома аномального образца: *a* – общий вид (линией показана плоскость микрошлифа); *б* – вблизи аномальной зоны; *в* – центральная часть; *г* – аномальная зона вблизи поверхности

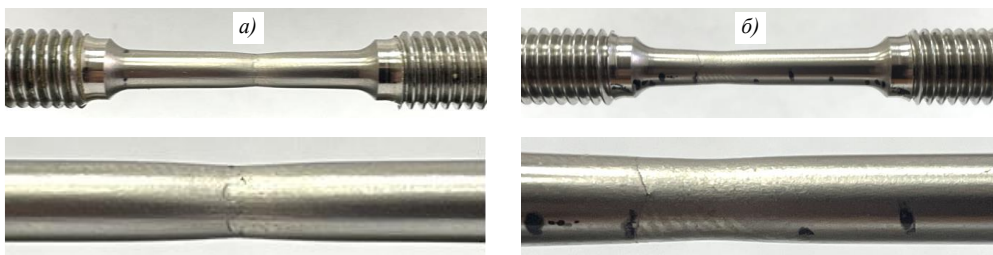


Рис. 2. Внешний вид типичного (*a*) и аномального (*б*) разрушения образцов

Анализ диаграмм деформирования аномального образца и образцов с типичным разрушением (рис. 3) установил практически их тождественность на начальном участке деформирования. Оценка прочностных показателей ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) образцов установила их близость и идентичный характер деформирования. Различие между диаграммами деформирования образцов проявляется в величине относительного удлинения, которое для аномального образца на  $\sim 1/4$  меньше.

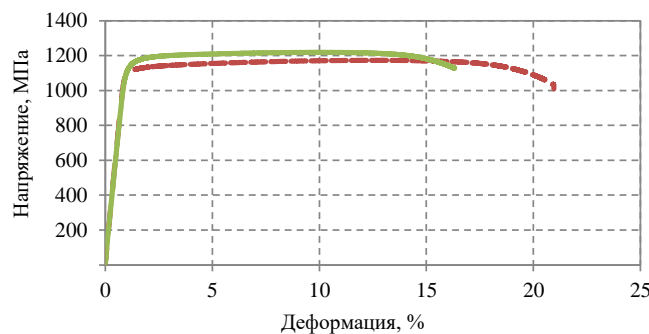


Рис. 3. Диаграмма деформации аномального (—) и типичного (---) образцов

Исследование поверхностей излома выявило различие в характере разрушения. Плоскость разрушения типичных образцов характеризуется классическим отрывом в центральной зоне с окаймляющей кромкой среза. Для аномального образца зона скоса прерывается и превращается в зону отрыва, характерную для макрорхрупкого разрушения. Расходящиеся из зоны отрыва рельефные лучи однозначно указывают на зону отрыва как источник развития трещины. Явных показателей хрупкого разрушения не обнаружено.

На рис. 4 представлены изображения внешнего вида поверхностей разрушения образцов, полученные на измерительном конфокальном лазерном сканирующем микроскопе, и профили поверхностей разрушения во взаимоперпендикулярных плоскостях. Плоскость сечения А в аномальном образце проходит через ось образца и очаг предполагаемого трещиноподобного дефекта. Плоскость сечения Б проходит через ось образца и перпендикулярна оси А.

