

DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-11-52-69

УСТОЙЧИВЫЙ РОСТ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН: МИКРОМЕХАНИЗМ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

© Николай Ваганович Туманов

Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ), Москва, Россия; e-mail: tumanov@rtc.ciam.ru

Статья поступила 11 июля 2018 г.

Выявлен универсальный высокоэнергоемкий микромеханизм периодического расслаивания-разрыва (МППР), который действует на фронте усталостной трещины в металлических материалах, обеспечивая ее устойчивый рост, формируя Т-образную вершину и бороздчатый микрорельеф поверхности разрушения. МППР детерминирован критической (предшествующей разрушению) фрагментированной структурой, формирующейся в расположенной на пути распространения трещины области, в которой материал подвергается многократной возрастающей (по мере приближения фронта трещины) пластической деформации. На эту универсальную структуру предразрушения выходят на последнем этапе своей эволюции деформационные структуры перед фронтом усталостной трещины на стадии ее устойчивого роста в металлических материалах с различным исходным структурным состоянием, что приводит к универсальности МППР и усталостных бороздок. Последние являются следами продвижения в каждом цикле нагружения фронта трещины с Т-образной вершиной, которая образуется в процессе хрупкого поперечного микрорасслаивания вдоль перенапряженных границ критической фрагментированной структуры. На основе конечно-элементного моделирования напряженно-деформированного состояния перед фронтом трещин с Т-образной вершиной установлено, что величина и местоположение максимума нормированных напряжений, действующих перед фронтом трещины (в ее плоскости по нормали к фронту), близки или совпадают для трещин различной конфигурации при разных типах растягивающей нагрузки при условии, что расслоение в Т-образной вершине трещины существенно (на три-четыре порядка) меньше ее длины. С учетом МППР и асимптотических соотношений, характеризующих напряженное состояние перед фронтом трещин с Т-образной вершиной, разработаны физически обоснованная математическая модель и методы прогнозирования устойчивого роста усталостных трещин в натурных деталях при простых и сложных циклах нагружения.

Ключевые слова: усталостная трещина; усталостные бороздки; механизм периодического расслаивания-разрыва; прогнозирование устойчивого роста усталостной трещины.

STEADY FATIGUE CRACK GROWTH: MICROMECHANISM AND MATHEMATICAL MODELING

© Nikolay V. Tumanov

Central Institute of Aviation Motors (CIAM), Moscow, Russia; e-mail: tumanov@rtc.ciam.ru

Submitted July 11, 2018.

A universal energy-intensive micromechanism of periodic splitting-rupture (PSR) is revealed which proceeds at the front of the fatigue cracks in metallic materials, providing their steady growth, forming T-shaped crack tip and striated microrelief of the fracture surface. The PSR micromechanism is caused by a critical (prior to fracture) fragmented structure formed in the area of the crack front where the material is subjected to multiple and increasing plastic deformation. This universal prefracture structure is a final stage of the evolution of the deformational structures emerged in front of the fatigue crack at the stage of stable crack growth in metallic materials with different initial structural states. This is responsible for universality of PSR micromechanism and fatigue striations. Fatigue striations are the traces of extending crack front with T-shaped tip formed during brittle transverse microsplitting along the overstressed boundaries of critical fragmented structure. Based on 3D finite element modeling of the stress-strain state in front of the cracks with T-shaped tip, it is established that the value and the location of maximum of normalized in-plane stresses (acting in front of crack tip in the plane of crack along the normal to its front) are close or coincide for the cracks of different configuration and different types of tensile load under condition that splitting in the T-shaped crack tip is considerably less than the crack length. Taking into account the PSR micromechanism and asymptotic stress distribution in front of T-shaped crack tip the physically based mathematical model for steady

fatigue crack growth is developed along with the techniques for prediction of steady fatigue crack growth in full-scale components under simple and complex loading cycles.

Keywords: fatigue crack; fatigue striations; mechanism of periodic splitting-rupture; prediction of steady fatigue crack growth.

Устойчивый рост усталостной трещины в металлических материалах происходит на второй стадии ее развития, соответствующей второму участку кинетической диаграммы «скорость роста трещины — размах коэффициента интенсивности напряжений (КИН)». Фрактографическим признаком устойчивого роста является бороздчатый микрорельеф поверхности разрушения (фрактурелъеф), при этом в диапазоне скоростей роста трещины от 0,1 до 2 мкм/цикл шаг бороздок определяет микроскорость устойчивого роста (продвижение микрофронта трещины в каждом цикле нагружения) [1], а осредненные значения шага бороздок характеризуют кинетику макрофронта трещины. Наличие измеримой характеристики скорости устойчивого роста усталостной трещины в натурных деталях в рабочих условиях позволяет не только решать задачи фрактодиагностики (диагностики разрушения), но и обеспечивает возможность разработки методов надежного прогнозирования циклической долговечности высоконапряженных деталей, для которых малоцикловая усталость (МЦУ) является основным повреждающим фактором, а период устойчивого роста трещин МЦУ составляет значительную часть общей циклической наработки до наступления предельного состояния. Исследование устойчивого роста усталостных трещин представляет также фундаментальный теоретический интерес в силу универсальности его закономерностей.

Для вычисления скорости роста усталостных трещин предложены многочисленные зависимости. Уже в 1980 году был опубликован обзор [2], в котором приведены 64 формулы для расчета скорости роста трещины, из них 35 — с использованием КИН. В настоящее время наиболее распространенным соотношением является степенное эмпирическое уравнение Пэриса [3], устанавливающее связь между скоростью роста трещины и размахом КИН. Параметры уравнения Пэриса (коэффициент и показатель степени) определяются на основании испытания образцов на циклическую трещиностойкость. Однако результаты применения этого уравнения для описания устойчивого роста усталостных трещин в натурных деталях могут значительно расходиться с экспериментальными данными. В качестве примера на рис. 1, а, б показаны изломы по двум трещинам МЦУ, которые развивались в процессе циклических испытаний при одном и том же ре-

жиме нагружения в идентичных местах (в области болтовых отверстий) двух одинаковых дисков (из жаропрочного никелевого сплава) авиационного газотурбинного двигателя (АГТД). Для этих трещин на рис. 1, в приведены фрактографически реконструированные (на основании измерения шага усталостных бороздок вдоль указанного на рис. 1, а, б направления) экспериментальные кинетические зависимости (число циклов N — длина трещины l на стадии устойчивого роста) и две расчетные зависимости $N(l)$. При расчетах использовали уравнения Пэриса, параметры которых были определены в двух разных организациях по результатам испытания образ-

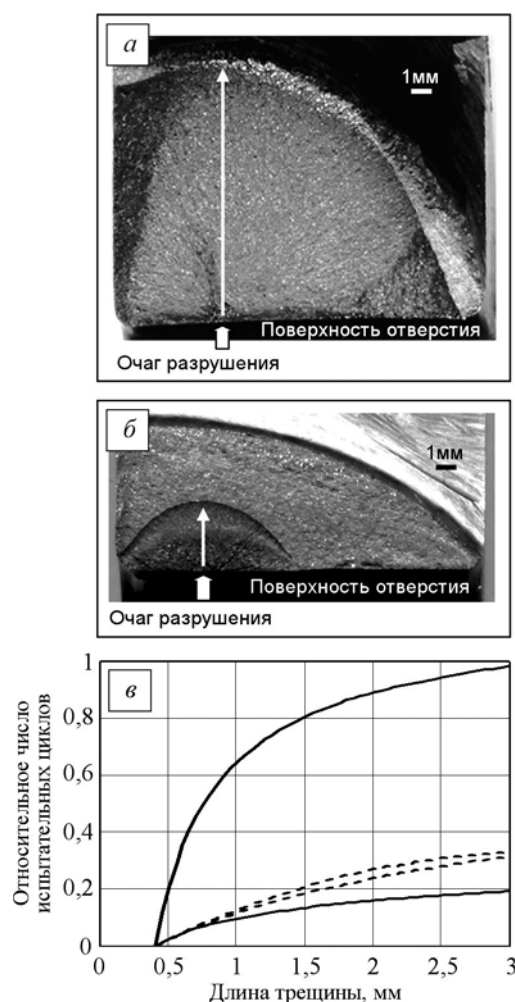


Рис. 1. Изломы по двум трещинам МЦУ в идентичных зонах двух одинаковых дисков АГТД, испытанных при одних и тех же условиях (а, б), а также расчетные (сплошные линии) и экспериментальные (пунктирные линии) кинетические зависимости для этих трещин (в)

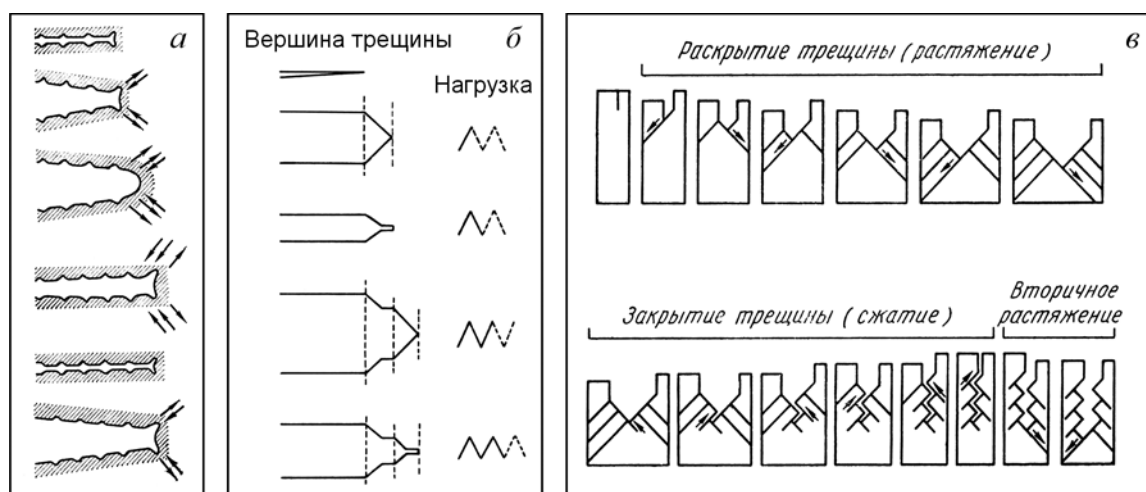


Рис. 2. Механизмы образования усталостных бороздок, предложенные в работах [8] (а), [9] (б) и [11] (в)

цов из материала дисков при той же температуре, что и в области развития трещин в дисках. Как видно на рис. 1, в, расчетные значения периода роста трещины отличаются от экспериментальных данных в одном случае в 1,5 раза, в другом — более чем в три раза, а между собой результаты расчетов различаются в пять раз. При этом экспериментальные зависимости $N(l)$ для обеих трещин близки между собой, что свидетельствует о закономерном характере устойчивого роста усталостных трещин и возможности его надежного прогнозирования на основе понимания этих закономерностей. Следует отметить, что общий период роста первой трещины (см. рис. 1, а) составляет около 90 % циклической наработки диска, причем 3/4 этого периода происходил устойчивый рост — до длины трещины 3 мм, составляющей 1/4 ее общей длины [4].

