

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-1-58-71>

СТАДИЙНОСТЬ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН: ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ОСОБЕННОСТИ

© Николай Ваганович Туманов

Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ), Россия, 111116, Москва, ул. Авиамоторная, д. 2;
e-mail: nvtumanov@ciam.ru

*Статья поступила 7 марта 2023 г. Поступила после доработки 28 апреля 2023 г.
Принята к публикации 30 мая 2023 г.*

Представлена концепция стадийности кинетики усталостных трещин (КУТ), в соответствии с которой стадийность КУТ обусловлена изменением локализованных у фронта трещины критических (предшествующих разрушению) деформационных структур и микромеханизмов разрушения, действующих в этих структурах. На первой стадии КУТ такими структурами являются заторможенные у различных барьеров дислокационные скопления. При этом распространение трещины происходит по энергетически малоемким механизмам хрупкого разрушения с образованием сколов различных масштабов. На второй и третьей стадиях КУТ у фронта трещины формируется критическая двухуровневая фрагментированная структура (двухуровневое наноструктурное состояние). Микрорасслаивания вдоль границ крупномасштабных фрагментов этой структуры, ориентированных в направлении максимальной главной деформации, играют ключевую роль в высокоэнергоемком механизме устойчивого роста трещины на второй стадии КУТ и формируют усталостные бороздки на поверхности разрушения. На третьей стадии КУТ наряду с механизмом устойчивого роста трещины действует механизм зарождения и развития разрушения на границах мелкомасштабных фрагментов критической фрагментированной структуры с образованием микропор, в результате чего на соответствующих участках поверхности разрушения образуются микроямки. Универсальный характер стадийности КУТ и особенности ее проявления проиллюстрированы результатами фрактографического анализа развития трещин мало- и многоциклового усталости в высоконапряженных деталях авиадвигателей при различных условиях циклического нагружения: при автоколебаниях и случайных колебаниях лопаток компрессоров, при повторно-статическом нагружении дисков компрессоров в процессе циклических испытаний в условиях вакуума и в процессе эксплуатации при наличии кристаллографической текстуры.

Ключевые слова: усталостная трещина; критическая деформационная структура; механизм разрушения; фракторельеф.

STAGING OF FATIGUE CRACK KINETICS: PATTERNS AND FEATURES

© Nikolay V. Tumanov

Central Institute of Aviation Motors (CIAM), 2, Aviamotornaya ul., Moscow, 111116, Russia; e-mail: nvtumanov@ciam.ru

Received March 7, 2023. Revised April 28, 2023. Accepted May 30, 2023.

The concept of staging of fatigue crack kinetics (FCK) is presented. According to the developed concept the staging of FCK is attributed to changes in critical (preceding the fracture) deformation structures localized at the crack front and in micromechanisms of fracture operating in these structures. At the first stage of the FCK, these critical structures are clusters of dislocation braked near various barriers. In this case, the crack propagates through the low-energy-type mechanisms of brittle fracture with the formation of cleavages of various scale. At the second and third stages of the FCK, a critical two-level fragmented structure (two-level nanostructured state) is formed near the crack front. Brittle microlaminations along the boundaries of large-scale fragments of this structure oriented in the direction of maximum principal deformation play a key role in the high-energy-type mechanism of stable crack growth at the second stage of the FCK and form fatigue striations on the fracture surface. At the third stage of the FCK the mechanism of stable crack growth is added with the mechanism of origination and development of fracture at the boundaries of small-scale fragments of the critical fragmented structure with the formation of micropores which results in the formation microdimples in the corresponding areas of the fracture surface. The universal nature of the FCK staging and features of manifestation are illustrated by fractographic study of the fatigue crack propagation in highly stressed parts of aero-engines under various cyclic loading conditions, i.e., under self-induced and random vibration of compressor blades, repeated-static loading of compressor

disks in the course of a cyclic test under vacuum conditions and during operation in the presence of crystallographic texture.

Keywords: fatigue crack; critical deformation structure; fracture mechanism; fractorelief.

Введение

В процессе развития усталостных трещин в металлических материалах происходят поэтапные изменения их кинетики (механизма и скорости роста), а также рельефа поверхности разрушения (фрактурельефа). Понимание природы этой стадийности представляет значительный теоретический интерес (вследствие универсальности ее закономерностей) и необходимо для решения задач фрактодиагностики (диагностики разрушения) и прогнозирования кинетики усталостных трещин (КУТ).

По-видимому, первые представления о стадийности КУТ и фрактурельефа были сформулированы в статье [1]. Анализируя развитие усталостных трещин в алюминиевых сплавах, автор выделил две стадии роста трещин: на первой стадии (Stage I) трещина распространяется вдоль плоскости скольжения (slip plane crack) примерно под углом 45° к боковой поверхности образца (в плоскости действия максимальных касательных напряжений), на второй стадии (Stage II) траектория трещины разворачивается по нормали к направлению максимальных растягивающих напряжений, при этом на начальном этапе действует механизм скола (cleavage crack), который затем сменяется механизмом, приводящим к образованию вязких бороздок (ductile striations). Таким образом, в качестве первой стадии КУТ автор [1] рассматривал начальный этап развития трещины у поверхности детали вдоль полосы скольжения, а под второй стадией понимал все последующие этапы КУТ. Эта схема стадийности получила широкое распространение и приводится с некоторыми дополнениями и изменениями во многих работах (см., например, [2 – 8]).

Последующие исследования стадийности КУТ проводили в основном в целях детализации закономерностей развития трещины за пределами начального этапа (т.е. на второй стадии по классификации [1]) с учетом зависимости скорости роста трещины усталости (СРТУ) V от размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK . Установлено, что кинетическая диаграмма $V - \Delta K$ состоит из трех участков, каждому из которых отвечают характерные особенности КУТ и фрактурельефа. Второй участок хорошо описывается линейной зависимостью V от ΔK в двойных логарифмических координатах (т.е. степенной зависимостью $V = C\Delta K^m$) [9]. Ему соот-

ветствуют бороздчатый фрактурельеф, при этом исходная микроструктура материала и асимметрии цикла нагружения оказывают слабое влияние на СРТУ. Классификация стадий КУТ в соответствии с тремя участками кинетической диаграммы $V - \Delta K$ более содержательна, поскольку каждая стадия характеризуется набором отличительных признаков, схожих для разных металлических материалов.

В настоящее время отсутствуют установленные представления о природе стадийности КУТ. По этому вопросу существует множество противоречивых мнений. В ряде работ переход от первой ко второй стадии КУТ и появление усталостных бороздок связывают с тем, что размер пластической зоны в вершине трещины, пропорциональный согласно моделям механики разрушения величине $(\Delta K/\sigma_r)^2$, где σ_r — предел текучести материала, начинает превышать размер зерна поликристаллического материала. Такое объяснение исключает возможность образования усталостных бороздок в монокристаллах, что противоречит фактам (например, исследования деформационной структуры под усталостными бороздками авторы [6] проводили на монокристалле меди). Переход от второй к третьей стадии КУТ объясняют сменой типа напряженного состояния — от плоскодеформированного к плосконапряженному. Однако указанный переход происходит и во внутренней области массивных деталей, где реализуется только плоскодеформированное состояние.

Рассматриваемая в данной работе схема стадийности кинетики трещин мало- и многоциклового усталости (МЦУ и МнЦУ) основана на представлении о локализации пластической деформации в вершине усталостной трещины в виде критических (предшествующих разрушению) деформационных структур и развитию в них разрушения по различным микромеханизмам [10]. Происходящие при этом процессы реконструированы с использованием электронно-микроскопических фрактографических исследований [10 – 12], экспериментальных данных о структурном состоянии металлических материалов у фронта усталостной трещины [6, 13, 14] и при интенсивной пластической деформации (см., например, [15, 16]), а также известных представлений о предельных деформациях и разрушении металлов [17].