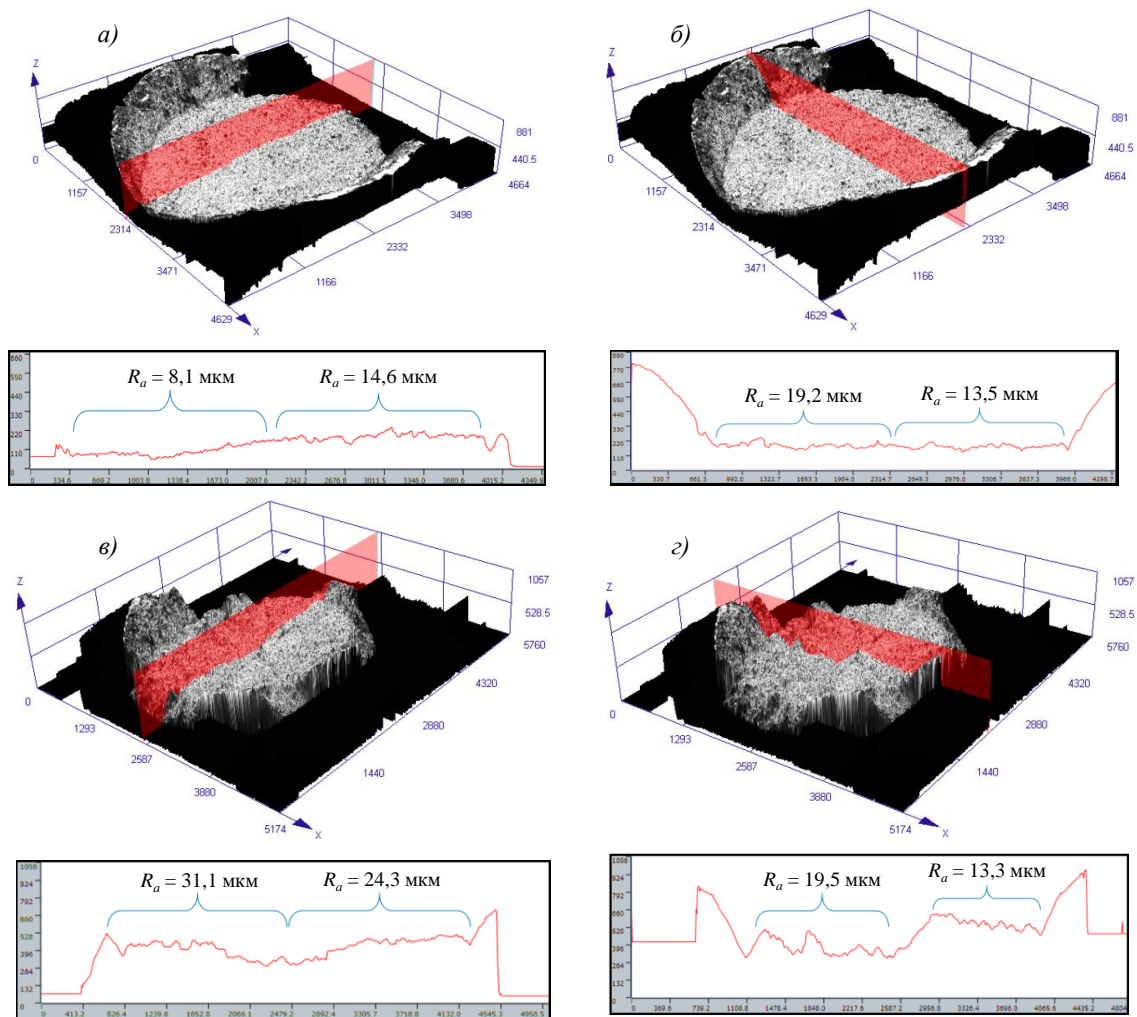


Рис. 4. Общий вид и шероховатость поверхности разрушения аномального (а, б) и типичного (в, г) образца в сечении А (а, в) и Б (б, г)

Рельеф излома в некоторой степени определяет характер образования и развитие трещины. Шероховатость изломов определяли на измерительном конфокальном лазерном сканирующем микроскопе. В аномальном образце в плоскости А, проходящей через ось образца и трещиноподобный дефект, отмечается сглаживание рельефа на начальном участке его разрушения, что указывает на относительно малые энергетические

затраты на развитие дефекта. Шероховатость в сечении А на участке (рис. 4, а) от очага дефекта до конца сглаженного участка составляет  $R_a = 8,08$  мкм и  $R_z = 58,6$  мкм. Шероховатость оставшегося участка образца характеризуется величинами  $R_a = 14,6$  мкм и  $R_z = 88,4$  мкм. В сечении Б, перпендикулярном плоскости А и проходящем через ось образца, шероховатость с левой стороны сечения образца составляет  $R_a = 19,2$  мкм и  $R_z = 110$  мкм, с правой стороны –  $R_a = 13,5$  мкм и  $R_z = 100,6$  мкм. Шероховатость в сечении Б, волнообразно изменяясь, выявляет «лучи» развития дефекта. Для типичного образца во взаимоперпендикулярных плоскостях получены следующие показатели шероховатости по четырем отрезкам: в сечении А в начале участка  $R_a = 31,1$  мкм и  $R_z = 150,6$  мкм, в конце –  $R_a = 24,3$  мкм и  $R_z = 144,5$  мкм; в сечении Б с левой стороны  $R_a = 19,5$  мкм и  $R_z = 103,7$  мкм, с правой стороны –  $R_a = 13,3$  мкм и  $R_z = 116,7$  мкм. Сравнение шероховатостей образцов по всем направлениям указывает на наличие сглаженного участка длиной  $\sim 2$  мм в аномальном образце в сечении А, а также на близкие показатели для типичного и аномального образцов в зоне долома.

### Обсуждение результатов

Аномальность разрушения образца из титанового сплава ВТ46 заключается в его хрупком разрушении в условиях пластической деформации. Эти два вида разрушения являются антиподами. Разрушение произошло в зоне шейки, что свидетельствует о значительной локальной пластической деформации в зоне разрушения. Поскольку разрушение произошло не в плоскости минимального сечения образующейся шейки и, следовательно, максимальных растягивающих напряжений, то этот факт указывает на наличие трещиноподобного дефекта, который обусловил хрупкий механизм разрушения. Доказательство разрушения по хрупкому механизму опирается на факт разрушения по сечению, расположенному в зоне образования шейки, но не в сечении минимального утонения. На рис. 5 представлена диаграмма истинных напряжений в образце в момент разрыва. Рассматриваются не условные напряжения  $\sigma$ , а истинные  $S$ , определяемые как усилие, отнесенное к текущему сечению образца. Плоскости замера напряжений в рабочей части образца располагаются равномерно на расстоянии 3 мм друг от друга. Диаграмма показывает, что в зоне образования шейки растягивающие напряжения существенно превышают напряжения в плоскости разрушения. Уровень максимальных напряжений  $S$  в зоне максимального утонения достигает 1733 МПа, а в позиции 6 (плоскость разрушения) составляет 1618 МПа.