В рамках механики усталостного разрушения зависимость скорости роста трещины от линейно-упругого параметра (КИН) обычно объясняют пренебрежимо малым влиянием пластической деформации на кинетику усталостных трещин вследствие малого размера пластической зоны в вершине этих трещин по сравнению с их длиной. Недостаток такой интерпретации очевиден, поскольку разрушение локализуется непосредственно у фронта усталостной трещины, в глубине пластической зоны. На стадии устойчивого роста характерный масштаб развития разрушения в каждом цикле нагружения, равный шагу усталостных бороздок, во много раз меньше размера пластической зоны. Результаты проведенных в настоящей работе исследований свидетельствуют в пользу иной точки зрения на роль пластической деформации в процессе устойчивого роста усталостных трещин: именно предшествующая разрушению многократная интенсивная пластическая деформация материала перед фронтом

трещины обеспечивает связь скорости роста трещины с КИН, производя в этом материале глубокие структурные изменения, которые определяют его свойства, форму вершины трещины и микромеханизм ее развития.

В работе рассмотрен микромеханизм устойчивого роста усталостной трещины, действующий непосредственно у ее фронта. Процессы, происходящие в этом «черном ящике» с точки зрения механики [5], реконструированы с использованием физических методов исследования и разработанных В. В. Рыбиным с соавторами представлений о предельных деформациях и разрушении металлов [6, 7]. Предложена физически обоснованная математическая модель, позволяющая прогнозировать устойчивый рост усталостных трещин в натурных деталях без испытания образцов на циклическую трещиностойкость. При моделировании использовался микромеханический подход, т.е. применялись методы механики сплошной среды с учетом влияния деформационной микроструктуры, локализованной у фронта трещины. Структурный (физический) подход необходим для понимания микромеханизма устойчивого роста, континуальный (механический) — для установления связи этого микромеханизма с приложенной нагрузкой и разработки методов прогнозирования устойчивого роста.

Микромеханизм устойчивого роста усталостной трещины и образования усталостных бороздок

Образование усталостных бороздок в большинстве моделей связывается с процессами скольжения (сдвига) в вершине трещины (см., например, [8 – 17]). Наибольшее распространение получила модель Лэйерда – Смита [8] (sliding off mechanism), в соответствии с которой это

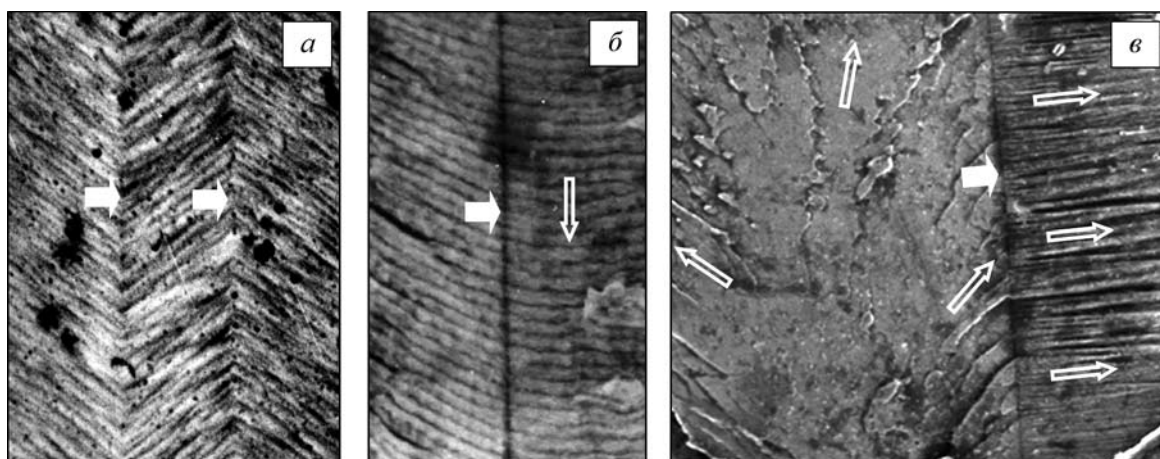


Рис. 3. Полосы скольжения на поверхности шлифа (а), усталостные бороздки (б) и сколы (в) на поверхности излома (жаропрочный никелевый сплав): сплошными стрелками указаны границы двойника, контурными — направления роста трещины

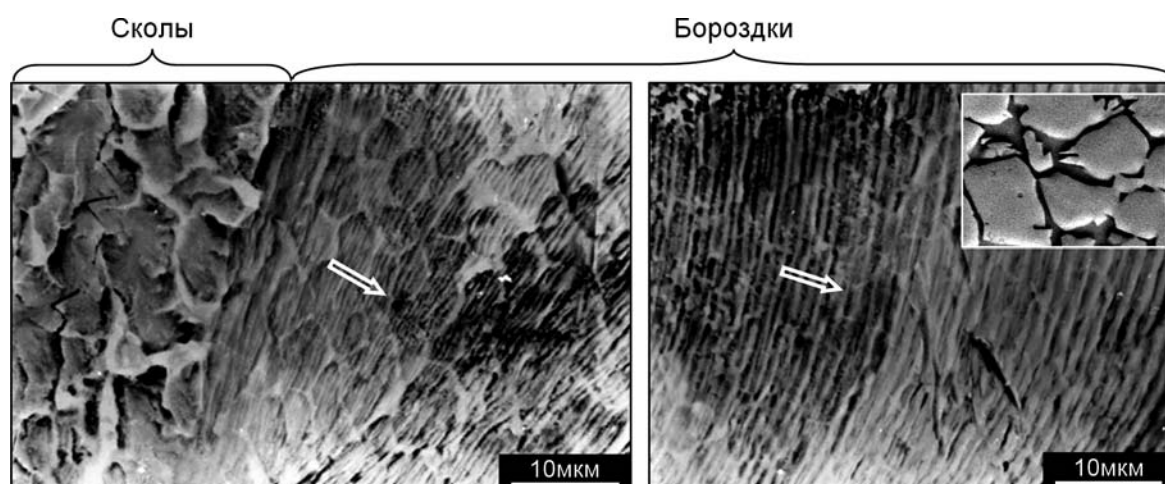


Рис. 4. Изменение факторельефа (сколы → бороздки) в жаропрочном титановом сплаве с глобулярной микроструктурой (показана справа сверху): стрелки — направления роста трещины

скольжение происходит одновременно вдоль двух направлений под углом $\sim 45^\circ$ к плоскости трещины (duplex slip), приводя к «пластическому затуплению» (plastic blunting) ее вершины (рис. 2, а). Модель Пеллу [9] описывает аналогичный процесс, но вершина трещины при разгрузке остается заостренной (рис. 2, б). В модели Ноймана [11] вершина трещины при разгрузке также остается заостренной, а скольжение в указанных направлениях происходит поочередно (рис. 2, в). При этом усталостные бороздки воспринимаются как микрополоски на поверхности разрушения (см., например, [18–23]). Такой подход отражен и в этимологии их названия на английском (striations), французском (stries) и немецком (Lamellen) языках: stria (англ.) — полоска; strie (фр.) — полоска; Lamelle (нем.) — полоска, пластинка.

Для того чтобы проверить достоверность этих моделей, достаточно сравнить морфологию полос скольжения (рис. 3, а) и бороздок (рис. 3, б) вблизи границ двойника: полосы скольжения обладают зеркальной симметрией относительно указанных границ (вследствие зеркальной симметрии кристаллической решетки), в то время как бороздки пересекают их, не изменяя своего направления. Следовательно, механизм образования усталостных бороздок не связан со скольжением.

Важную информацию для понимания механизма устойчивого роста и образования усталостных бороздок дает сравнительный анализ бороздок и сколов. Как видно на рис. 3, в, морфология сколов, в отличие от бороздок, резко изменяется при переходе через границу двойника. На рис. 4 хорошо видно постепенное исчезновение с поверхности усталостного излома границ α -зерен титанового сплава с глобулярной микроструктурой.