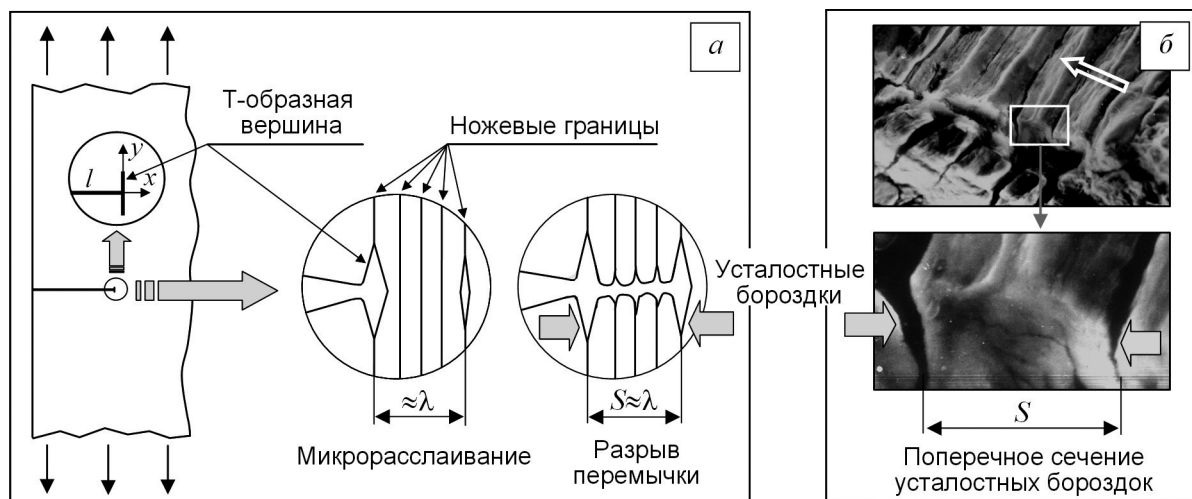


Рис. 1. Микромеханизм устойчивого роста усталостных трещин и образования усталостных бороздок [12]: *a* — схема подрастания трещины с Т-образной вершиной в каждом цикле нагружения; *b* — бороздчатый фрактурельеф, расколотившийся поперек бороздок (контурная стрелка на поверхности разрушения — направление роста трещины)

Fig. 1. Micromechanism of stable growth of fatigue cracks and formation of fatigue striations [12]: *a* — scheme of crack increment with T-shaped tip in each loading cycle, *b* — cleavage across fatigue striations (contour arrow on the fracture surface — direction of the crack growth)

Закономерности стадийности КУТ и фрактурельефа при мало- и многоциклового усталости

В соответствии с предложенной моделью универсальная и отчетливо выраженная стадийность кинетики трещин МЦУ и МнЦУ является следствием локализации пластической деформации у фронта усталостных трещин в виде определенных структур и отражает универсальный характер структурных изменений в металлических материалах с увеличением деформации. При этом разрушение, завершающее этап деформирования, обусловлено предшествующими ему критическими деформационными структурами [17].

На первой стадии КУТ, соответствующей первому участку диаграммы $V - \Delta K$, в результате дислокационного скольжения, локализованного в определенных кристаллографических плоскостях, образуются критические дислокационные структуры — заторможенные дислокационные скопления, создающие острые концентраторы напряжений. Это приводит к распространению усталостной трещины по низкоэнергетическим механизмам хрупкого разрушения (МХР) [18, 19] с образованием фрактурельефа в виде сколов различных масштабов.

На второй и третьей стадиях КУТ, отвечающих второму и третьему участкам кинетической диаграммы $V - \Delta K$, у фронта трещины в условиях интенсивной многократной высокоградиентной пластической деформации (увеличивающих ресурс пластичности и способствующих фрагментации и созданию нанокристаллических струк-

турных состояний) формируется критическая двухуровневая фрагментированная структура [17] (двухуровневое наноструктурное состояние [16]).

В отличие от кристаллографически детерминированной первой стадии КУТ на второй стадии ориентация трещины определяется главными направлениями локального напряженного состояния у ее фронта. При этом устойчивая связь между V и ΔK обусловлена двумя инвариантами — физическим (универсальным механизмом периодического расслаивания-разрыва (МППР), действующим в различных металлических материалах и обеспечивающим устойчивый рост усталостных трещин) и математическим (асимптотическими соотношениями, описывающими напряженное состояние у фронта трещин разной конфигурации с Т-образным микрорасслоением в вершине) [12].

Ключевую роль в МППР играют крупномасштабные фрагменты критической фрагментированной структуры («ножевые границы» [17]), ориентированные вдоль направления максимальной главной деформации у фронта трещины. Эти границы являются источниками внутренних напряжений, что приводит в каждом цикле нагружения к хрупкому поперечному микрорасслаиванию вдоль них (вблизи местоположения λ максимума растягивающих напряжений от внешней нагрузки σ_x^{ext}) и разрыву перемычки между микрорасслоением и фронтом трещины с Т-образной вершиной, сформировавшейся в предыдущем цикле (рис. 1, *a*) [11, 12]. В результате в каждом цикле нагружения происходит подрастание трещины на величину $\approx \lambda$, формирование но-

вой Т-образной вершины и образование новых усталостных бороздок (следов Т-образной вершины на поверхности разрушения, часто интерпретируемых как вторичные трещины), отделенных от предыдущих разрушенной перемычкой, ширина которой (шаг бороздок) $S \approx \lambda$ связана с размахом КИН. Поперечные микрорасслоения-стоперы задерживают развитие трещины, обеспечивая высокую энергоемкость МПРР, что вызывает перелом кинетической диаграммы $V - \Delta K$ на границе между первым и вторым участками. Однако в отличие от аналогичного механизма Гордона – Кука [20] трещина при действии МПРР не может окончательно «увязнуть» в поперечных расслоениях, поскольку фрагментация локализована у фронта трещины и не проникает далеко вглубь материала [6].

Следы действия МПРР (поперечные микрорасслоения и разорванные перемычки между ними) хорошо видны на естественных поперечных срезах (сколах) бороздчатого фрактурельефа, образующихся при вскрытии хрупких микротрещин на его поверхности и расположенных вдоль направления роста трещины (рис. 1, б).

Переход к третьей стадии КУТ связан с началом действия наряду с МПРР механизма зарождения и развития разрушения на границах мелко масштабных фрагментов критической фрагментированной структуры с образованием микропор. На соответствующих участках фронта распространение трещины происходит по механизму роста и объединения микропор (МРОМ), формирующему фрактурельеф в виде микроямок. С увеличением ΔK вклад МРОМ в кинетику трещины увеличивается и доля фрактурельефа с микроямками возрастает.

Схема кинетической диаграммы $V - \Delta K$ с указанием механизмов разрушения, действующих на каждой стадии КУТ (1, 2 и 3), приведена на рис. 2 (ΔK_{1-2} и ΔK_{2-3} , V_{1-2} и V_{2-3} — значения размаха КИН и СРТУ, соответствующие переходу от первой ко второй и от второй к третьей стадии). Наличие и продолжительность стадий КУТ зависят от ряда факторов, в частности, от уровня и характера циклического нагружения, а также от конфигурации детали, в которой распространяется трещина.

Таким образом, локальное разрушение завершает эволюцию деформационных структур в области, расположенной перед фронтом приближающейся усталостной трещины, причем «встреча» с фронтом трещины происходит на заключительном (критическом) этапе этой эволюции, имеющем универсальный характер для каждой стадии КУТ. При $\Delta K < \Delta K_{1-2}$ разрушение обуславливают критические дислокационные структуры, при $\Delta K > \Delta K_{1-2}$ — критическая двухуровневая фрагментированная структура (нанострук-

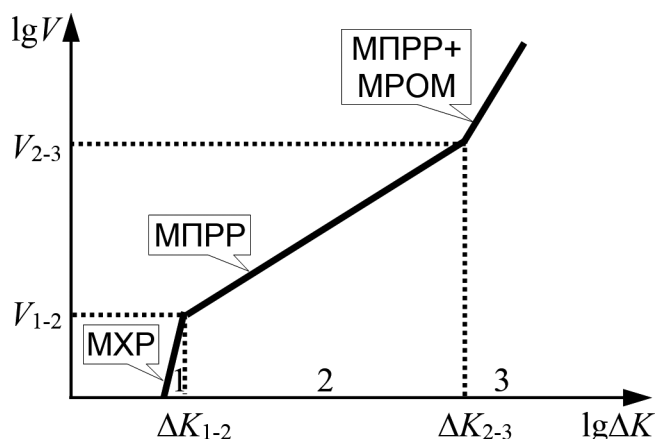


Рис. 2. Схематическая диаграмма КУТ

Fig. 2. Schematic FCK diagram

тура): до $\Delta K < \Delta K_{2-3}$ — крупномасштабные фрагменты этой структуры, а при $\Delta K > \Delta K_{2-3}$ — также и мелкомасштабные фрагменты. Эти закономерности реализуются во многих металлических материалах при циклическом нагружении различного типа. На рис. 3 и 4 показан характерный для каждой стадии КУТ фрактурельеф при развитии трещин МЦУ и МнЦУ в высоконапряженных деталях (из жаропрочных титановых и никелевых сплавов) авиационных газотурбинных двигателей. Трещины МЦУ развивались при повторно-статическом нагружении дисков компрессора и турбины в процессе полетных или испытательных циклов, а трещины МнЦУ — при колебаниях лопаток и дисков.

Механизмы КУТ аналогичны соответствующим механизмам разрушения при квазистатическом однократном нагружении [21]. При этом МПРР является аналогом механизма разрушения расслоением в результате объединения множества хрупких микротрещин, которые образуются вдоль большеугловых границ критической фрагментированной структуры, ориентированных параллельно оси растяжения [17]. Морфологическое отличие регулярных усталостных бороздок от фрактурельефа расслоений при однократном нагружении объясняется тем, что при действии МПРР хрупкое поперечное микрорасслаивание перед фронтом усталостной трещины происходит в каждом цикле нагружения на определенном расстоянии от фронта.