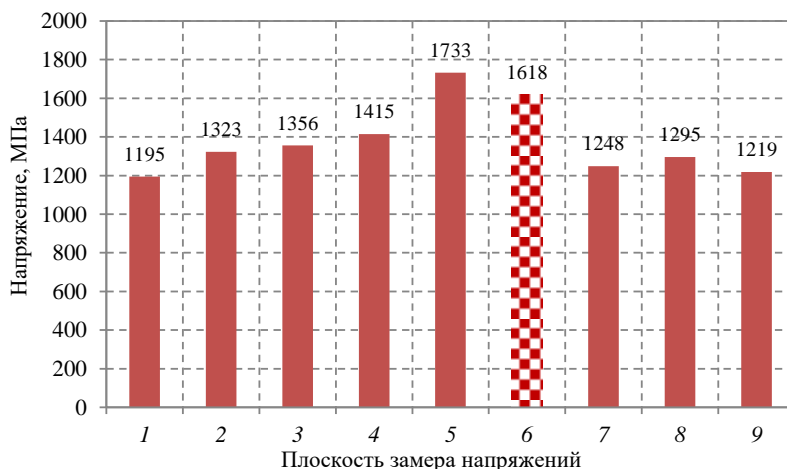


Рис. 5. Распределение истинных напряжений в сечениях 1–9 образца при разрыве. Позиция 6 – плоскость разрушения

Разрушение в сечении с меньшими растягивающими напряжениями возможно при наличии дефектов типа трещины или хрупких объемных включений. Анализ очага разрушения на сканирующем микроскопе не выявил существенного различия в морфологии точечного дефекта и основного массива, поэтому исходная точка на образующей образца может рассматриваться как начало трещиноподобного дефекта.

Фрактография излома не позволяет оценить размеры предполагаемого трещиноподобного дефекта, поскольку четкие очертания границ отсутствуют, что типично для фронта усталостных трещин [21, 22].

Проведена оценка критического размера трещиноподобного дефекта, который приводит к лавинообразному его развитию и разделению образца под действием упругой энергии, накопленной в системе нагружения.

Для определения величины трещиноподобного дефекта на аномальном образце использованы результаты испытания на растяжение образцов из модельного  $\alpha$ -сплава с перелегированной первичной  $\alpha$ -фазой. Химический состав модельного  $\alpha$ -сплава сопоставим с составом  $\alpha$ -фазы сплава ВТ46.

На рис. 6 представлен общий вид излома образца с зоной охрупчивания, которая расположена на контуре образца. По-видимому, изначально имели место небольшие очаги хрупкого разрушения, которые, объединившись, сформировали трещиноподобный дефект, границы которого представлены на рис. 6, *a*.

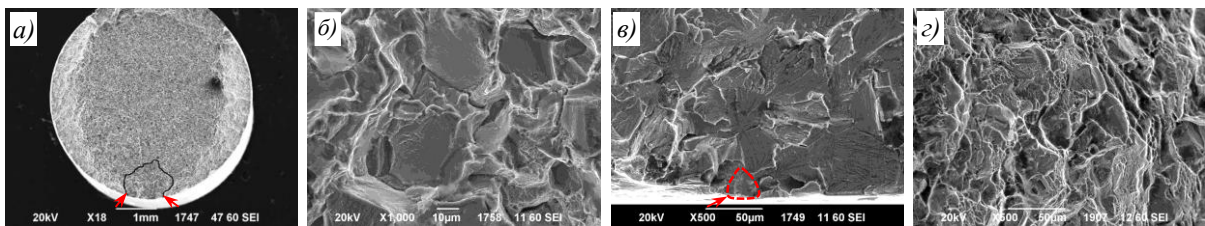


Рис. 6. Микростроение излома образца модельного  $\alpha$ -сплава системы Ti–Al–Sn–Zr– $\beta$ -стабилизаторы: *a* – общий вид разрушения; *b*, *в* – очаг разрушения при увеличении  $\times 1000$  и  $\times 500$  соответственно; *г* – долом ( $\times 500$ )

Использовано решение, полученное Г.П. Черепановым для полукруглой поверхностной трещины в пластине при растяжении. Схематичное изображение пластины с поверхностной трещиной представлено на рис. 7.

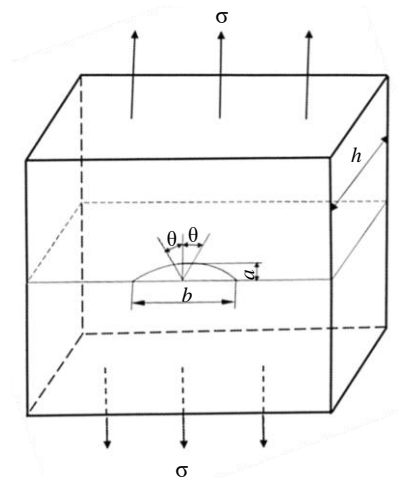


Рис. 7. Схема поверхностной трещины в пластине:  $\sigma$  – напряжение в образце;  $\theta$  – угол отсчета;  $h$  – толщина образца;  $a$ ,  $b$  – глубина и длина поверхностной трещины соответственно

Коэффициент интенсивности напряжений для поверхностной полукруглой трещины ( $b = 2a$ ) в пластине в условиях однородного растяжения определяется по формуле [2]

$$K_1 = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\pi}} \left( 1 + 0,2 \left( \frac{2\theta}{\pi} \right)^2 \right),$$

$$(0 < a/h < 0,2),$$

где  $\sigma$  – напряжение в образце;  $\theta$  – угол отсчета;  $h$  – толщина образца;  $a$ ,  $b$  – глубина и длина поверхностной трещины соответственно.