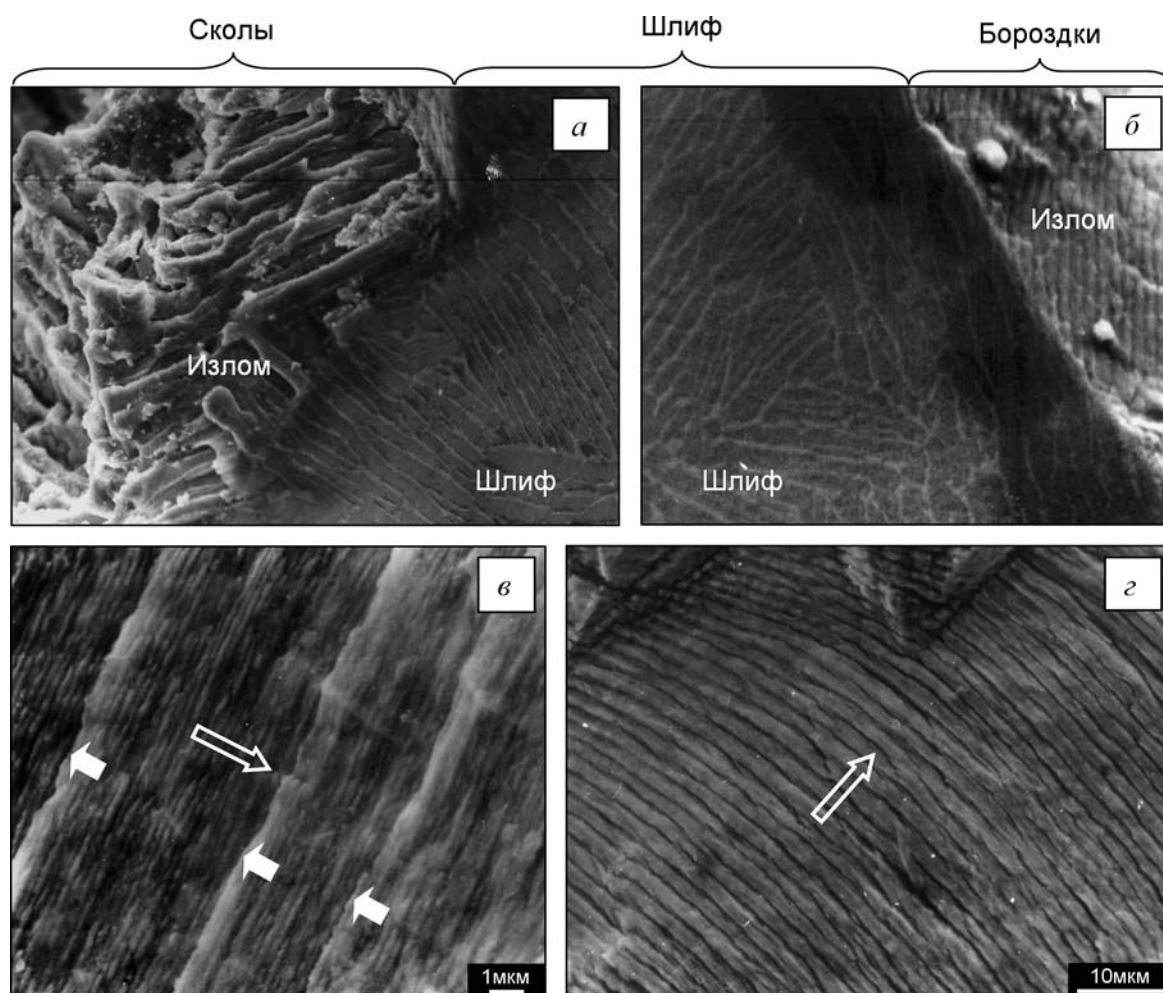


Рис. 5. Связь микроструктуры с фрактурельефом (жаропрочный титановый сплав с пластинчатой микроструктурой): контурные стрелки — направления роста трещины; сплошные стрелки — границы α -пластин

рой при переходе от сколов к бороздкам и увеличении их шага (микроструктура приведена в том же масштабе, что и фрактурельеф). Аналогичная картина наблюдается в титановом сплаве с пластинчатой микроструктурой. Так, на рис. 5 показаны фрактурельеф и микроструктура у поверхности излома на косом шлифе (под острым углом к поверхности излома): как видно, сколы реагируют на границы фаз (а), а бороздки почти не реагируют (б), при малом шаге — реагируют слабо (в), а с увеличением шага — перестают их замечать (г).

«Потеря памяти» об исходном состоянии является особенностью автоструктур — устойчивых локализованных образований, которые формируются в процессе самоорганизации в нелинейных неравновесных средах [24, 25]. Известно, что при достаточной степени деформации все металлические материалы с любой исходной структурой можно перевести в сильно фрагментированное состояние [26], при этом прочность материала приблизится к теоретической [27]. Характерные для такого состояния нано- или субмикроскопиче-

сталлические структуры были обнаружены перед фронтом усталостных трещин или под поверхностью усталостных изломов при исследовании методами просвечивающей электронной микроскопии тонких срезов (фолы) материала под усталостными бороздками или у вершины усталостной трещины (см., например, [28 – 31]). Можно предположить, что устойчивый рост усталостных трещин в металлических материалах детерминирован критической (предшествующей разрушению) фрагментированной структурой, образующейся в расположенной на пути распространения трещины области, в которой материал подвергается многократной возрастающей (по мере приближения фронта трещины) пластической деформации в благоприятных для фрагментации условиях больших градиентов полей напряжений и деформаций. На эту универсальную структуру разрушения («структуру-аттрактор» [32]) выходят на последнем этапе своей эволюции деформационные структуры перед фронтом усталостной трещины на стадии ее устойчивого роста в металлических материалах с различным исход-

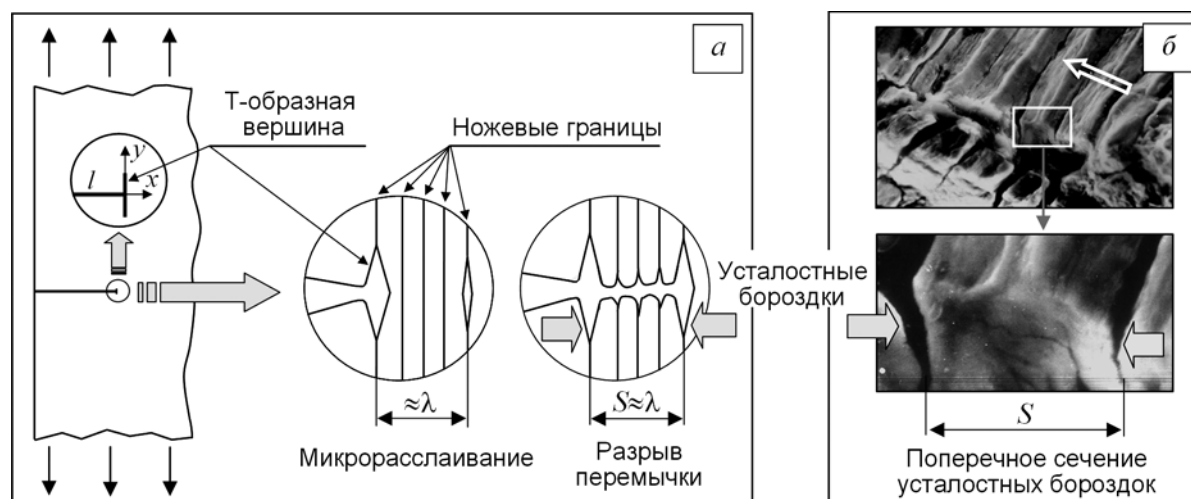


Рис. 6. Микромеханизм устойчивого роста усталостных трещин и образования усталостных бороздок: *а* — схема продвижения трещины с Т-образной вершиной; *б* — борозчатый факторельеф, расколовшийся поперек бороздок (контурная стрелка на поверхности разрушения — направление роста трещины)

ным структурным состоянием, что приводит к универсальности микромеханизма устойчивого роста и борозчатого факторельефа.

Критическую фрагментированную структуру по масштабному уровню можно разделить на однородную мелкомасштабную структуру и крупномасштабную структуру, которую формируют протяженные границы сильной разориентации, расположенные вдоль направления максимальной главной деформации [6, 7]. Эти крупномасштабные «ножевые границы» (НГ) [6] пересекают границы зерен и фаз и являются источниками внутренних напряжений, что приводит к хрупкому расслаиванию материала вдоль НГ [6]. При волочении проволоки такие границы образуют пучок тончайших нитей (и прочность материала в продольном направлении многократно возрастает) [33, 34], в процессе прокатки — пакет тончайших пластин [35]. Если на стадии устойчивого роста усталостной трещины НГ разделяют материал перед фронтом трещины на параллельные ему тончайшие слои, то у трещины в результате хрупкого микрорасслаивания вдоль НГ формируется Т-образная вершина, следами которой на обеих парных поверхностях разрушения являются микрорасслоения — усталостные бороздки (рис. 6, *а*). При этом микромеханизм устойчивого роста, аналогичный механизму Гордона – Кука для композиционных материалов [36] и механизму расслаивания при однократном нагружении [6], реализуется следующим образом (см. рис. 6, *а*). В каждом цикле перед Т-образной вершиной появляется новое хрупкое поперечное микрорасслоение вдоль НГ вблизи местоположения λ максимума растягивающих напряжений от внешней нагрузки σ_x^{ext} , действующих перед фронтом трещины в ее плоскости. Затем про-

исходит разрыв перемычки между микрорасслоением и вершиной, что вызывает подрастание трещины на величину $\sim \lambda$, формирование новой Т-образной вершины и образование новых усталостных бороздок, отделенных от предыдущих разрушенной перемычкой (рис. 6, *б*). Следовательно, расстояние между соседними усталостными бороздками (шаг бороздок) $S \approx \lambda$. При разрыве перемычки по механизму роста и слияния микрорасслоений появляются вторичные бороздки.

Предложенная модель механизма периодического расслаивания-разрыва (МППР) [37] позволяет объяснить все известные закономерности устойчивого роста усталостных трещин. Высокая энергоемкость процесса разрушения на стадии устойчивого роста является следствием поперечного микрорасслаивания, происходящего в каждом цикле нагружения в вершине трещины вдоль ножевых границ. Последние пересекают границы исходной структуры, что приводит к «структурной нечувствительности» устойчивого роста — по отношению к разнообразным исходным структурам, но не к универсальной критической фрагментированной структуре, обуславливающей МППР. Ориентация поверхности разрушения на стадии устойчивого роста по нормали к направлению растягивающей нагрузки связана с тем, что в каждом цикле вдоль указанного направления развивается микрорасслаивание перед фронтом трещины с Т-образной вершиной, после чего разрыв перемычки между расслоением и фронтом формирует поверхность разрушения в перпендикулярном направлении (см. рис. 6, *а*).

Следы действия МППР (поперечные микрорасслоения и разорванные перемычки между



Рис. 7. Поперечные срезы усталостных бороздок [38] (стрелки — направление роста трещины)

ними) хорошо видны на естественных поперечных срезах (сколах) бороздчатого факторельефа, образующихся при вскрытии хрупких микротрещин на его поверхности, расположенных вдоль направления роста трещины (см. рис. 6, б, на котором показаны бороздки МЦУ в жаропрочном титановом сплаве). На приведенных в статье [38] поперечных срезах усталостных бороздок в образце из алюминиевого сплава 2017-Т4 также видны аналогичные следы (рис. 7), искаженные в результате пластической деформации при изготовлении среза (шлифовании поверхности образца) и из-за наличия на поверхности разрушения остатков пластика, предохранявшего эту поверхность при шлифовании.