На основе вышеизложенного можно сформулировать следующее правило: фрактурельеф сохраняет элементы симметрии, общие для критической деформационной структуры и действующего в ней механизма разрушения (принцип симметрии фрактурельефа). На первой стадии КУТ формируются сколы вследствие отрыва кристаллографических плоскостей, в которых локализуются дислокационные скопления критиче-

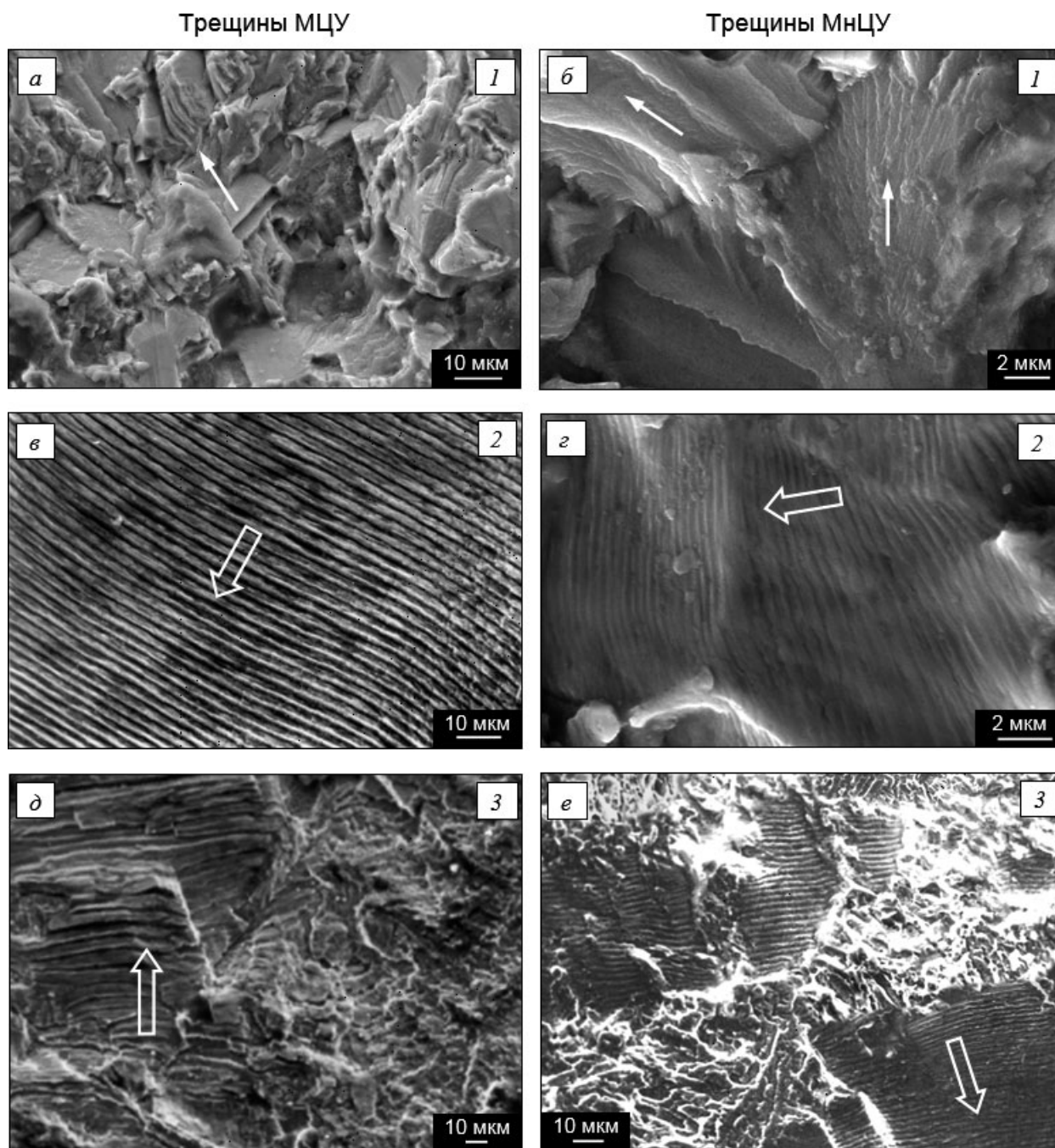


Рис. 3. Характерный факторельеф на разных стадиях КУТ при развитии трещин МЦУ и МнЦУ в жаропрочных титановых сплавах (см. рис. 2) (стрелки — локальные направления роста трещины): *a, б* — сколы на первой стадии КУТ; *в, г* — усталостные бороздки на второй стадии КУТ; *д, е* — бороздки + микроямки на третьей стадии КУТ

Fig. 3. Characteristic fractorelief at different FCK stages during growth of LCF and HCF cracks in heat-resistant titanium alloys (see Fig. 2) (arrows — local directions of the crack growth): *a, b* — cleavages at the first FCK stage; *c, d* — fatigue striations at the second FCK stage; *e, f* — striations + microdimples at the third FCK stage

ской дислокационной структуры. На второй стадии КУТ бороздчатый факторельеф отражает трансляционную симметрию, присущую границам крупномасштабных фрагментов критической фрагментированной структуры и микрорасплаиваниям вдоль этих границ в каждом цикле нагружения. Симметрия микроямки на третьей стадии КУТ обусловлена особенностями зарождения и развития разрушения на границах мелко-

масштабных фрагментов той же структуры с образованием микропор.

Универсальность механизмов КУТ и факторельефа упрощает решение задач фрактодиагностики и прогнозирования развития усталостных трещин, поскольку позволяет использовать единые диагностические признаки и кинетическое уравнение устойчивого роста для трещин МЦУ и МнЦУ [12, 22]. В то же время такая универсаль-

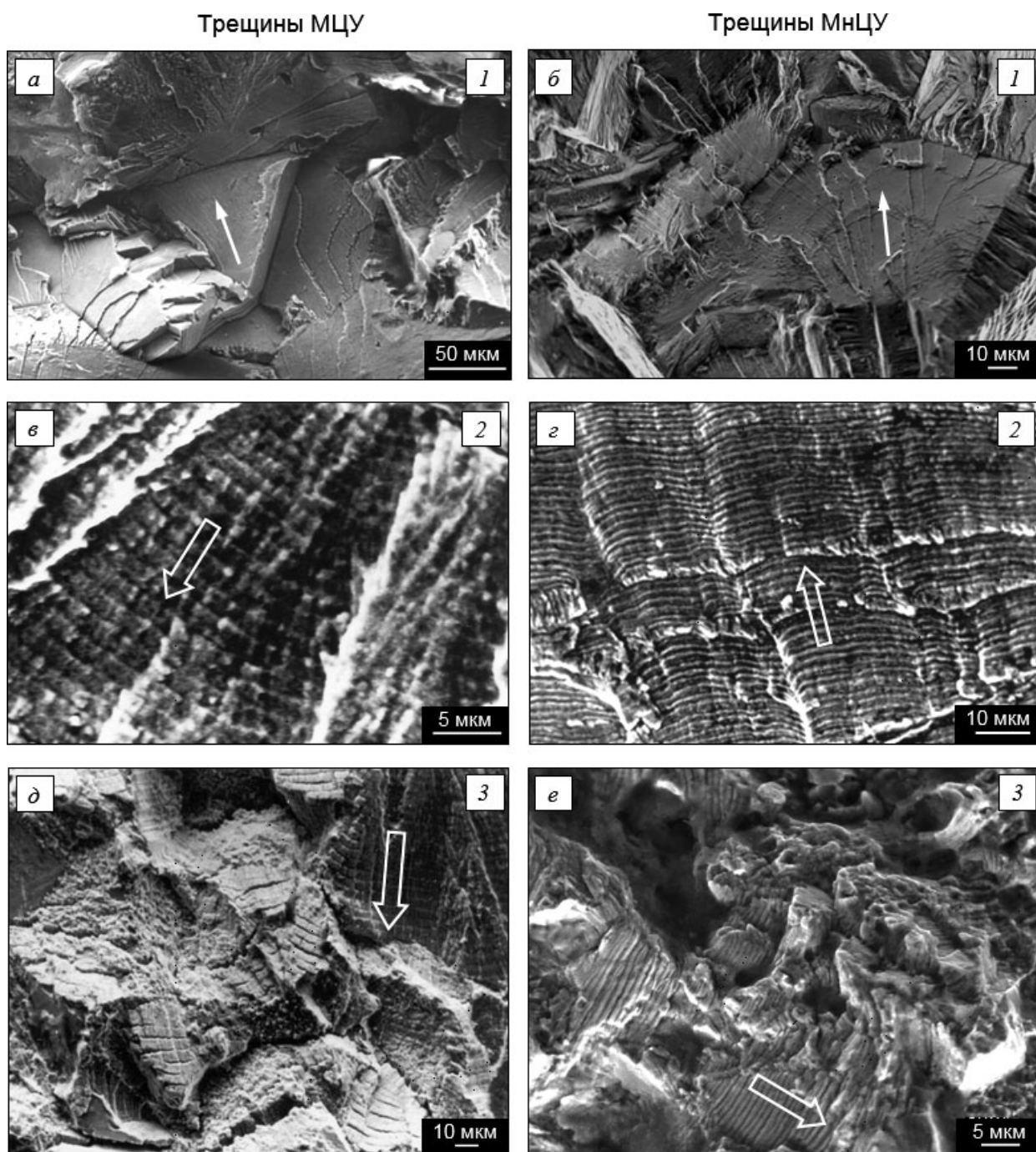


Рис. 4. Характерный факторельеф на разных стадиях КУТ при развитии трещин МЦУ и МнЦУ в жаропрочных никелевых сплавах (см. рис. 2) (стрелки — локальные направления роста трещины): *a, б* — сколы на первой стадии КУТ; *в, з* — усталостные бороздки на второй стадии КУТ; *д, е* — бороздки + микроямки на третьей стадии КУТ

Fig. 4. Characteristic fractorelief at different stages during growth of LCF and HCF cracks in heat-resistant nickel alloys (see Fig. 2) (arrows — local directions of crack growth): *a, б* — cleavages at the first FCK stage; *в, з* — fatigue striations at the second FCK stage; *д, е* — striations + microvoids at the third FCK stage

ность может затруднять определение причины усталостного разрушения. Для успешного решения указанных задач целесообразно применять комплексный подход, включающий наряду с фрактографическими исследованиями математическое моделирование напряженно-деформированного состояния детали и анализ условий ее циклического нагружения [23 – 27].