Определен коэффициент интенсивности напряжений для модельного образца с искусственно созданной охрупченной зоной. При длине дефекта  $a = 0,94$  мм коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины модельного образца равен  $K_1 = 39$  МПа $\sqrt{м}$  (125 кгс/ $\sqrt{мм^3}$ ). Поскольку значения коэффициента интенсивности напряжений, определенные по ГОСТ 25.506–85, находятся в диапазоне  $K_{1c} = 49–53$  МПа $\sqrt{м}$  (160–170 кгс/ $\sqrt{мм^3}$ ) и превосходят текущее значение коэффициента интенсивности напряжений в вершине поверхностной трещины модельного образца, развитие трещины в модельном образце по хрупкому сценарию невозможно.

Рассмотрена обратная задача и определена длина поверхностной трещины, приводящая к ее самопроизвольному развитию. Для коэффициента интенсивности напряжений  $K_1 = 49$  МПа $\sqrt{м}$  (160 кгс/ $\sqrt{мм^3}$ ) длина трещины самопроизвольного развития составляет  $a \approx 1,25$  мм, а для вязкости разрушения  $K_1 = 53$  МПа $\sqrt{м}$  (170 кгс/ $\sqrt{мм^3}$ ) критическая длина трещины, приводящая к хрупкому разрушению, оценивается величиной  $a = 1,75$  мм. Таким образом, величина критической длины трещины, приводящей к ее развитию за счет энергии, накопленной в системе нагружения, превышает 1 мм. Это обстоятельство требует более детального анализа микроструктуры рассмотренного образца.

Типичная микроструктура сплава ВТ46 (глобулярно-пластинчатая) представлена на рис. 8. Структура представляет собой сочетание частиц глобулярной  $\alpha$ -фазы и вторичной  $\alpha$ -фазы различных размеров. Размер крупных частиц  $\alpha$ -фазы составляет  $\sim(12–17)$  мкм, мелких:  $\sim(3–6)$  мкм.

В микроструктуре исследованной штамповки отмечены крупные частицы ( $>20$  мкм) и их ансамбли, образующие непрерывные цепи (рис. 6). Крупные частицы первичной  $\alpha$ -фазы, по-видимому, образованы при изготовлении прутка  $\varnothing 155$  мм в промышленных условиях. Можно предположить, что снижение температуры нагрева при калибровке способствовало укрупнению отдельных пластин вторичной  $\alpha$ -фазы.

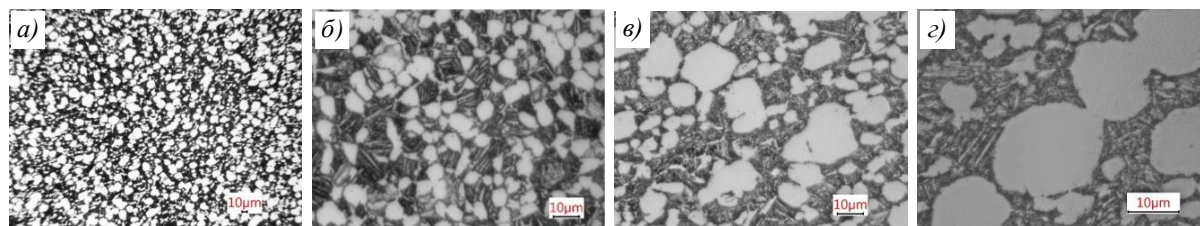


Рис. 8. Микроструктуры типичной поковки (а, б) и аномального образца из штамповки из сплава ВТ46 (в, з)

Крупные глобулярные частицы «наследовались» и не претерпевали существенных изменений при осадке мерной заготовки. Превращенная  $\alpha$ -фаза имеет преимущественно пластинчатую морфологию. При этом встречаются отдельные крупные пластинки, которые, вероятно, также «наследовались» от исходного прутка, и дисперсные пластинки, образующие высокодисперсную смесь  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз в объеме превращенного материала.

С целью выявления структурных особенностей в области аномального разрушения в зоне, где отсутствуют боковые скосы, изготовлен микрошлиф в плоскости, проходящей через ось симметрии образца и точку на изломе без боковых скосов вблизи поверхности образца. Общий вид микрошлифа представлен на рис. 9. Поверхность разрушения вблизи дефектной зоны более сглаженная по сравнению с противоположной стороной излома вблизи бокового скоса. Ширина сглаженного участка составляет  $\sim 2$  мм.