Таким образом, усталостные бороздки являются следами Т-образных вершин трещины, которые формируются и разрушаются в процессе ее развития в каждом цикле нагружения. Последняя из этих вершин, расположенная на фронте трещины, разрушается при ее вскрытии. Если не вскрывая трещину, изготовить ее слепок, то Т-образная вершина может быть визуализирована. На рис. 8, а показана модель такого слепка, а

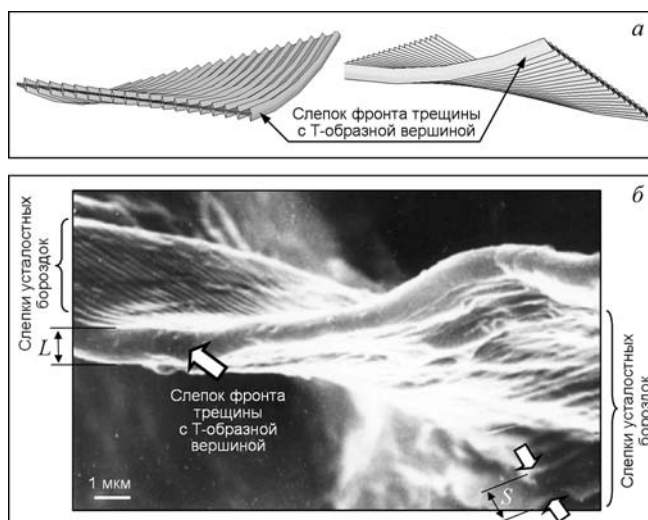


Рис. 8. Слепок усталостной трещины с Т-образной вершиной и бороздками: а — модель; б — электронная микрофотография [14]

на рис. 8, б — сам слепок, полученный в результате вакуумной инфильтрации жидкого пластика в полость усталостной трещины в образце из алюминиевого сплава 2024-Т3 и удаления химическим растворителем материала образца после затвердевания пластика [14, 39]. Видны слепки фронта трещины с Т-образной вершиной и усталостных бороздок (параллельные фронту выступы). Расстояние S между выступами (шаг бороздок), измеренное на рис. 8, б у правого края нижней поверхности слепка трещины, составляет около 1 мкм, что близко к ширине L слепка Т-образной вершины (на остальной поверхности слепка трещины такое измерение невозможно, поскольку она расположена параллельно или под острым углом к направлению электронного луча).

Итак, поперечные микрорасслоения на поверхности усталостного разрушения, которые часто интерпретируются как расположенные вдоль бороздок вторичные трещины (см., например, [21, 23, 40, 41]), на самом деле и есть усталостные бороздки — следы микрорасслаивания, формирующего в каждом цикле Т-образную вершину трещины (в точном соответствии со значением слова «бороздка» — длинное мелкое углубление [42]). Микрополоски, воспринимаемые как бороздки, являются разрушенными перемычками между микрорасслоением и Т-образной вершиной. При разрушении перемычек под действием механизма расслаивания образуются более мелкие бороздки с меньшим шагом. Повторение этого механизма на нескольких масштабных уровнях приводит к масштабно-инвариантному (фрактальному) бороздчатому факторельефу (рис. 9).

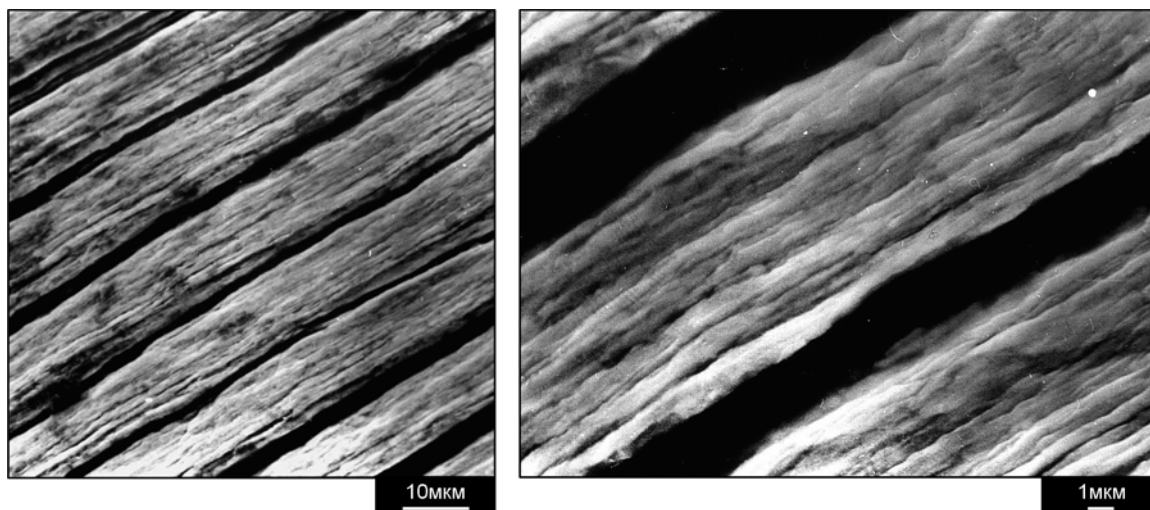


Рис. 9. Фрактальный бороздчатый факторельеф в диапазоне двух порядков при развитии трещины МЦУ в жаропрочном титановом сплаве: средний шаг первичных бороздок (характеризующий подрастание микрофронта трещины за цикл нагружения) составляет 15 мкм, вторичных — 1 мкм, третичных — 0,2 – 0,3 мкм

Морфологическое разнообразие бороздчатого факторельефа обусловлено реализацией различных вариантов МПРР. При развитии трещины по схеме на рис. 6, а и 10, а образуются перпендикулярные поверхности излома бороздки и разорванные перемычки с плоской вершиной («хрупкие бороздки»). Изменение ориентации микрорасслоения в вершине трещины и (или) появление сдвиговой компоненты при разрушении перемычки между вершиной трещины и микрорасслоением перед ней приводят к формированию наклонных бороздок и разорванных перемычек (рис. 10, б) («вязкие бороздки»). Вследствие изменения локального напряженно-деформированного состояния вдоль микрофронта трещины указанные варианты МПРР могут различаться на разных его участках, вызывая изменение формы бороздки вдоль ее длины. В качестве примера на рис. 10, в показан бороздчатый факторельеф на парных поверхностях разрушения по трещине МЦУ в жаропрочном титановом сплаве: в центре объединенной микрофрактограммы рельеф сформировался по схеме, показанной на рис. 10, а, на краях — по схеме на рис. 10, б. На рис. 10, г приведена поверхность разрушения по трещине МЦУ в жаропрочном никелевом сплаве: здесь рельеф сформировался по схеме на рис. 10, а на краях микрофрактограммы, а по схеме на рис. 10, б — в ее центральной области.

Широко распространенное восприятие бороздчатого факторельефа как регулярных микрополосок объясняется, по-видимому, тем, что поверхность разрушения представляется в электронно-микроскопическом изображении в виде плоской проекции. Адекватная трехмерная ин-

терпретация усталостных бороздок возможна на основе физической модели устойчивого роста усталостных трещин. Такой интерпретации препятствует также характерное для феноменологического подхода представление о предшествующих разрушению процессах как о непрерывном накоплении повреждений, связанном с последовательной деградацией структуры и свойств материала, в то время как перед фронтом усталостной трещины на стадии устойчивого роста образуются высокоупорядоченная деформационная микроструктура и стоперы в виде поперечных микрорасслоений вдоль ее перенапряженных границ, ограничивающие распространение трещины в каждом цикле нагружения. Таким образом, МПРР представляет собой естественный механизм задержки развития усталостной трещины, обеспечивающий живучесть высоконапряженных деталей при циклическом нагружении.

Скорость устойчивого роста усталостной трещины

В соответствии с описанной в предыдущем разделе физической моделью МПРР скорость устойчивого роста усталостной трещины (подрастание трещины за цикл нагружения, равное шагу усталостных бороздок S) определяется расстоянием от Т-образной вершины трещины до микрорасслоения перед ней. Микрорасслоение образуется вблизи координаты λ максимума растягивающих напряжений от внешней нагрузки σ_x^{ext} , действующих в плоскости трещины (см. рис. 6, а). Следовательно, для расчета скорости устойчивого роста достаточно определить величину λ . С этой целью рассматривали трещины двух типов — с Т-образной вершиной, образован-

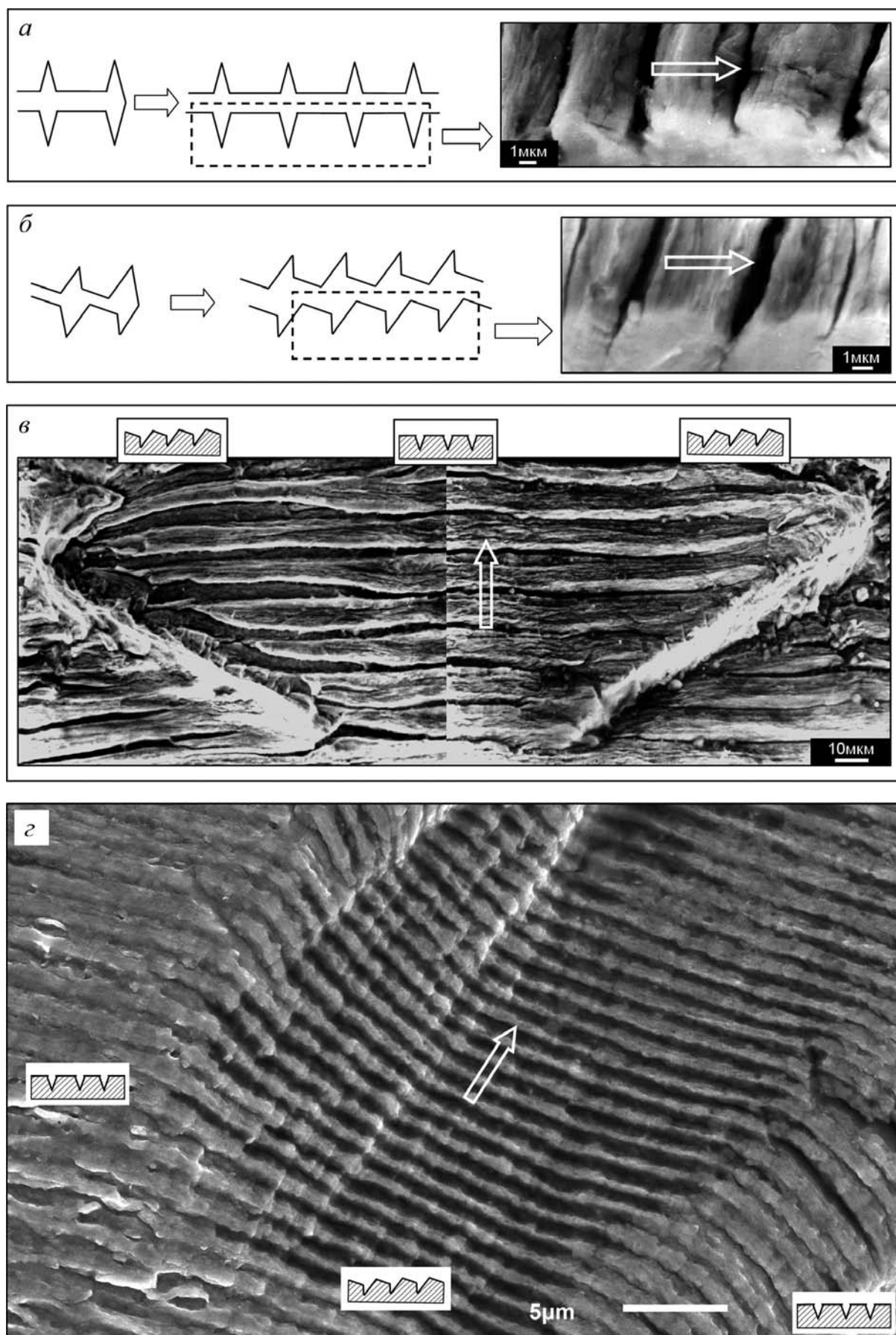


Рис. 10. Различные типы усталостных бороздок (стрелки на поверхности разрушения — направления роста трещины): *a, б* — схемы образования и поперечные сечения бороздок; *в, г* — бороздки при развитии трещины МЦУ в титановом (парные поверхности разрушения) (*в*) и никелевом (*г*) жаропрочных сплавах