Проявление стадийности КУТ и факторельефа в деталях авиадвигателей

Стадийность КУТ и факторельефа проиллюстрируем результатами фрактографического анализа развития усталостных трещин в высоконапряженных деталях компрессоров авиадвигателей — в лопатках и дисках из жаропрочных

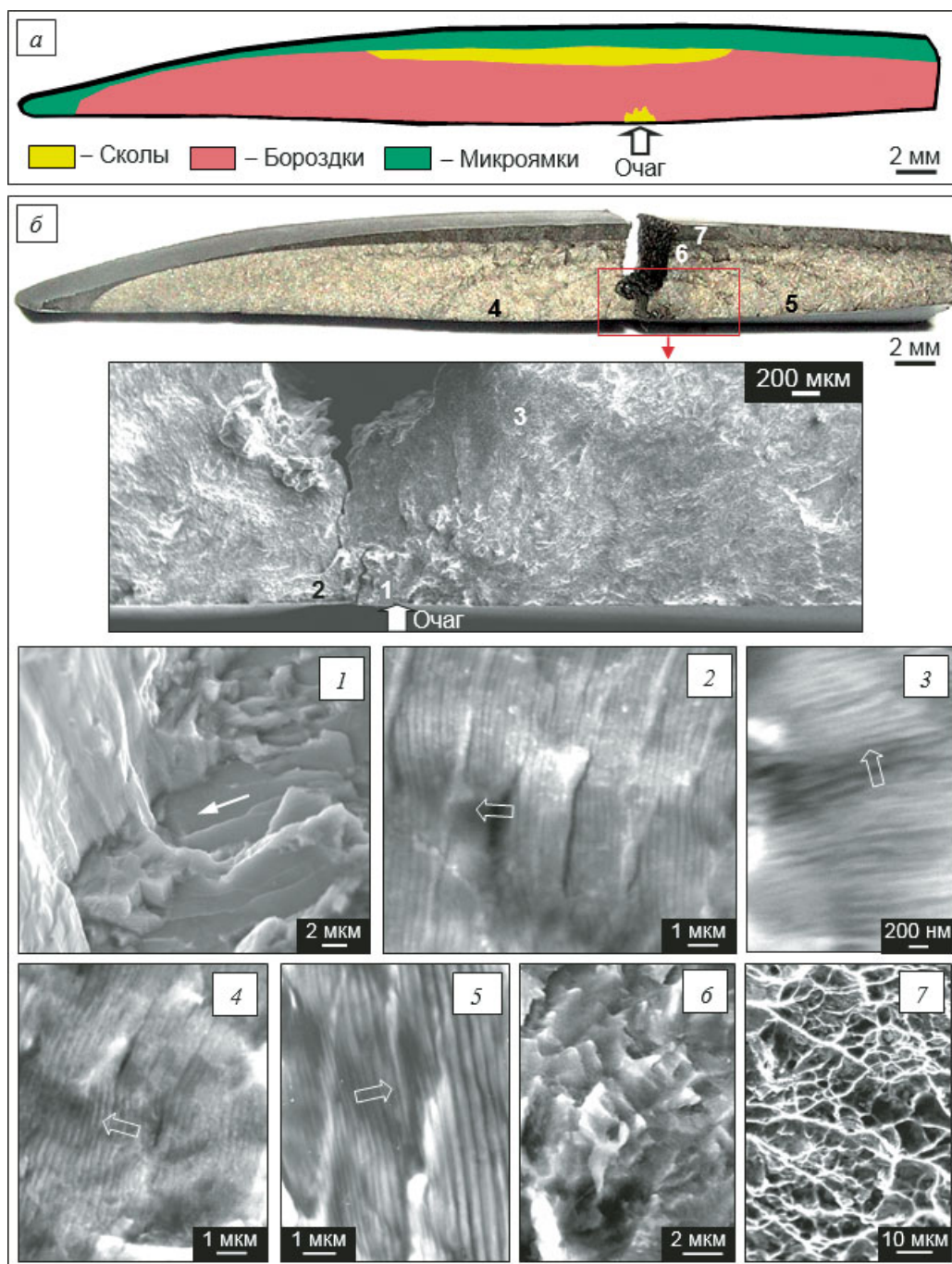


Рис. 5. Фрактографическая карта (а) и фракторельеф (б) различных участков излома по трещине МнЦУ при автоколебаниях рабочей лопатки компрессора авиадвигателя (стрелки — локальные направления роста трещины): участки 1 и 6 — микросколы, 2 – 5 — усталостные бороздки, 7 — микроямки

Fig. 5. Fractographic map (a) and fractorelief (b) of HCF fracture surface under self-induced vibration of aero-engine compressor blade (arrows — local directions of the crack growth): areas 1 and 6 — microcleavages, 2 – 5 — fatigue striations, 7 — microdimples

титановых сплавов. Для лопаток основным повреждающим фактором является МнЦУ, для дисков — МЦУ.

На рис. 5 показаны результаты анализа излома рабочей лопатки, которая разрушилась в процессе автоколебаний (флаттера) при развитии трещины МнЦУ. Основная часть излома имеет бороздчатый фракторельеф (рис. 5, а), т.е. рас-

пространение трещины происходило преимущественно на второй стадии КУТ под действием МПРР вследствие интенсивных колебаний лопатки, характерных для флаттера. Первой стадии КУТ соответствует развитие трещины в приочаговой области (в центральной части корыта) и в области спинки, где располагаются фасетки микросколов — следы действия МХР (рис. 5, б, 1

и б). Сразу за областью микросколов вблизи очага начинаются усталостные бороздки (рис. 5, б, 2 – 5). Максимальные значения шага бороздок S достигаются в области максимальных вибронапряжений при циклическом изгибе лопатки — у поверхности корыта. Средний шаг бороздок здесь достаточно стабилен ($S \approx 0,2 - 0,3$ мкм), при этом на отдельных участках наблюдаются значительные локальные изменения величины S , отражающие изменение амплитуды автоколебаний в процессе развития трещины (рис. 5, б, 5). Шаг бороздок при распространении трещины в глубину (перпендикулярно поверхности корыта) меньше: до глубины около 3 мм он составляет 0,1 – 0,15 мкм (рис. 5, б, 3), а затем появляются микросколы, свидетельствующие о переходе к первой стадии КУТ (рис. 5, б, 6). Это происходит вследствие резкого снижения напряжений при удалении от поверхности корыта в условиях циклического изгиба. В результате различные участки фронта трещины оказываются на разных стадиях КУТ (участки у поверхности корыта — на второй стадии, а наиболее удаленные от этой поверхности участки — на первой), что приводит к существенному изменению формы фронта трещины в процессе ее развития — уменьшению отношения «глубина/длина» трещины. Последнее хорошо видно на рис. 5, б по характеризующим фронт трещины усталостным макролиниям на фоне бороздчатого фрактурельефа и на границе между бороздками и микроямками, которая визуализирует фронт трещины перед обрывом лопатки. Таким образом, при развитии трещины вдоль поверхности корыта происходит смена механизма разрушения (МХР → МПРР) и изменяется тип фрактурельефа (микросколы → бороздки). В процессе распространения этой трещины в глубину возникают следующие изменения: МХР → МПРР → МХР и, соответственно, микросколы → бороздки → микросколы. При обрыве лопатки образуется ямочный микрорельеф, характерный для разрушения при однократном нагружении (рис. 5, б, 7).

В процессе интенсивных случайных колебаний лопаток с трещиной МЦУ быстрые изменения ΔK в окрестности границы между второй и третьей стадиями КУТ приводят к скачкообразной кинетике трещины, вызванной резкими сменами механизма разрушения [28]. В результате на поверхности разрушения формируются усталостные макрополосы с различным фрактурельефом (рис. 6). В светлых полосах располагаются усталостные бороздки, в темных полосах — микроямки, т.е. полосы формируются в результате смены механизмов МПРР → МРОМ и МРОМ → МПРР. Скачкообразный характер этих изменений, приводящий к четкой визуализации границ между бороздками и микроямками, обусловлен,

по-видимому, попаданием фронта трещины при снижении ΔK в зону остаточных сжимающих напряжений (МРОМ → МПРР и падение СРТУ) и последующим выходом из нее при возрастании ΔK (МПРР → МРОМ и скачок СРТУ) (рис. 6, в).