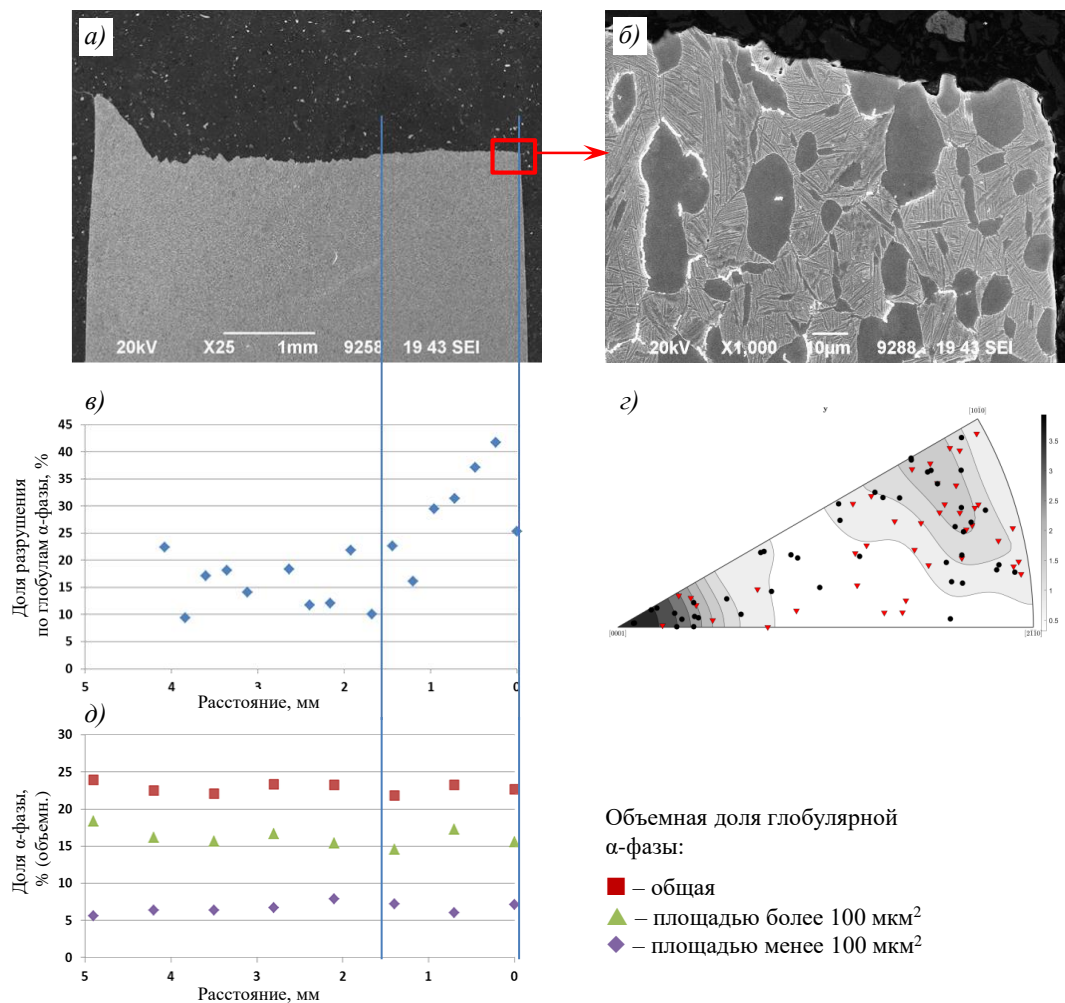


Рис. 9. Микроструктура образца вблизи излома: *a* – общий вид; *b* – дефектная зона; *в* – доля разрушения по глобулярной  $\alpha$ -фазе; *г* – обратная полюсная фигура; *д* – объемная доля глобулярной  $\alpha$ -фазы

При проведении микроструктурных исследований в данном сечении оценена доля излома с разрушением по глобулярным зернам  $\alpha$ -фазы. В дефектной области на расстоянии до 1 мм от поверхности доля разрушения по зернам  $\alpha$ -фазы составляла от 25 до 42 %, на оставшейся части излома – не превышала 22 % (рис. 9, в). Дополнительно проведена количественная оценка объемной доли глобулярной  $\alpha$ -фазы по сечению

образца вдоль поверхности разрушения. Отдельно оценивали долю зерен площадью более и менее  $100 \text{ мкм}^2$  (рис. 9, *д*). Результаты этого анализа не выявили существенных изменений объемной доли глобулярной  $\alpha$ -фазы по сечению образца:  $\sim 16$  и  $\sim 7$  % – доля  $\alpha$ -фазы площадью более и менее  $100 \text{ мкм}^2$  соответственно,  $\sim 22$  % – общая объемная доля.

Анализ научно-технической литературы показал, что на хрупкое разрушение титановых сплавов может влиять кристаллографическая ориентация зерен  $\alpha$ -фазы [23–26]. Проведены исследования методом дифракции обратно рассеянных электронов глобулярных зерен  $\alpha$ -фазы, по которым прошло разрушение. На основании полученных результатов построена обратная полюсная фигура, показывающая, какие кристаллографические плоскости лежат в макроплоскости разрушения.

Определена ориентация 84 зерен: 40 зерен, расположенных на более шероховатом участке поверхности разрушения, и 44 зерна на менее шероховатой области разрушения (на обратной полюсной фигуре (рис. 9, *з*) обозначены треугольниками и кружками соответственно).

Результаты анализа показали наличие двух текстурных максимумов, один из которых  $[0001]$  базисный, а второй вблизи  $[10\bar{1}0]$  – призматический. Преобладает максимум  $[0001]$ . Ориентация зерен в различных областях под поверхностью разрушения равномерная.