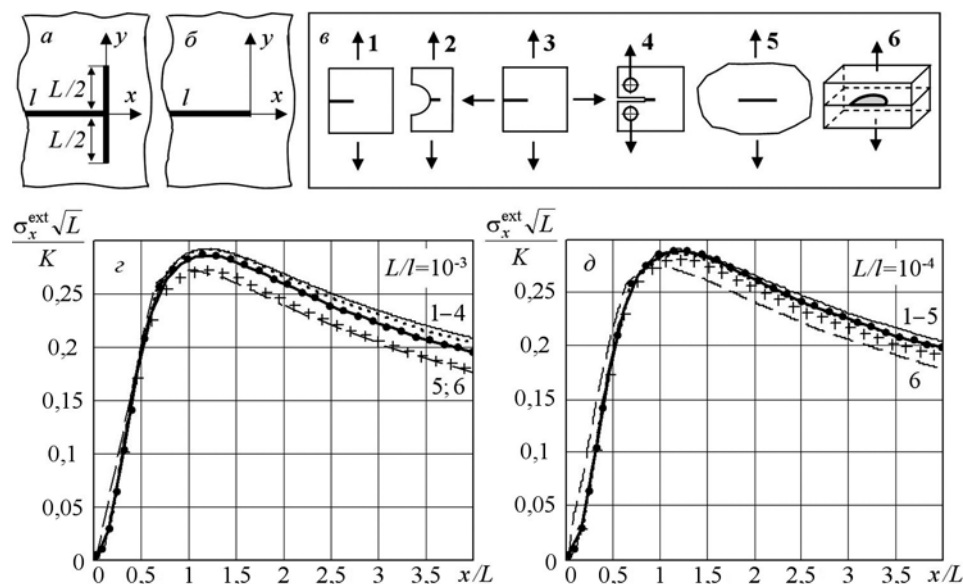


Рис. 11. Модели вершины трещин (а, б), модели трещин и нагрузок (в), распределения нормированных напряжений σ_x , действующих перед фронтом трещин с Т-образной вершиной в плоскости $y = 0$ (для полукруглой трещины — в точке максимальной глубины) при $L/l = 10^{-3}$ (z) и $L/l = 10^{-4}$ (д)

ной симметричным микрорасслоением длиной L (рис. 11, а), и идеальные трещины (математические разрезы) (рис. 11, б). Начало координат находится в вершине трещины: ось x расположена в плоскости трещины по нормали к ее фронту, ось y направлена перпендикулярно этой плоскости. Микрорасслоение в вершине трещины расположено вдоль оси y . Исследовали краевые (длиной l), сквозную (длиной $2l$) и поверхностную (полукруглую радиусом l) трещины обоих описанных выше типов, расположенные в линейно-упругих телах разной конфигурации в условиях одноосного, двухосного или внецентренного растяжения: при одноосном и внецентренном растяжении нагрузка прикладывалась вдоль оси y , при двухосном — вдоль осей x и y (рис. 11, в) [43]. Поскольку фактор рельефа практически не влияет на локальное напряженно-деформированное состояние у фронта трещины и величину КИН [44], моделировали трещины с плоскими берегами, «сглаживающими» бороздчатый фактор рельефа. Напряженно-деформированное состояние перед фронтом трещин рассчитывали методом конечных элементов, значения КИН для идеальных трещин вычисляли прямым методом напряжений [45].

На рис. 11, z, д показаны зависимости безразмерных напряжений σ_x^{ext} , действующих перед фронтом трещин с Т-образной вершиной в плоскости $y = 0$, от безразмерной координаты x/L : напряжения нормированы на величину $K / \sqrt{L}$, где K — КИН для соответствующей идеальной трещины. При $L/l = 10^{-4} - 10^{-3}$ указанные зависимости для всех исследованных типов нагрузок и

трещин вблизи их фронта близки или совпадают. (Аналогичная асимптотическая зависимость для краевой трещины с Т-образной вершиной в полубесконечном линейно-упругом теле при однородном одноосном растяжении приведена в статье [46].) Как видно,

$$\sigma_{x \max}^{ext} = (0,27 - 0,29)K / \sqrt{L}, \quad (1)$$

$$\lambda = (1,05 - 1,2)L. \quad (2)$$

Исключив из (1) и (2) величину L , получим соотношение

$$\sigma_{x \max}^{ext} = K / (A \sqrt{\lambda}) \quad (3)$$

($A = 3,2 - 3,6$), связывающее характеристики напряженного состояния перед микрорасслоением в вершине трещины (максимальное значение напряжений σ_x^{ext} , координату λ этого максимума) со значением КИН для идеальной трещины той же конфигурации в том же теле и при такой же нагрузке.

С учетом соотношения (3) сформулируем математическую модель устойчивого роста усталостных трещин, включающую описанные выше модели трещин с Т-образной вершиной, модель материала перед фронтом трещин и условие зарождения микрорасслоения перед Т-образной вершиной. В качестве модели материала рассмотрим упругооднородную и упругоизотропную среду, анизотропную по прочности в результате действия растягивающих внутренних (структурных) напряжений σ_x^{int} у ножевых границ критической фрагментированной структуры. Такая

анизотропия моделируется снижением предела прочности в направлении оси x до величины $(\sigma_{th} - \sigma_x^{\text{int}})$, где σ_{th} — теоретическая прочность материала на отрыв. Предположим, что возрастание нагрузки в полцикле нагружения происходит квазистатически (что характерно для трещин МЦУ) и поперечное микрорасслоение зарождается в плоскости $y = 0$ под действием напряжений σ_x^{ext} в месте их максимума (т.е. $\lambda = S$) при условии

$$\sigma_{x \max}^{\text{ext}} = \sigma_{th} - \sigma_x^{\text{int}}. \quad (4)$$

Из (3) и (4) при $\lambda = S$ и $\sigma_{th} = 0,1E$ (E — модуль Юнга) получим

$$S = B(\alpha/\beta)^2(\Delta K/E)^2, \quad (5)$$

где $\alpha = K_*/\Delta K$; $\beta = 1 - \sigma_x^{\text{int}}/\sigma_{th}$; K_* — значение КИН при зарождении микрорасслоения; ΔK — размах КИН в цикле нагружения; $B = 8 - 10$ (с точностью до целых значений). При этом $S = \lambda \approx L$, что совпадает с соотношением между величинами шага бороздок S и микрорасслоения L на слепке трещины с Т-образной вершиной (см. рис. 8, б).

Экспериментальное определение параметра α/β для трещин МЦУ проводили при исследовании их устойчивого роста в процессе циклических испытаний дисков компрессора и турбины АГТД из жаропрочных сплавов на основе титана и никеля (период возрастания нагрузки в цикле нагружения $\Delta t \approx 10$ с) [47]. В нескольких точках вдоль пути распространения трещины измеряли шаг бороздок S и рассчитывали величину ΔK ; (при этом методом конечных элементов моделировали фронты реальной трещины), после чего в двойных логарифмических координатах строили линейную регрессионную зависимость S от $\Delta K/E$ и вычисляли ее коэффициенты. В результате было показано, что $\alpha/\beta \approx 1$. Тогда

$$S = B(\Delta K/E)^2. \quad (6)$$

Вывод кинетического уравнения (6) с использованием соотношения (3) раскрывает физический смысл КИН при описании устойчивого роста усталостной трещины: рассчитанное для модельной идеальной трещины значение КИН характеризует величину и местоположение максимума растягивающих напряжений, которые действуют перед микрорасслоением в вершине реальной усталостной трещины в ее плоскости и определяют скорость устойчивого роста.

Кинетическая зависимость (6), включающая КИН, шаг бороздок S и характеристику прочности межатомных связей $\sigma_{th} = 0,1$, связывает простым соотношением величины разной приро-

ды — математическую (ΔK) и физические (S и E) — и объединяет процессы, происходящие в макро-, мезо- и микроскопическом масштабах. Это объединение обусловлено тем, что на мезомасштабный уровень, где действует МПРР, с макроуровня переносится возможность моделирования материала в виде однородного континуума (в результате предельной фрагментации материала перед фронтом трещины и инвариантности МПРР относительно исходного структурного состояния материала), а с микроуровня — применимость критерия микроразрушения (вследствие коррелированных разрывов межатомных связей вдоль границ критической фрагментированной структуры в процессе хрупкого микрорасслаивания перед фронтом трещины, определяющего величину S).

Таким образом, возможность «перекинуть мост через разделение континуальный/атомистический» [48] при моделировании устойчивого роста трещин МЦУ обеспечивается: 1) универсальной критической фрагментированной структурой, которая образуется в процессе интенсивной пластической деформации перед фронтом усталостной трещины; 2) детерминированным этой структурой высокоэнергоемким микромеханизмом устойчивого роста трещины (МПРР); 3) асимптотическими соотношениями, характеризующими напряженное состояние перед фронтом трещин с Т-образной вершиной.

Изложенные выше представления позволяют рассматривать с единых позиций механизм устойчивого роста усталостных трещин и механизм разрушения расслоением при однократном нагружении, когда магистральная трещина развивается в процессе роста и объединения поперечных расслоений, образующихся вдоль границ критической фрагментированной структуры [6, 49]. Особенность МПРР заключается в том, что этот процесс происходит не хаотически, а строго упорядоченно во времени и пространстве вследствие циклического характера нагружения и концентрации растягивающих напряжений от внешней нагрузки σ_x^{ext} перед микрорасслоением в вершине усталостной трещины. В результате в каждом цикле нагружения новое микрорасслоение образуется вблизи местоположения $\sigma_{x \max}^{\text{ext}}$ перед вершиной трещины и объединяется с микрорасслоением в вершине после разрыва перемычки между ними. Такое последовательное и обусловленное внешней нагрузкой развитие разрушения формирует регулярный бороздчатый фракторельеф и обеспечивает связь между подрастанием трещины и размахом КИН.