Зарождение и развитие трещины МЦУ в диске (рис. 7, а) произошло в процессе циклических испытаний ротора компрессора на стенде при простых циклах нагружения ($n_{\min} - n_{\max} - n_{\min}$, где n_{\min} и n_{\max} — минимальная и максимальная частота вращения ротора) в условиях вакуума (до 10 Па). Очаги разрушения располагались на поверхности центрального отверстия диска. До глубины трещины около 60 мкм реализована первая стадия КУТ под действием МХР с формированием микросколов (рис. 7, б). Затем появились усталостные бороздки, т.е. произошел переход ко второй стадии КУТ под действием МПРР. Шаг бороздок в начале этой стадии (при глубине трещины до 100 мкм) составил около 0,03 мкм (рис. 7, в). Усталостные бороздки — превалирующий фрактурельеф до глубины трещины около 3 мм, при этом их шаг возрастал от 0,03 до 2,5 мкм, т.е. на два порядка (рис. 7, в, з, д). Таким образом, смена механизма разрушения МХР → МПРР происходила и при развитии трещины МЦУ в условиях вакуума, причем МПРР действовал в широком диапазоне изменения СРТУ.

Особенности кинетики трещин МЦУ в жаропрочных титановых сплавах

Основу жаропрочных титановых $\alpha + \beta$ - и псевдо- α -сплавов составляет α -фаза, гексагональная кристаллическая решетка которой менее симметрична, чем кубические решетки никеля и железа. Это приводит к анизотропии механических свойств и повышенной склонности к образованию кристаллографических текстур деформации. Кинетика трещин МЦУ в текстурированных зонах при невысоких температурах и выдержке под нагрузкой в цикле нагружения (такие условия реализуются, в частности, в процессе эксплуатации дисков вентилятора авиадвигателей) имеет следующие особенности: при размахе КИН, соответствующем второй стадии КУТ ($\Delta K > \Delta K_{1-2}$), помимо высокоэнергетического МПРР, на фронте трещины действует низкоэнергетический МХР (рис. 8). Скорость такого частично устойчивого роста трещины МЦУ значительно выше скорости устойчивого роста под действием МПРР при тех же значениях размаха КИН, причем СРТУ возрастает с увеличением вклада МХР в КУТ [29, 30].

Области действия МПРР и МХР, которые проявляются на поверхности разрушения в виде чередующихся участков с усталостными борозд-

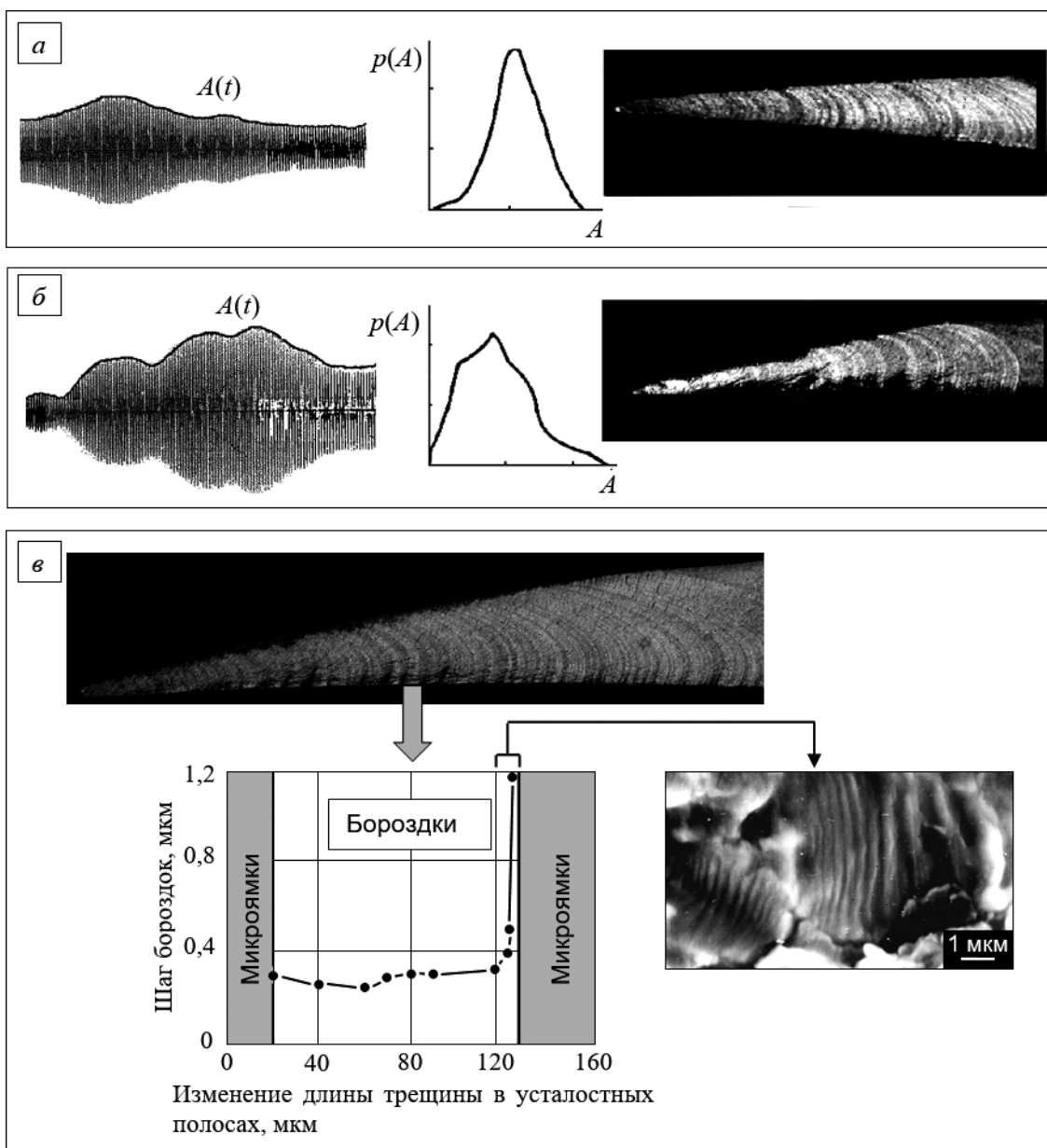


Рис. 6. Осциллограмма, огибающая $A(t)$, плотность распределения вероятностей огибающей $p(A)$ случайных колебаний лопаток компрессора авиадвигателя с коэффициентом вариации огибающей 0,3 (а), 0,4 (б) и соответствующие изломы лопаток, а также связь между фрактурельефом различных масштабов (в)

Fig. 6. Oscillogram, envelope $A(t)$, probability distribution density of envelope $p(A)$ of random vibration of aero-engine compressor blades with envelope variation coefficient 0.3 (a), 0.4 (b) and corresponding fracture surfaces of the blades; correlation between fractorelief of different scales (c)

ками и микросколами (рис. 9, а), обусловлены преимущественной кристаллографической ориентацией текстурированных зон. Эти мезомасштабные зоны (рис. 9, б), размер которых значительно превышает характерный размер α -фазы (микроструктуры) (рис. 9, в), не обнаруживаются при рентгенографических измерениях макротекстуры, но наблюдаются на ориентационных картах α -фазы, полученных методом дифракции отраженных электронов в сечении под изломом [29 – 31].

Заклучение

В соответствии с предложенной моделью стадийность кинетики трещин МЦУ и МнЦУ — следствие структурных изменений в процессе пластической деформации у фронта трещин. При этом действующие на фронте усталостных трещин микромеханизмы разрушения обусловлены критическими (предшествующими разрушению) деформационными структурами.

На первой стадии КУТ, соответствующей первому участку диаграммы $V - \Delta K$, такими структурами являются локализованные в опреде-