При равномерном распределении глобулярной  $\alpha$ -фазы наблюдается существенная ее ориентация по оси действия нагрузки.

Факт разрушения в зоне с меньшим напряжением позволяет утверждать, что присутствует более эффективный концентратор напряжений (трещиноподобный дефект), чем сопротивление разрушению в утоненной зоне образования шейки.

Проведенные исследования позволяют следующим образом описать кинетику разрушения аномального образца. На начальном этапе нагружения по достижении равномерной пластической деформации имеет место образование локального пластического утонения – шейки. Трещиноподобный дефект, размер которого меньше критического, остается незадействованным. Однако, находясь в области шейки, данный дефект развивается (статическое подращивание), чему способствует пластическая деформация конгломерата глобулярной  $\alpha$ -фазы. При достижении критического размера происходит хрупкое развитие трещиноподобного дефекта. Интересным научным фактом, полученным в ходе данных исследований, является доказательство возможности хрупкого разрушения в условиях общей пластической деформации.

### **Заключения**

Уникальность процесса разрушения исследованного образца заключается в реализации хрупкого разрушения в зоне его локальной пластической деформации при статическом растяжении.

Установлено, что разрушение в образце из титанового сплава ВТ46 по макрохрупкому механизму обусловлено формированием трещиноподобного дефекта в условиях общей пластической деформации.

Показано, что сопротивление разрушению титанового сплава системы ВТ46 в охрупченной плоскости образца оказывается меньше сопротивления разрушению в зоне пластической деформации с более высоким уровнем напряжений.

Предложена гипотеза подращивания трещиноподобного дефекта до критических размеров, обеспечивающих реализацию лавинного разрушения под действием упругой энергии в системе нагружения.

### Благодарности

Авторы выражают благодарность сотруднику НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ В.В. Автаеву за техническую помощь в работе.

*Идея проведения тщательного исследования и основной вклад в описание кинетики разрушения принадлежат Анатолию Владимировичу Гриневичу, высококлассному специалисту в области механических испытаний, внесшему значительный вклад в исследования вязкости разрушения авиационных металлических материалов.*

### Список источников

1. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. М.: Машиностроение, 1974. 840 с.
2. Черепанов Г.П. Механика разрушения. М.; Ижевск: Ин-т компьютерных исследований, 2012. 872 с.
3. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Кондратьева А.Р. Исследование влияния содержания легирующих элементов на свойства высокопрочного жаропрочного псевдо- $\alpha$ -сплава ВТ46 // Труды ВИАМ. 2016. № 9 (45). С. 44–52. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.10.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-6-6.
4. Солонина О.П., Глазунов С.Г. Современные жаропрочные титановые сплавы и перспективы их применения в двигателях. М.: Металлургия, 1974. 448 с.
5. Radecka A., Bagot P.A.J., Martin T.L. et al. The formation of ordered clusters in Ti–7Al and Ti–6Al–4V // Acta Materialia. 2016. No. 112. P. 141–149. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.03.080.
6. Sperry R., Han S., Chen Z. et al. Comparison of EBSD, DIC, AFM, and ECCI for active slip system identification in deformed Ti–7Al // Materials Characterization. 2021. No. 173 (110941). P. 1–16. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.110941.
7. Acar P., Ramazani A., Sundararaghavan V. Crystal Plasticity Modeling and Experimental Validation with an Orientation Distribution Function for Ti–7Al Alloy // Metals. 2017. No. 7 (459). P. 1–13. DOI: 10.3390/met7110459.
8. Venkataraman A., Shade P., Adebisi R. et al. Study of Structure and Deformation Pathways in Ti–7Al Using Atomistic Simulations, Experiments, and Characterization // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2017. Vol. 48. P. 2222–2236. DOI: 10.1007/s11661-017-4024-y.
9. Lim R.E. Effects of Anisotropy in Polycrystalline Ti–7Al Using Far-Field High Energy X-Ray Diffraction Microscopy: Thesis of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy. Pittsburgh: Carnegie Mellon University, 2020. 107 p. URL: [https://kilthub.cmu.edu/articles/thesis/Effects\\_of\\_Anisotropy\\_in\\_Polycrystalline\\_Ti-7Al\\_Using\\_Far-Field\\_High\\_Energy\\_X-Ray\\_Diffraction\\_Microscopy/14618439](https://kilthub.cmu.edu/articles/thesis/Effects_of_Anisotropy_in_Polycrystalline_Ti-7Al_Using_Far-Field_High_Energy_X-Ray_Diffraction_Microscopy/14618439) (дата обращения: 03.10.2025).
10. Adebisi R.A., Sathish S., Pilchak A.L., Shade P.A. Elastic constants of  $\alpha$  Ti–7Al measured using resonant ultrasound spectroscopy // AIP Conference Proceedings. 2025. Vol. 1706. P. 070005. DOI: 10.1063/1.4940523.
11. Radecka A., Coakley J., Jones I. et al. Ordering and the micromechanics of Ti–7Al // Materials Science & Engineering A. 2015. Vol. MSA32796. P. 1–26. DOI: 10.1016/j.msea.2015.09.070.
12. Xu Y., Worsnop F., Dye D., Dunne F. Slip intermittency and dwell fatigue in titanium alloys: a discrete dislocation plasticity analysis // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2023. Vol. 179. P. 1–32. URL: <https://arxiv.org/pdf/2307.05316> (дата обращения: 03.10.2025). DOI: 10.1016/j.jmps.2023.105384.
13. Chatterjee K., Ko J.Y.P., Weiss J.T. et al. Study of residual stresses in Ti–7Al using theory and experiments // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2017. No. 109. P. 95–116. DOI: 10.1016/j.jmps.2017.08.008.
14. Lim R.E., Pagan D.C., Boyce D.E. et al. Grain-resolved temperature-dependent anisotropy in hexagonal Ti–7Al revealed by synchrotron X-ray diffraction // Materials Characterization. 2021. No. 174 (110943). P. 1–13. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.110943.
15. Acar P. Uncertainty Quantification for Ti–7Al Alloy Microstructure with an Inverse Analytical Model (AUQLin) // Materials. 2019. No. 12 (1773). P. 1–13. DOI: 10.3390/ma12111773.