МПРР действует и на фронте трещин многоциклового усталости (МнЦУ), причем шаг бороздок также характеризует скорость роста трещи-

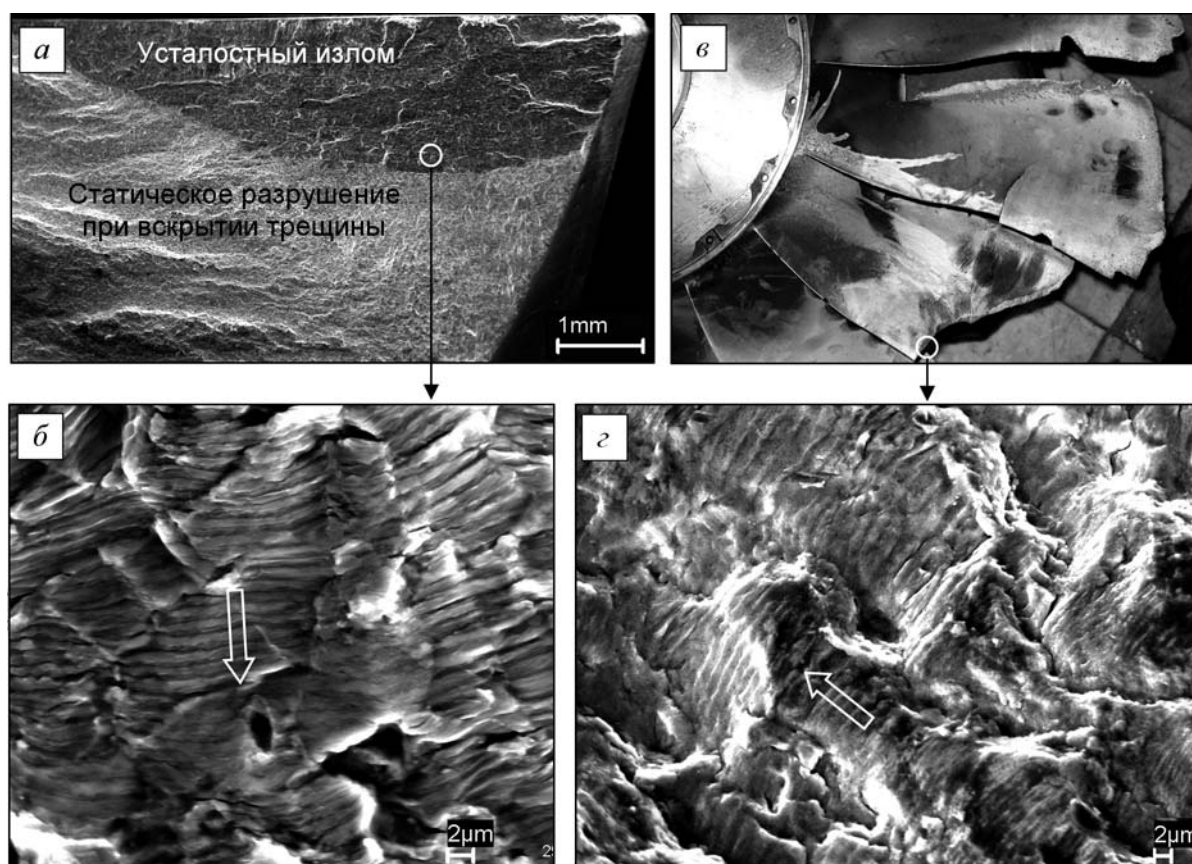


Рис. 12. Усталостные бороздки при развитии трещины МЦУ в диске (а, б) и трещины МнЦУ в рабочей лопатке (в, г) АГТД (контурные стрелки — направления роста трещин)

ны. Универсальность МПРР проиллюстрирована на рис. 12, где показаны усталостные бороздки при развитии трещин МЦУ и МнЦУ в диске и в рабочей лопатке АГТД (из титановых сплавов). Периоды циклов нагружения в диске и лопатке различаются в пять миллионов раз — 2,6 ч в диске (средняя продолжительность полета) и около 2 мс в лопатке (автоколебания с частотой 530 Гц). При этом бороздки в диске и лопатке на рис. 12, б, г имеют близкий шаг (1–2 мкм), но в диске (б) шаг бороздок практически постоянный вследствие стабильности повторно-статического нагружения диска, а в лопатке (г) — переменный из-за изменения амплитуды ее колебаний.

Формула (6) получена для трещин МЦУ при квазистатическом изменении нагрузки в цикле нагружения. Для трещин МнЦУ квадратичная зависимость сохраняется, но коэффициент B снижается с уменьшением периода возрастания нагрузки Δt (при синусоидальной нагрузке $\Delta t = T/2 = 1/(2f)$, где T и f — ее период и частота) [31, 50]. В процессе экспериментального определения зависимости B от Δt , помимо приведенных выше данных для дисков АГТД, использовали результаты исследований кинетики трещин МнЦУ в лопатках АГТД (из титановых сплавов ВТ3-1 и ВТ8М) по методике, аналогичной той,

которую применяли при калибровке зависимости (5) для трещин МЦУ. Интенсивные колебания лопаток с трещиной возбуждали на вибростенде, при этом измеряли амплитуду и частоту колебаний, длину трещины. После вскрытия трещины реконструировали форму ее фронтов, измеряли шаги бороздок S и вычисляли соответствующие им величины ΔK при конечно-элементном моделировании реконструированных фронтов трещины. Средние значения безразмерного шага бороздок, нормированного на величину $(\Delta K/E)^2$, составили 2,35 (лопатка из сплава ВТ3-1: $f = 270$ Гц; $\Delta t = 1,85 \cdot 10^{-3}$ с) и 2,1 (лопатка из сплава ВТ8М: $f = 350$ Гц; $\Delta t = 1,43 \cdot 10^{-3}$ с). Использовали также результаты работы [51], в которой на основании испытаний компактных образцов из сплавов на основе железа, никеля, титана и алюминия при $f = 10$ Гц ($\Delta t = 5 \cdot 10^{-2}$ с) получена универсальная зависимость $S = 5,4(\Delta K/E)^{2,1}$. На рис. 13 показаны экспериментальные точки и линейная (в полулогарифмических координатах) регрессионная зависимость

$$B = 2[(4 + \lg(\Delta t/\Delta t_0))] \quad (7)$$

при изменении Δt в диапазоне от 10^{-3} до 10 с ($\Delta t_0 = 1$ с).

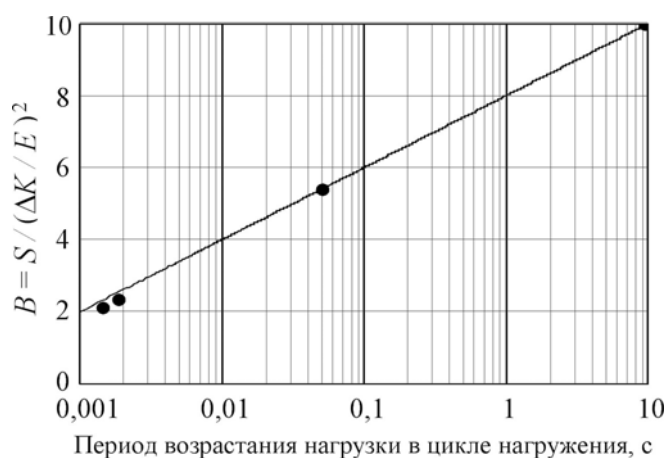


Рис. 13. Зависимость коэффициента B в уравнении (6) от периода возрастания нагрузки в цикле нагружения

В процессе устойчивого роста усталостных трещин при сложных циклах нагружения (СЦН), типичных для МЦУ дисков АГТД маневренной авиации (рис. 14, а), в каждом СЦН образуется блок бороздок и скорость роста трещины (ее подрастание за СЦН) определяется шириной (шагом) блока S_6 (рис. 14, б). Пусть СЦН содержит L типов простых циклов (подциклов) и n_j подциклов каждого типа: индекс $j = 1$ соответствует основным подциклам (с максимальным размахом напряжений $\Delta\sigma_1$), индекс $j = 2$ — внутренним подциклам со следующим по величине размахом напряжений $\Delta\sigma_2$ и т.д. В сложных циклах на рис. 14, а значения $L = 3$, $n_1 = 1$, $n_2 = 2$ и $n_3 = 3$. Фрактурельеф на рис. 14, б соответствует СЦН с $L = 2$, $n_1 = 1$ и $n_2 = 4$: в каждом сложном цикле образуется блок бороздок, шаг S_6 которого состоит из пяти шагов бороздок, характеризующих подрастание трещины в каждом подцикле СЦН — в основном (1-м) подцикле и в четырех последующих внутренних подциклах (со 2-го по 5-й). Тогда

$$S_6 = \sum_{j=1}^L n_j S_j, \quad (8)$$

где S_j — шаг бороздок в j -м подцикле. При вычислении S_j с использованием кинетического уравнения (6) соотношение (8) можно представить в виде

$$S_6 = BA_L(l) [\Delta K_1(l)/E]^2, \quad (9)$$

где

$$A_k(l) = \sum_{j=1}^k n_j \left[\frac{\Delta K_j(l)}{\Delta K_1(l)} \right]^2 \quad (k = 1, 2, \dots, L); \quad (10)$$

$\Delta K_j(l)$ — зависимость ΔK от длины трещины l (в направлении измерения шага бороздок), соответ-

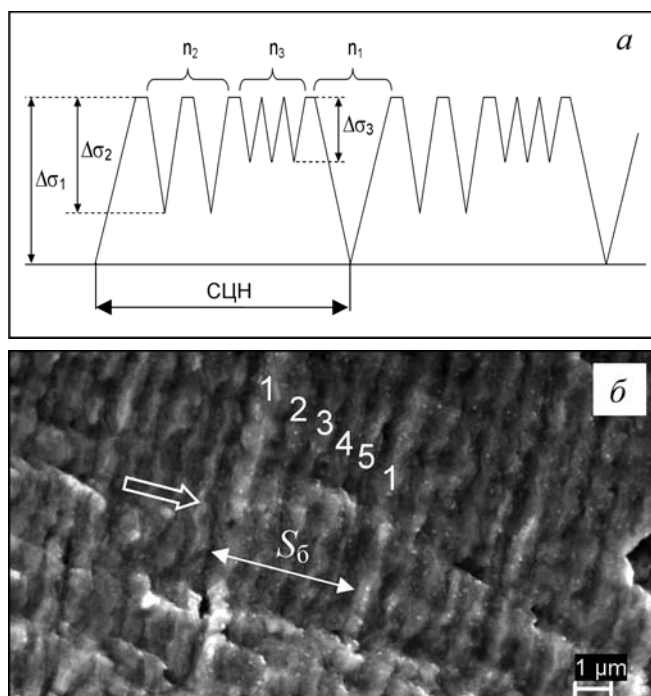


Рис. 14. Схема СЦН диска АГТД (а) и блоки усталостных бороздок при развитии трещины МЦУ в диске из жаропрочного никелевого сплава в условиях СЦН (б); контурная стрелка — направление роста трещины

ствующая подциклам j -го типа. При $n_1 = 1$ (например, при сложных полетных циклах) $A_1 = 1$. В этом случае, как следует из соотношений (6), (9) и (10), функция $A_k(l)$ определяет, во сколько раз возрастает скорость устойчивого роста при СЦН (по сравнению с ее величиной при простом цикле нагружения с $\Delta K = \Delta K_1$) под действием внутренних подциклов до k -го типа включительно (при $k = L$ — под действием всех внутренних подциклов).