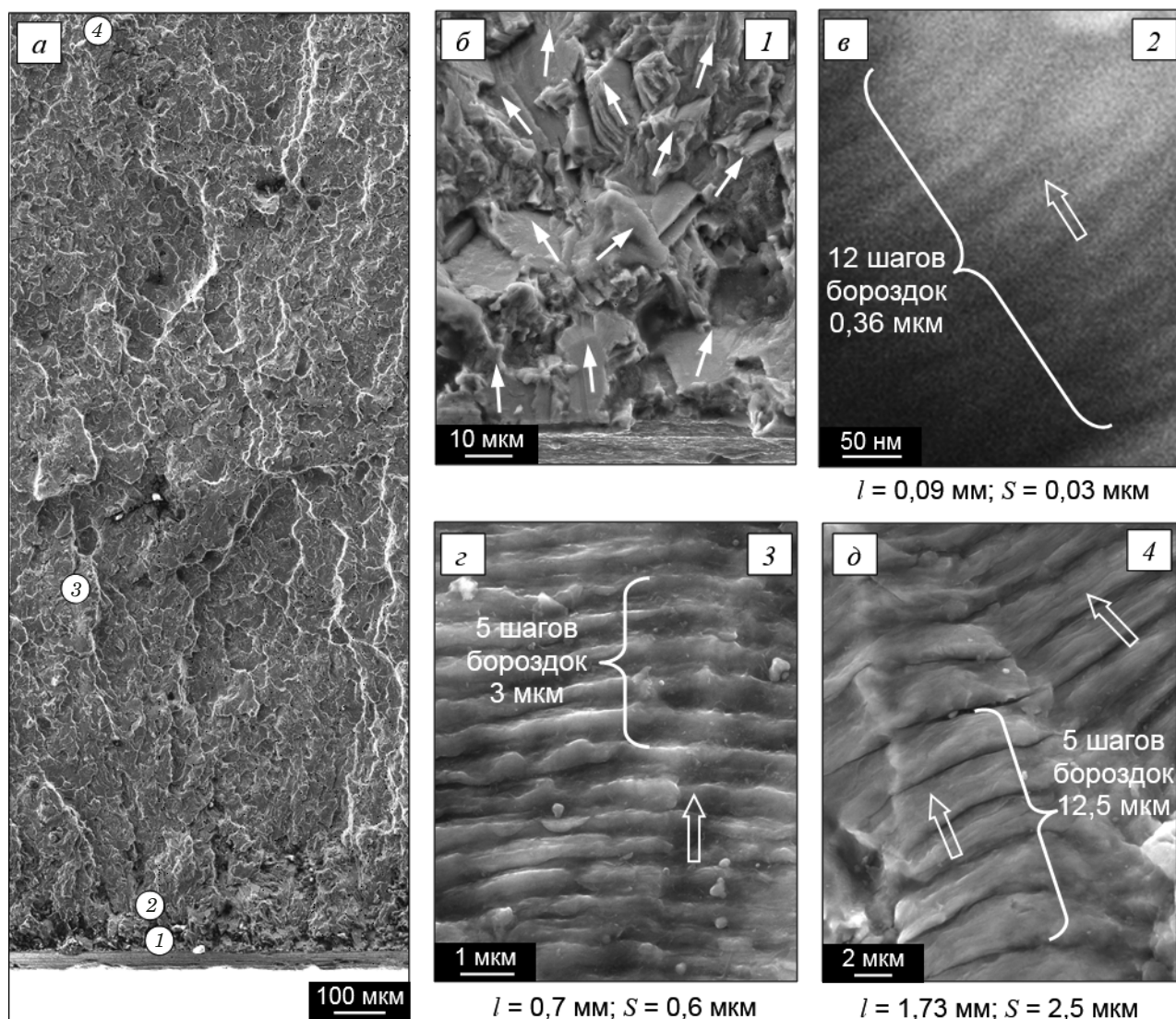


Рис. 7. Фрагмент излома по трещине МЦУ в диске компрессора авиадвигателя (циклические испытания в условиях вакуума) (а), микросколы на участке 1 излома в области очага развития трещины (б), усталостные бороздки с шагом S на участках 2 – 4 (в – д) при различной глубине трещины l (стрелки — локальные направления роста трещины)

Fig. 7. Fragment of LCF fracture surface in aero-engine compressor disc (cyclic test under vacuum conditions) (а), microcleavages in the fracture origin area 1 (б), fatigue striations spacing S in areas 2 – 4 (в – д) at different crack depth l (arrows — local crack growth directions)

ленных кристаллографических плоскостях заторможенные дислокационные скопления, создающие острые концентраторы напряжений. Это приводит к распространению трещины по низкоэнергетичным механизмам хрупкого разрушения с образованием фрактурельефа в виде сколов различных масштабов.

На второй и третьей стадиях КУТ, отвечающих второму и третьему участкам кинетической диаграммы $V - \Delta K$, у фронта трещины формируется критическая двухуровневая фрагментированная структура (двухуровневое наноструктурное состояние). При этом на второй стадии устойчивая связь между V и ΔK обеспечивается двумя инвариантами — физическим (универсальным механизмом периодического расслаива-

ния-разрыва, действующим в различных металлических материалах и обеспечивающим устойчивый рост усталостных трещин) и математическим (асимптотическими соотношениями, описывающими напряженное состояние у фронта трещин разной конфигурации с Т-образным микрорасслоением в вершине). Ключевую роль в МПРР играют крупномасштабные фрагменты критической фрагментированной структуры, ориентированные вдоль направления максимальной главной деформации у фронта трещины. Хрупкое поперечное микрорасслаивание вдоль границ этих фрагментов приводит к формированию у трещины Т-образной вершины (оставляющей следы на поверхности разрушения в виде усталостных бороздок) и образованию

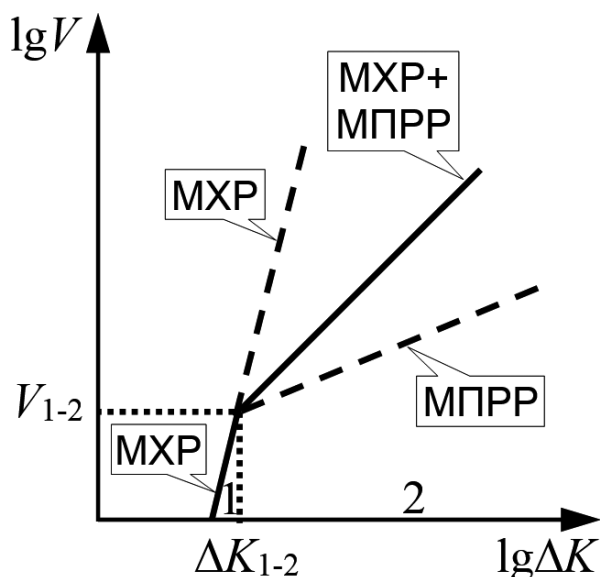


Рис. 8. Схема кинетической диаграммы при частично устойчивом росте трещины МЦУ

Fig. 8. Schematic kinetic diagram for partially stable growth of LCF crack

стопперов в виде поперечных микрорасслоений, которые ограничивают развитие трещины и обеспечивают высокую энергоёмкость МППР, что приводит к перелому кинетической диаграммы $V - \Delta K$ на границе между первым и вторым участками.

Переход к третьей стадии КУТ связан с началом действия наряду с МППР механизма зарождения и развития разрушения на границах мелкомасштабных фрагментов критической фрагментированной структуры с образованием микропор. На соответствующих участках фронта распространения трещины происходит по механизму роста и объединения микропор, формирующему фрактурельеф в виде микроямок. С увеличением ΔK вклад МРОМ в кинетику трещины увеличивается и доля фрактурельефа с микроямками возрастает.

Таким образом, фрактурельеф сохраняет элементы симметрии, общие для критической деформационной структуры и действующего в ней механизма разрушения (принцип симметрии фрактурельефа). На первой стадии КУТ формируются сколы вследствие отрыва кристаллографических плоскостей, в которых локализуются дислокационные скопления критической дислокационной структуры. На второй стадии КУТ бороздчатый фрактурельеф отражает трансляционную симметрию, присущую границам крупномасштабных фрагментов критической фрагментированной структуры и микрорасслаиваниям вдоль этих границ в каждом цикле нагружения. Симметрия микроямок на третьей стадии КУТ обусловлена особенностями зарождения и развития

разрушения на границах мелкомасштабных фрагментов той же структуры с образованием микропор.

Механизмы КУТ аналогичны соответствующим механизмам разрушения при квазистатическом однократном нагружении. При этом МППР является аналогом механизма разрушения расслоением в результате объединения хрупких микротрещин, которые образуются вдоль большеугловых границ критической фрагментированной структуры, ориентированных параллельно оси растяжения.

Универсальный характер стадийности КУТ и особенности ее проявления проиллюстрированы при фрактографическом анализе развития трещин МнЦУ и МЦУ в высоконапряженных деталях компрессоров авиадвигателей — в лопатках и дисках из жаропрочных титановых сплавов при различных условиях циклического нагружения: при автоколебаниях и случайных колебаниях лопаток; при повторно-статическом нагружении дисков в процессе циклических испытаний в условиях вакуума и в процессе эксплуатации при наличии кристаллографической текстуры.

Вследствие высокой интенсивности автоколебаний лопаток основным механизмом развития трещины МнЦУ является МППР, а основным фрактурельефом — усталостные бороздки, при этом переход от первой ко второй стадии КУТ, сопровождаемый сменами механизма (МХР → МППР) и фрактурельефа (микросколы → бороздки), происходит вблизи очага развития трещины.

При развитии трещины МнЦУ в лопатках под действием интенсивных случайных колебаний на определенном этапе реализуется скачкообразная кинетика с резкими сменами механизма МППР → МРОМ и МРОМ → МППР, которым соответствуют чередующиеся макрополосы с бороздками и микроямками.

В процессе развития трещины МЦУ в дисках в условиях вакуума также происходит смена механизма МХР → МППР вблизи очага, при этом рост трещины на второй стадии КУТ (под действием МППР) и усталостные бороздки реализуются в широком диапазоне изменения СРТУ — от 0,03 до 2,5 мкм/цикл.