16. Ерак А.Д., Киселев А.С. Связь параметров трещиностойкости с параметрами структуры изломов при испытании на трехточечный изгиб // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 156–166. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-156-166.
17. Монахов А.Д., Яковлев Н.О. Применение метода глубокого обучения при исследовании характеристик трещиностойкости // *Труды ВИАМ*. 2024. № 6 (136). С. 80–91. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.10.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-80-91.
18. Сутубалов А.И., Подживотов Н.Ю., Шершак П.В., Яковлев Н.О. Оценка однородности физико-механических свойств полуфабрикатов авиационного назначения // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). С. 121–135. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135.
19. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Монин С.А. Испытания конструкционных металлических материалов на скорость роста трещины усталости в коррозионно-активной среде (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 12 (118). С. 135–144. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.10.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-135-144.
20. 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.
21. 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*. 2013. № 5. С. 29–35. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.09.2025).
22. Григоренко В.Б., Морозова Л.В. Применение растровой электронной микроскопии для изучения начальных стадий разрушения // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 1 (50). С. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
23. Zheng Z., Balint D.S., Dunne F.P.E. Investigation of slip transfer across HCP grain boundaries with application to cold dwell facet fatigue // *Acta Materialia*. 2017. No. 127. P. 43–53. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.01.021.
24. Stinville J.C., Ludwig W., Callahan P.G. et al. Observation of bulk plasticity in a polycrystalline titanium alloy by diffraction contrast tomography and topotomography // *Materials Characterization*. 2022. No. 188. P. 1–24.
25. Wielewski E., Arthington M., Siviour C., Petrinic N. Characterising the Effects of Strain Rate, Crystallographic Texture and Direction of Loading on the Mechanical Behaviour of Ti–6Al–4V // *Journal of Dynamic Behavior of Materials*. 2015. No. 1. P. 462–471. DOI: 10.1007/s40870-015-0040-4.
26. Zang K., Yang K.V., Lim S. et al. Effect of the presence of macrozones on short crack propagation in forged two-phase titanium alloys // *International Journal of Fatigue*. 2017. No. 104. P. 1–11.

### References

1. Fridman Ya.B. *Mechanical Properties of Metals*. Moscow: Mashinostroenie, 1974, 840 p.
2. Cherepanov G.P. *Fracture Mechanics*. Moscow; Izhevsk: Institute of Computer Research, 2012, 872 p.
3. Kashapov O.S., Pavlova T.V., Kalashnikov V.S., Kondrateva A.R. Research of influence of alloying elements content on properties of high strength near alpha heat resistance titanium alloy VT46. *Trudy VIAM*, 2016, no. 9, pp. 44–52. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-6-6.
4. Solonin O.P., Glazunov S.G. *Modern heat-resistant titanium alloys and prospects for their application in engines*. Moscow: Metallurgiya, 1974, 448 p.
5. Radecka A., Bagot P.A.J., Martin T.L. et al. The formation of ordered clusters in Ti–7Al and Ti–6Al–4V. *Acta Materialia*, 2016, no. 112, pp. 141–149. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.03.080.