Конфигурация усталостной трещины при устойчивом росте

В соответствии с моделью МПРП усталостная трещина на стадии устойчивого роста развивается по нормали к направлению максимальных (в цикле нагружения) первых главных напряжений перед ее фронтом, так как вдоль этого направления располагаются микрорасслоения, разрыв перемычки между которыми формирует поверхность разрушения в перпендикулярном направлении. В результате ориентация вновь образующейся поверхности разрушения совпадает с ориентацией первой главной площадки перед фронтом трещины при максимальной нагрузке, т.е. имеет место локальный обобщенный нормальный разрыв [44, 52 – 54].

Поскольку во внутренних слоях материала градиенты полей напряжений и деформаций

вдоль фронта трещины малы по сравнению с градиентами поперек фронта, в малой его окрестности (на расстоянии от фронта, которое существенно меньше радиуса его кривизны, а также линейных размеров тела и трещины) в любой перпендикулярной фронту плоскости, удаленной от поверхности, реализуются условия плоской деформации [53]. Трещина в указанной плоскости представляется математическим разрезом длиной l , ее фронт — точкой 0 (вершиной трещины) (рис. 15). Определим ориентацию проходящей через вершину трещины первой главной площадки в предположении, что циклическая нагрузка изменяется квазистатически. Если напряженное состояние в рассматриваемой области при максимальной нагрузке в цикле характеризуется коэффициентами интенсивности напряжений K_I и K_{II} , то нормальные напряжения σ_α определяются суперпозицией упругих решений [55]

$$\sigma_\alpha^I = \frac{K_I}{4\sqrt{2\pi r}} \left(3 \cos \frac{\alpha}{2} + \cos \frac{3\alpha}{2} \right),$$

$$\sigma_\alpha^{II} = -\frac{3K_{II}}{4\sqrt{2\pi r}} \left(\sin \frac{\alpha}{2} + 3 \sin \frac{3\alpha}{2} \right).$$

С учетом соотношений

$$3 \cos \frac{\alpha}{2} + \cos \frac{3\alpha}{2} = 4 \cos^3 \frac{\alpha}{2},$$

$$\sin \frac{\alpha}{2} + 3 \sin \frac{3\alpha}{2} = 2 \sin \alpha \cos \frac{\alpha}{2}$$

получим

$$\sigma_\alpha = \sigma_\alpha^I + \sigma_\alpha^{II} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\alpha}{2} \times \left(K_I \cos^2 \frac{\alpha}{2} - \frac{3}{2} K_{II} \sin \alpha \right). \quad (11)$$

Угол α , задающий ориентацию первой главной площадки, которая проходит через вершину трещины, находится из условий максимума функции (11):

$$\frac{d\sigma_\alpha}{d\alpha} = 0, \quad (12)$$

$$\frac{d^2\sigma_\alpha}{d\alpha^2} < 0. \quad (13)$$

После ее дифференцирования и тригонометрических преобразований получим

$$\frac{d\sigma_\alpha}{d\alpha} = -\frac{3}{4\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\alpha}{2} [K_I \sin \alpha + K_{II} (3 \cos \alpha - 1)]. \quad (14)$$

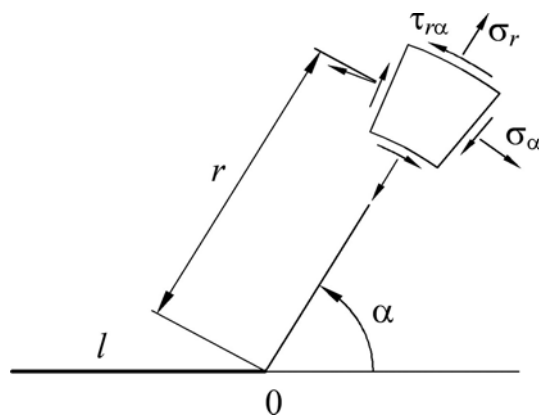


Рис. 15. Локальная полярная система координат в вершине трещины и компоненты напряжений

Условие (12) выполняется, если

$$\cos \frac{\alpha}{2} = 0, \quad (15)$$

$$K_I \sin \alpha + K_{II} (3 \cos \alpha - 1) = 0. \quad (16)$$

Корни уравнения (15) $\alpha = \pm\pi$ соответствуют берегам трещины и не имеют физического смысла. Уравнение (16) после подстановки $\sin \alpha = \sqrt{1 - \cos^2 \alpha}$ приводится к квадратному относительно $\cos \alpha$:

$$(K_I^2 + 9K_{II}^2) \cos^2 \alpha - 6K_{II}^2 \cos \alpha - K_I^2 + K_{II}^2 = 0.$$

Решением этого уравнения являются значения угла

$$\alpha = \pm \arccos \left(\frac{3K_{II}^2 \pm K_I \sqrt{K_I^2 + 8K_{II}^2}}{K_I^2 + 9K_{II}^2} \right). \quad (17)$$

При выборе значений угла α , имеющих физический смысл и удовлетворяющих условию (13), рассмотрим два предельных случая — нормальный отрыв ($K_{II} = 0$) и поперечный сдвиг ($K_I = 0$). Условие (13) после дифференцирования функции (14) и тригонометрических преобразований принимает следующий вид (при $K_{II} = 0$ и $K_I = 0$ соответственно):

$$\frac{3K_I}{8\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\alpha}{2} (1 - 3 \cos \alpha) < 0, \quad (18)$$

$$\frac{3K_{II}}{8\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\alpha}{2} (5 + 9 \cos \alpha) < 0. \quad (19)$$

Значения угла α (17) при $K_{II} = 0$: $\alpha = \pm \arccos(\pm 1)$, откуда $\alpha_1 = 0$, $\alpha_{2,3} = \pm\pi$; при $K_I = 0$: $\alpha_{4,5} = \pm \arccos(1/3) = \pm 70,5^\circ$. Только $\alpha_1 = 0$ и $\alpha_5 = -70,5^\circ$ имеют физический смысл и удовлетворяют условиям (18) и (19) соответственно. Первое из этих значений отвечает знаку

«+» в числителе аргумента функции «arccos» в соотношении (17), второе — знаку «-» перед этой функцией. Тогда окончательно получим

$$\alpha = -\arccos\left(\frac{3K_{II}^2 + K_I\sqrt{K_I^2 + 8K_{II}^2}}{K_I^2 + 9K_{II}^2}\right). \quad (20)$$

Угол α (20) вычисляется в каждой рассматриваемой i -й точке фронта трещины. С учетом кинетического уравнения (6) локальное приращение Δl_i трещины в этой точке за N циклов, в течение которых можно пренебречь изменением величины ΔK^2 , определяется как

$$\Delta l_i \approx NB[\Delta K_i/E]^2, \quad (21)$$

где ΔK_i — размах КИН в i -й точке фронта. Поскольку $\Delta K = K_{\max}(1 - R)$, где $R = K_{\min}/K_{\max}$ — коэффициент асимметрии, примерно одинаковый для всех удаленных от поверхности точек фронта ($K_{\max}$ и $K_{\min}$ — максимальное и минимальное значения КИН в цикле нагружения), из (21) следует, что

$$\Delta l_i \approx \Delta l_j \left(\frac{K_{i\max}}{K_{j\max}} \right)^2. \quad (22)$$

Задаваясь небольшим приращением Δl_j длины трещины в j -й точке фронта, принятой за исходную, и вычислив в этой точке в исходном положении фронта значение $K_{j\max}$, можно по формуле (22) определить приращение Δl_i длины трещины в любой i -й точке фронта, вычисляя в ней значение $K_{i\max}$ (тоже в исходном положении фронта). Исходную точку следует располагать в области середины фронта, где погрешность вычисления КИН минимальна.

Значения α_i (20) и Δl_i (22) определяют направление и модуль вектора, начало которого располагается в i -й точке фронта. Фронт трещины описывается непрерывной функцией, соединяющей концы таких векторов. Значения α_i и Δl_i вычисляются для каждого фронта при их пошаговом моделировании.

Период и границы устойчивого роста усталостной трещины

При простых циклах нагружения (ПЦН), характерных, например, для МЦУ дисков АГТД гражданской авиации, шаг усталостных бороздок S определяет скорость устойчивого роста трещины — увеличение ее длины l (в направлении измерения шага S) за цикл, т.е. $S = dl/dn_{\text{ПЦН}}$, где $n_{\text{ПЦН}}$ — число ПЦН, рассматриваемое как непрерывная переменная. Тогда с учетом кинетическо-

го уравнения (6) период устойчивого роста трещины

$$N_{\text{ПЦН}} = \frac{E^2}{B} \int_{l_{1-2}}^{l_{2-3}} \frac{dl}{[\Delta K(l)]^2}, \quad (23)$$

где l_{1-2} и l_{2-3} — длина трещины на нижней и верхней границах устойчивого роста соответственно; $\Delta K(l)$ — зависимость размаха КИН от длины трещины. Значения l_{1-2} и l_{2-3} определяются из уравнений

$$\Delta K(l) = \Delta K_{1-2}, \quad \Delta K(l) = \Delta K_{2-3} \quad (24)$$

при размахах КИН ΔK_{1-2} и ΔK_{2-3} на нижней и верхней границах устойчивого роста, вычисленных с использованием формулы (6):

$$\Delta K_{1-2} = E\sqrt{S_{1-2}/B}, \quad \Delta K_{2-3} = E\sqrt{S_{2-3}/B}. \quad (25)$$

Здесь $S_{1-2} = 0,1$ мкм и $S_{2-3} = 2$ мкм — средние значения шага бороздок на указанных границах, определенные в процессе фрактографических исследований кинетики усталостных трещин в натурных деталях.