Кинетика трещин МЦУ в текстурированных зонах дисков из жаропрочных титановых сплавов при невысокой температуре и выдержке под нагрузкой в цикле нагружения имеет следующие особенности: при размахе КИН, соответствующем второй стадии КУТ ($\Delta K > \Delta K_{1-2}$), помимо высокоэнергетического МППР, на фронте трещины действует низкоэнергетический МХР. Скорость такого частично устойчивого роста трещины МЦУ значительно выше скорости устойчивого роста под действием МППР при тех же значениях раз-

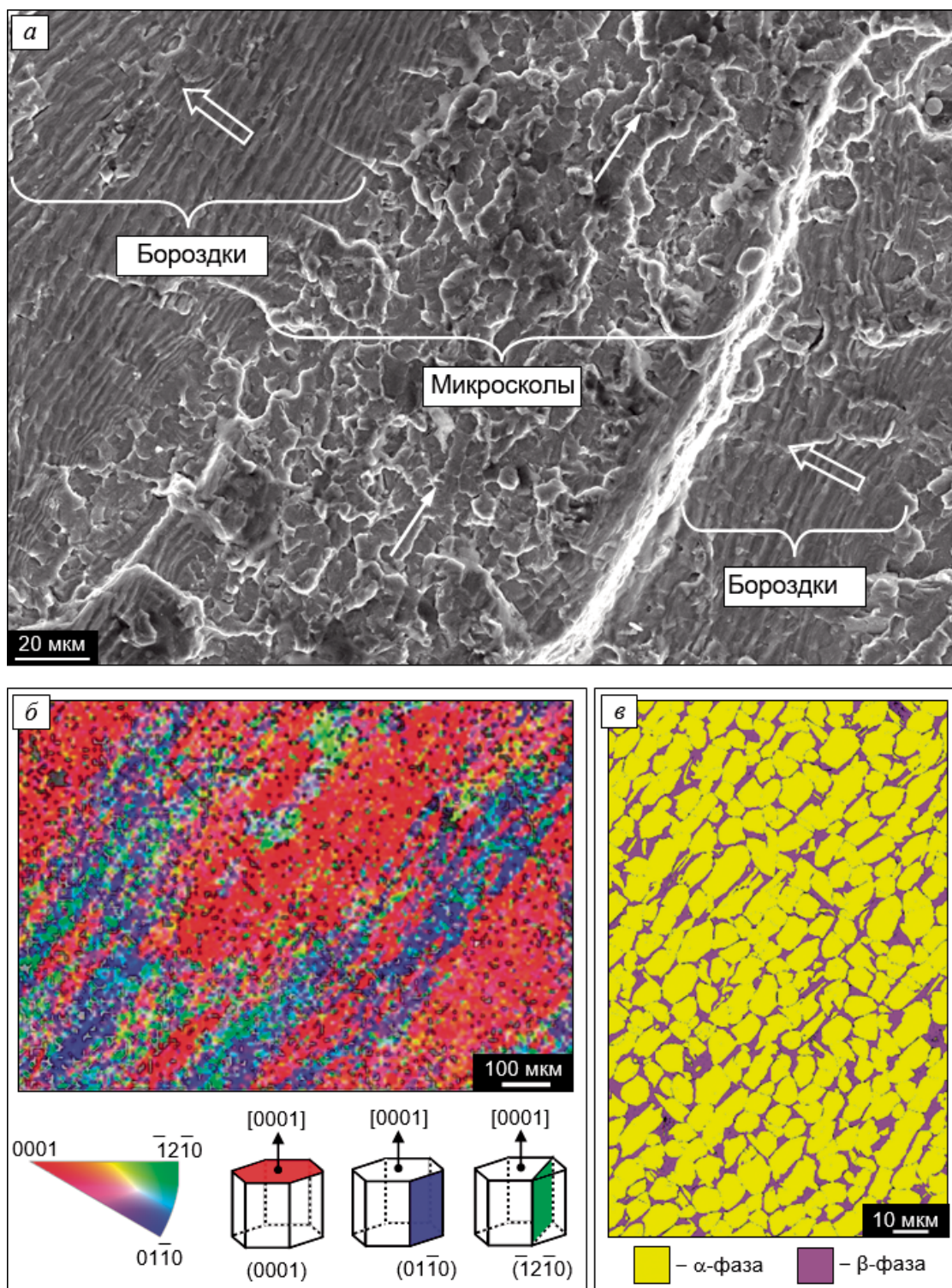


Рис. 9. Фрактурелъеф при развитии трещины МЦУ в условиях эксплуатации в текстурированной области диска компрессора авиадвигателя из жаропрочного титанового $\alpha + \beta$ -сплава (стрелки — локальные направления роста трещины) (а), ориентационная карта α -фазы (б) и карта фаз (в) в сечении под изломом

Fig. 9. Fracture relief corresponding to LCF crack growth under operating conditions in the textured area of aero-engine compressor disk made of a heat-resistant titanium $\alpha + \beta$ -alloy (arrows — local directions of the crack growth) (a), orientation map of α -phase (b) and phase map (c) in the section below the fracture surface

маха КИН, причем СРТУ возрастает с увеличением вклада МХР в КУТ. Области действия МПРР и МХР, которые выявляются на поверхности разрушения в виде чередующихся участ-

ков с усталостными бороздками и микросколами, обусловлены преимущественной кристаллографической ориентацией мезомасштабных текстурированных зон.

ЛИТЕРАТУРА

1. Forsyth P. J. E. Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys / *Acta Metallurgica*. 1963. Vol. 11. P. 703 – 713.
2. Красовский А. Я. Механизмы распространения трещин усталости в металлах / *Проблемы прочности*. 1980. № 10. С. 65 – 72.
3. Кишкина С. И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1981. — 280 с.
4. Ботвина Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. — М.: Наука, 1989. — 230 с.
5. Романив О. Н., Ярема С. Я., Никифорчин Г. Н., Махутов Н. А., Стадник М. М. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов. Т. 4 / *Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие в 4-х томах* / Под общей ред. В. В. Панасюка. — Киев: Наукова думка, 1990. — 680 с.
6. Klesnil M., Lukas P. Fatigue of metallic materials. — Elsevier, 1992. — 270 p.
7. Miller K. J. Materials science perspective of metal fatigue resistance / *Mater. Sci. Technol.* 1993. Vol. 9. P. 453 – 462.
8. Терентьев В. Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. — М.: Интермет Инжиниринг, 2002. — 288 с.
9. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws / *J. Basic Eng. (Trans. ASME)*. 1963. N 12. P. 528 – 534.
10. Туманов Н. В. Стадийность кинетики усталостных трещин и механизм периодического расслаивания-разрыва / *Труды I международной конференции «Деформация и разрушение материалов»*. В 2-х томах. Т. 1. — М.: ИМЕТ РАН, 2006. С. 85 – 87.
11. Tumanov N. V. Mechanism of stable growth of fatigue cracks / *Advances in mechanical behavior, plasticity and damage (Proc. EUROMAT 2000)*. In 2 volumes. Vol. 2 / Eds. D. Miannay, P. Costa, D. Francois, A. Pineau. — Elsevier, 2000. P. 1065 – 1070.
12. Туманов Н. В. Устойчивый рост усталостных трещин: микромеханизм и математическое моделирование / *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2018. Т. 84. № 11. С. 52 – 69. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-11-52-69
13. Grosskreutz J. C., Shaw G. G. Fine subgrain structure adjacent to fatigue cracks / *Acta Metallurg.* 1972. Vol. 20. N 4. P. 523 – 528.
14. Яковлева Т. Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. — Киев: Наукова думка, 2003. — 236 с.
15. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. — М.: Логос, 2000. — 272 с.
16. Тюменцев А. Н., Коротаев А. Д., Диментберг И. А., Пинжин Ю. П., Чернов В. М. Закономерности пластической деформации в высокопрочных и нанокристаллических металлических материалах. — Новосибирск: Наука, 2018. — 296 с.
17. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 224 с.
18. Новиков И. И., Ермишкин В. А. Микромеханизмы разрушения металлов. — М.: Наука, 1991. — 368 с.
19. Штремель М. А. Разрушение. В 2-х кн. Кн. 2. Разрушение структур. — М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. — 976 с.
20. Cook J., Gordon J. E. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems / *Proc. Royal Soc. Ser. A*. 1964. Vol. 282. N 1393. P. 508 – 520.
21. Туманов Н. В. Механизмы разрушения при однократном и циклическом нагружении / *Тяжелое машиностроение*. 2010. № 4. С. 21 – 25.
22. Туманов Н. В. Кинетическое уравнение устойчивого роста трещин малоциклового усталости / *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета*. 2014. № 5(47). Ч. 1. С. 20 – 28.
23. Туманов Н. В., Портер А. М., Лаврентьева М. А., Черкасова С. А., Воробьева Н. А., Лешин Д. П. Многомасштабная комплексная фрактодиагностика дисков компрессора авиадвигателей / *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета*. 2010. № 4(24). С. 98 – 112.
24. Туманов Н. В., Каримбаев К. Д., Серветник А. Н. Многоуровневое моделирование напряженного состояния диска турбины с трещинами и расчет коэффициентов интенсивности напряжений / *Современные методы обеспечения прочностной надежности деталей авиационных двигателей* / Под ред. Ю. А. Ножницкого, Б. Ф. Шорра, И. Н. Долгополова. — М.: ТОРУС ПРЕСС, 2010. С. 215 – 223.
25. Сачин В. М., Туманов Н. В., Лаврентьева М. А., Черкасова С. А. Комплексная фрактодиагностика флаттера рабочего колеса вентилятора / *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета*. 2011. № 3(27). Ч. 2. С. 185 – 194.
26. Туманов Н. В., Воробьева Н. А., Калашникова А. И., Калинин Д. М., Кожаринов Е. В. Комплексная фрактодиагностика авиационных конических зубчатых колес / *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2018. Т. 84. № 2. С. 55 – 63. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-2-55-63
27. Туманов Н. В., Воробьева Н. А., Калашникова А. И., Кузьмин Е. П., Лаврентьева М. А., Серветник А. Н. Расчетное и фрактографическое исследования устойчивого роста трещин малоциклового усталости в диске турбины авиадвигателя при сложных циклах нагружения / *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2021. Т. 87. № 4. С. 52 – 60. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-4-52-60
28. Tumanov N. V. Fatigue and crack kinetics in aero engine fan blades under random vibration / *Fatigue testing and analysis under variable amplitude loading conditions (ASTM STP 1439)* / Eds. P. C. McKeighan and N. Ranganathan. — West Conshohocken, PA: ASTM International, 2005. P. 200 – 211.
29. Туманов Н. В., Воробьева Н. А., Митина Ю. А., Калашникова А. И. Влияние текстуры на кинетику трещин малоциклового усталости в дисках авиадвигателей из титановых сплавов / *Труды VI Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные представления в машиностроении»*. — М.: ИМАШ РАН, 2019. С. 406 – 408.
30. Туманов Н. В., Воробьева Н. А., Лаврентьева М. А., Митина Ю. Л. Оценка влияния кристаллографической мезотекстуры на ресурс живучести дисков авиадвигателей из титановых сплавов / *Труды VI Международной научной конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение»*. — М.: ИМАШ РАН, 2022. С. 374 – 377.
31. Метод дифракции отраженных электронов в материаловедении / Под ред. А. Шварца, М. Кумара, Б. Адамса, Д. Филда. — М.: Техносфера, 2014. — 544 с.