6. Sperry R., Han S., Chen Z. et al. Comparison of EBSD, DIC, AFM, and ECCI for active slip system identification in deformed Ti–7Al. *Materials Characterization*, 2021, no. 173 (110941), pp. 1–16. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.110941.
7. Acar P., Ramazani A., Sundararaghavan V. Crystal Plasticity Modeling and Experimental Validation with an Orientation Distribution Function for Ti–7Al Alloy. *Metals*, 2017, no. 7 (459), pp. 1–13. DOI: 10.3390/met7110459.
8. Venkataraman A., Shade P., Adebisi R. et al. Study of Structure and Deformation Pathways in Ti–7Al Using Atomistic Simulations, Experiments, and Characterization. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2017, vol. 48, pp. 2222–2236. DOI: 10.1007/s11661-017-4024-y.
9. Lim R.E. *Effects of Anisotropy in Polycrystalline Ti–7Al Using Far-Field High Energy X-Ray Diffraction Microscopy*: Thesis of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy. Pittsburgh: Carnegie Mellon University, 2020, 107 p. URL: [https://kithub.cmu.edu/articles/thesis/Effects\\_of\\_Anisotropy\\_in\\_Polycrystalline\\_Ti-7Al\\_Using\\_Far-Field\\_High\\_Energy\\_X-Ray\\_Diffraction\\_Microscopy/14618439](https://kithub.cmu.edu/articles/thesis/Effects_of_Anisotropy_in_Polycrystalline_Ti-7Al_Using_Far-Field_High_Energy_X-Ray_Diffraction_Microscopy/14618439) (accessed: October 03, 2025).
10. Adebisi R.A., Sathish S., Pilchak A.L., Shade P.A. Elastic constants of  $\alpha$  Ti–7Al measured using resonant ultrasound spectroscopy. *AIP Conference Proceedings*, 2025, vol. 1706, p. 070005. DOI: 10.1063/1.4940523.
11. Radecka A., Coakley J., Jones I. et al. Ordering and the micromechanics of Ti–7Al. *Materials Science & Engineering A*, 2015, vol. MSA32796, pp. 1–26. DOI: 10.1016/j.msea.2015.09.070.
12. Xu Y., Worsnop F., Dye D., Dunne F. Slip intermittency and dwell fatigue in titanium alloys: a discrete dislocation plasticity analysis. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2023, vol. 179, pp. 1–32. URL: <https://arxiv.org/pdf/2307.05316> (accessed: October 03, 2025). DOI: 10.1016/j.jmps.2023.105384.
13. Chatterjee K., Ko J.Y.P., Weiss J.T. et al. Study of residual stresses in Ti–7Al using theory and experiments. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2017, no. 109, pp. 95–116. DOI: 10.1016/j.jmps.2017.08.008.
14. Lim R.E., Pagan D.C., Boyce D.E. et al. Grain-resolved temperature-dependent anisotropy in hexagonal Ti–7Al revealed by synchrotron X-ray diffraction. *Materials Characterization*, 2021, no. 174 (110943), pp. 1–13. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.110943.
15. Acar P. Uncertainty Quantification for Ti–7Al Alloy Microstructure with an Inverse Analytical Model (AUQLin). *Materials*, 2019, no. 12 (1773), pp. 1–13. DOI: 10.3390/ma12111773.
16. Erak A.D., Kiselev A.S. Correlation between fracture toughness parameters and fracture surfaces structure parameters for three-point bending tests. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 156–166. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 03, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-156-166.
17. Monakhov A.D., Yakovlev N.O. Application of the deep learning method in studying crack resistance characteristics. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), pp. 80–91. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-80-91.
18. Sutubalov A.I., Podzhivotov N.Yu., Shershak P.V., Yakovlev N.O. Evaluation of homogeneity of physical and mechanical properties of semi-finished products for aviation purpose. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), pp. 121–135. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 03, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135.
19. Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Monin S.A. Tests of structural metallic materials for the fatigue crack growth rate in a corrosive environment (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 12 (118), pp. 135–144. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 14, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-12-135-144.
20. Prokhodtseva L.V., Naprienko S.A. Features of destruction of titanium alloy VT41 in different structural states under static and dynamic loading. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2014, no. 2, pp. 42–47.
21. Chabina E.B., Alekseev A.A., Filonova E.V., Lukina E.A. Application of methods of analytical microscopy and X-ray of the structural analysis for research of structural and phase condition of materials. *Trudy VIAM*, 2013, no. 5, pp. 29–35. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 24, 2025).

22. Grigorenko V.B., Morozova L.V. Application of the scanning electron microscopy for studying of initial destruction stages. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
23. Zheng Z., Balint D.S., Dunne F.P.E. Investigation of slip transfer across HCP grain boundaries with application to cold dwell facet fatigue. *Acta Materialia*, 2017, no. 127, pp. 43–53. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.01.021.
24. Stinville J.C., Ludwig W., Callahan P.G. et al. Observation of bulk plasticity in a polycrystalline titanium alloy by diffraction contrast tomography and topotomography. *Materials Characterization*, 2022, no. 188, pp. 1–24.
25. Wielewski E., Arthington M., Siviour C., Petrinic N. Characterising the Effects of Strain Rate, Crystallographic Texture and Direction of Loading on the Mechanical Behaviour of Ti–6Al–4V. *Journal of Dynamic Behavior of Materials*, 2015, no. 1, pp. 462–471. DOI: 10.1007/s40870-015-0040-4.
26. Zang K., Yang K.V., Lim S. et al. Effect of the presence of macrozones on short crack propagation in forged two-phase titanium alloys. *International Journal of Fatigue*, 2017, no. 104, pp. 1–11.

#### Информация об авторах

**Гриневи́ч Анато́лий Влади́мирович**, доктор технических наук, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Сибает Илья Гоярович**, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Наприенко Сергей Александрович**, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Кашапов Олег Салаватович**, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Калашников Владимир Сергеевич**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

#### Information about the authors

**Anatoly V. Grinevich**, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Ilya G. Sibaev**, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Sergey A. Naprienko**, Deputy Head of Laboratory for Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Oleg S. Kashapov**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Vladimir S. Kalashnikov**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 27.11.2025; получена после доработки 10.12.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.01.2026.  
The article was submitted 27.11.2025; received in revised form 10.12.2025; approved and accepted for publication after reviewing 13.01.2026.