REFERENCES

1. Forsyth P. J. E. Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys / *Acta Metallurgica*. 1963. Vol. 11. P. 703 – 713.
2. Krasovskii A. Ya. Mechanisms of fatigue crack growth in metals / *Probl. Prochn.* 1980. N 10. P. 65 – 72 [in Russian].
3. Kishkina S. I. Fracture resistance of aluminium alloys. — Moscow: Metallurgiya, 1981. — 280 p. [in Russian].
4. Botvina L. R. Fracture kinetics of structural materials. — Moscow: Nauka, 1989. — 230 p. [in Russian].
5. Romaniv O. N., Yarema S. Ya., Nikivorchin G. N., Makhutov N. A., Stadnik M. M. Fatigue and cyclic crack resistance of structural materials. Vol. 4 / *Fracture mechanics and strength of materials: Handbook in 4 volumes* / Ed. V. V. Panasyuk. — Kiev: Naukova dumka, 1990. — 680 p. [in Russian].
6. Klesnil M., Lukas P. Fatigue of metallic materials. — Elsevier, 1992. — 270 p.
7. Miller K. J. Materials science perspective of metal fatigue resistance / *Mater. Sci. Technol.* 1993. Vol. 9. P. 453 – 462.
8. Terent'ev V. F. Fatigue strength of metals and alloys. — Moscow: Internet Inzhiniring, 2002. — 288 p. [in Russian].
9. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws / *J. Basic Eng. (Trans. ASME)*. 1963. N 12. P. 528 – 534.
10. Tumanov N. V. Staging of fatigue crack kinetics and mechanism of periodic splitting-rupture / *Proc. I International conference "Deformation and fracture of materials"*. In 2 volumes. Vol. 1. — Moscow: IMET RAN, 2006. P. 85 – 87 [in Russian].

11. **Tumanov N. V.** Mechanism of stable growth of fatigue cracks / Advances in mechanical behavior, plasticity and damage (Proc. EUROMAT 2000). In 2 volumes. Vol. 2 / Eds. D. Miannay, P. Costa, D. François, A. Pineau. — Elsevier, 2000. P. 1065 – 1070.
12. **Tumanov N. V.** Steady fatigue crack growth: micromechanism and mathematical modeling / *Industr. Lab. Mater. Diagn.* 2018. Vol. 84. N 11. P. 52 – 69 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-11-52-69
13. **Grosskreutz J. C., Shaw G. G.** Fine subgrain structure adjacent to fatigue cracks / *Acta Metallurg.* 1972. Vol. 20. N 4. P. 523 – 528.
14. **Yakovleva T. Yu.** Local plastic deformation and fatigue of metals. — Kiev: Naukova dumka, 2003. — 236 p. [in Russian].
15. **Valiev R. Z., Aleksandrov I. V.** Nanostructured materials obtained by intensive plastic deformation. — Moscow: Logos, 2000. — 272 p. [in Russian].
16. **Tyumentsev A. N., Korotaev A. D., Dimentberg I. A., Pinzhin Yu. P., Chernov V. M.** Patterns of plastic deformation in high-strength and nanocrystalline metal materials. — Novosibirsk: Nauka, 2018. — 296 p. [in Russian].
17. **Rybin V. V.** Large plastic deformation and fracture of metals. — Moscow: Metallurgia, 1986. — 224 p. [in Russian].
18. **Novikov I. I., Ermishkin V. A.** Micromechanisms of metal fracture. — Moscow: Nauka, 1991. — 368 p. [in Russian].
19. **Shtremel M. A.** Fracture. In 2 volumes. Vol. 2. Fracture of structures. — Moscow: Izd. Dom MISiS, 2015. — 976 p. [in Russian].
20. **Cook J., Gordon J. E.** A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems / *Proc. Royal Soc. Ser. A.* 1964. Vol. 282. N 1393. P. 508 – 520.
21. **Tumanov N. V.** Failure mechanisms under static and cyclic loading / *Tyazh. Mashinostr.* 2010. N 4. P. 21 – 25 [in Russian].
22. **Tumanov N. V.** Kinetic equation of stable growth for low cycle fatigue cracks / *Vestn. Samar. Gos. Aërokosm. Univ.* 2014. N 5(47). Part 1. P. 20 – 28 [in Russian].
23. **Tumanov N. V., Porter A. M., Lavrent'eva M. A., Cherka-sova S. A., Voroby'eva N. A., Leshin D. P.** Multi-scale complex fractodiagnostics of aero engine compressor disks / *Vestn. Samar. Gos. Aërokosm. Univ.* 2010. N 4(24). P. 98 – 112 [in Russian].
24. **Tumanov N. V., Karimbaev K. D., Servetnik A. N.** Multi-level modeling of the stress state of a turbine disk with cracks and calculation of stress intensity factors / Modern methods for ensuring strength reliability of aero engine parts / Eds. Yu. A. Nozhnitskii, B. F. Shorr, I. N. Dolgoplov. — Moscow: TORUS PRESS, 2010. P. 215 – 223 [in Russian].
25. **Sachin V. M., Tumanov N. V., Lavrent'eva M. A., Cherka-sova S. A.** Complex fractodiagnostics of flutter of aero engine fan blades / *Vestn. Samar. Gos. Aërokosm. Univ.* 2011. N 3(27). Part 2. P. 185 – 194 [in Russian].
26. **Tumanov N. V., Vorob'eva N. A., Kalashnikova A. I., Kalinin D. M., Kozharinov E. V.** Complex fractodiagnostics of aviation bevel gears / *Industr. Lab. Mater. Diagn.* 2018. Vol. 84. N 2. P. 55 – 63 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-2-55-63
27. **Tumanov N. V., Vorob'eva N. A., Kalashnikova A. I., Kuzmin E. P., Lavrent'eva M. A., Servetnik A. N.** Computational and fractographic study of stable growth of low-cycle fatigue cracks in the disk of aero engine turbine under complex loading cycles / *Industr. Lab. Mater. Diagn.* 2021. Vol. 87. N 4. P. 52 – 60 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-4-52-60
28. **Tumanov N. V.** Fatigue and crack kinetics in aero engine fan blades under random vibration / Fatigue testing and analysis under variable amplitude loading conditions (ASTM STP 1439) / Eds. P. C. McKeighan and N. Ranganathan. — West Conshohocken, PA: ASTM International, 2005. P. 200 – 211.
29. **Tumanov N. V., Vorob'eva N. A., Mitina Yu. L., Kalashnikova A. I.** Effect of texture on low cycle fatigue crack kinetics in aero engine disks made from Ti-alloys / Proc. VI International Conference “Fundamental researches and innovative technologies in mechanical engineering”. — Moscow: IMASH RAN, 2019. P. 406 – 408 [in Russian].
30. **Tumanov N. V., Vorob'eva N. A., Lavrent'eva M. A., Mitina Yu. L.** Estimation of crystallographic mesotexture effect on survivability of aero engine disks made from Ti-alloys / Proc. VI International Conference “Survivability and structural materials science”. — Moscow: IMASH RAN, 2022. P. 374 – 377 [in Russian].
31. **Electron backscatter diffraction in materials science** / Eds. A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams, D. P. Field. — Springer, 2009. — 403 p.