В условиях сложных циклов нагружения (СЦН) шаг блока бороздок $S_6 = dl/dn_{\text{СЦН}}$, где $n_{\text{СЦН}}$ — число СЦН, также рассматриваемое как непрерывная переменная. С учетом соотношений (9) и (10) период устойчивого роста при постоянных параметрах СЦН (например, при расчете развития трещины МЦУ в диске АГТД по типовому полетному циклу) вычисляется по формуле

$$N_{\text{СЦН}} = \frac{E^2}{B} \int_{l_{1-2}}^{l_{2-3}} \frac{dl}{A_L(l)[\Delta K_1(l)]^2}. \quad (26)$$

Границы устойчивого роста l_{1-2} и l_{2-3} при СЦН определяются из уравнений (24) при $\Delta K = \Delta K_1$. Параметр B в соотношениях (23), (25) и (26) вычисляется по формуле (7). Если прогнозируется развитие трещины от дефекта, размер которого $l_d > l_{1-2}$, то в качестве нижнего предела интегрирования в формулах (23) и (26) принимается величина l_d .

Расчетные соотношения получены в результате моделирования локализованного у фронта усталостной трещины микромеханизма устойчивого роста, при этом использованы осредненные механические свойства металлических поликристаллических материалов. Такой подход правомерен, поскольку трещина, распространяясь по указанному механизму через множество зерен поликристалла, «усредняет» локальные изменения скорости и направления роста, связанные с неоднородностью материала (различной ориен-

тировкой зерен, наличием неметаллических включений и т.д.).

Период устойчивого роста усталостной трещины в критической зоне детали является показателем ее живучести (долговечности при наличии трещины), причем показателем консервативным, так как не учитывается период неустойчивого роста после достижения трещиной длины l_{2-3} . Как свидетельствуют результаты микрофрактографической реконструкции кинетики трещин МЦУ в дисках АГТД в условиях эквивалентно-циклических испытаний и эксплуатации при простых и сложных циклах нагружения, период устойчивого роста трещины может составлять около 60 – 70 % общей циклической долговечности диска и 75 % периода роста трещины [4, 56].

Таким образом, на основе разработанной модели микромеханизма устойчивого роста усталостных трещин в металлических материалах установлена количественная связь между процессами, происходящими на разных масштабных уровнях — от микрорасслаивания перед фронтом трещины до ее развития за весь период устойчивого роста. В результате получена система соотношений, позволяющих прогнозировать кинетику усталостных трещин в натурных деталях на стадии устойчивого роста при простых и сложных циклах нагружения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Расчеты и испытания на прочность. Метод оценки сопротивления металлических материалов усталостному разрушению по шагу усталостных бороздок. МР 189–86. — М.: ВНИИН-МАШ, 1986. — 36 с.
2. Ромвари П., Тот Л., Надь Д. Анализ закономерностей распространения усталостных трещин в металлах / Проблемы прочности. 1980. № 12. С. 18 – 28.
3. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws / Journal of Basic Engineering (Trans. ASME). 1963. N 12. P. 528 – 534.
4. Ножницкий Ю. А., Туманов Н. В., Черкасова С. А., Лаврентьева М. А. Фрактографические методы определения остаточного ресурса дисков авиационных газотурбинных двигателей / Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2011. Т. 16. № 4(44). С. 39 – 45.
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. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 224 с.
7. Рыбин В. В. Структурно-кинетические аспекты физики развитой пластической деформации / Известия вузов. Физика. 1991. № 3. С. 7 – 22.
8. Laird C., Smith G. C. Crack propagation in high stress fatigue / Philosophical Magazine. 1962. Vol. 7. N 77. P. 847 – 857.
9. Pelloux R. M. N. Mechanisms of formation of ductile fatigue striations / Trans. ASM. 1969. Vol. 62. N 1. P. 281 – 285.
10. Bowles C. Q., Broek D. On the formation of fatigue striations / Int. Journal of Fracture Mechanics. 1972. Vol. 8. N 1. P. 75 – 85.
11. Neumann P. New experiments concerning the slip process at propagating fatigue cracks / Acta Metallurgica. 1974. Vol. 22. P. 1155 – 1165.
12. Екобори Т. Научные основы прочности и разрушения. — Киев: Наукова думка, 1978. — 352 с.
13. Красовский А. Я. Механизмы распространения трещин усталости в металлах / Проблемы прочности. 1980. № 10. С. 65 – 72.
14. Schijve J. Fatigue of structures and materials. — Springer, 2009. — 621 p.
15. Pokluda J., Šandera P. Micromechanisms of fracture and fatigue. — Springer, 2010. — 293 p.
16. Шанявский А. А. Масштабные уровни процессов усталости металлов / Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 6. С. 87 – 98.
17. Штремель М. А. Разрушение. В 2-х кн. Кн. 2. Разрушение структур. — М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. — 976 с.
18. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. В 2-х частях. Часть I. Деформация и разрушение. — М.: Машиностроение, 1974. — 472 с.
19. Гордеева Т. А., Жегина М. П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. — М.: Машиностроение, 1978. — 200 с.
20. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. Справочник. — М.: Металлургия, 1986. — 232 с.
21. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов. — М.: Металлургия, 1990. — 623 с.
22. Энциклопедический словарь по металлургии. В 2-х томах / Под ред. Н. П. Лякишева. Т. 1. — М.: Интермет Инжиниринг, 2000. — 412 с.
23. Клевцов Г. В., Ботвина Л. Р., Клевцова Н. А., Лимарь Л. В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. — М.: МИСиС, 2007. — 264 с.
24. Николис Г., Пригожин И. Самоорганизация в неравновесных системах. — М.: Мир, 1979. — 512 с.
25. Гапонов-Грегов А. В., Рабинович М. И. Автоструктуры. Хаотическая динамика ансамблей / Нелинейные волны. Структуры и бифуркации. — М.: Наука, 1987. С. 7 – 44.
26. Золотаревский Н. Ю., Рыбин В. В. Материаловедение. Фрагментация и текстуробразование при деформации металлических материалов. — М.: Издательство Юрайт, 2018. — 207 с.
27. Инденбом В. Л., Орлов А. Н. Физика прочности сегодня / Физика металлов и материаловедение. 1992. № 4. С. 4 – 7.
28. Grosskreutz J. C. The mechanisms of metal fatigue (II) / Physica Status Solidi (b). 1971. Vol. 47. N 2. P. 359 – 396.
29. Grosskreutz J. C., Shaw G. G. Fine subgrain structure adjacent to fatigue cracks / Acta Metallurgica. 1972. Vol. 20. N 4. P. 523 – 528.
30. Klesnil M., Lukas P. Fatigue of metallic materials. — Elsevier, 1992. — 270 p.
31. Яковлева Т. Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. — Киев: Наукова думка, 2003. — 236 с.
32. Князева Е. Н., Курдюмов С. П. Основания синергетики. — СПб.: Алетея, 2002. — 414 с.
33. Langford G., Cohen M. Strain hardening of iron by severe plastic deformation / Trans. ASM. 1969. Vol. 62. N 3. P. 623 – 638.
34. Лихачев В. А., Никонов Ю. А., Петрова Т. Г., Пономарев А. П. Прочность холоднодеформированного сплава Mo – Re / Проблемы прочности. 1977. № 3. С. 99 – 101.
35. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. — Киев: Наукова думка, 1975. — 315 с.
36. 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.
37. Туманов Н. В. Стадийность кинетики усталостных трещин и механизм периодического расслаивания-разрыва / Труды Первой международной конференции «Деформация и разру-

- шение материалов». В 2-х томах. Т. 1. — М.: ИМЕТ РАН, 2006. С. 85 – 87.
38. **Murakami Y., Shiraishi N., Furukawa K.** Estimation of service loading from the width and height of fatigue striations of 2017-T4 Al alloy / *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 1991. Vol. 14. N 11. P. 897 – 906.
 39. **Bowles C. Q., Schijve J.** Crack tip geometry for fatigue cracks grown in air and vacuum / *Fatigue Mechanisms. Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage*. — ASTM STP 811, 1983. P. 400 – 426.
 40. **Ботвина Л. Р.** Основные понятия и определения. Макро- и микростроение изломов / *Машиностроение: Энциклопедия в 40 томах. Т. II-1. Физико-механические свойства. Испытания механических материалов*. — М.: Машиностроение, 2010. С. 746 – 758.
 41. **Лимарь Л. В.** Фрактодиагностика авиационных деталей из титановых сплавов. — Верхняя Салда: ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», 2011. — 157 с.
 42. Толковый словарь русского языка. В 4-х томах / Под ред. Д. Н. Ушакова. Т. 1. — М.: Терра, 1996. — 824 с.
 43. **Туманов Н. В., Лаврентьева М. А.** Фундаментальные и прикладные аспекты кинетики усталостных трещин / *Труды Второй международной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении»*. — М.: ИМАШ РАН, 2012. С. 442 – 448.
 44. **Штремель М. А.** Разрушение. В 2-х кн. Кн. 1. Разрушение материала. — М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. — 670 с.
 45. **Сиратори М., Миёси Т., Мацусита Х.** Вычислительная механика разрушения. — М.: Мир, 1986. — 334 с.
 46. **He M. Y., Heredia F. E., Wissuchek D. J., Shaw M. C., Evans A. G.** The mechanism of crack growth in layered materials / *Acta Metall. Mater*. 1993. Vol. 41. N 4. P. 1223 – 1228.
 47. **Туманов Н. В., Лаврентьева М. А., Черкасова С. А.** Реконструкция и прогнозирование развития усталостных трещин в дисках авиационных газотурбинных двигателей / *Конверсия в машиностроении*. 2005. № 4 – 5. С. 98 – 106.
 48. **Кан Р. У.** Становление материаловедения. — Нижний Новгород: Изд-во ННГУ им. Н. И. Лобачевского, 2011. — 619 с.
 49. **Туманов Н. В.** Механизмы разрушения при однократном и циклическом нагружении / *Тяжелое машиностроение*. 2010. № 4. С. 21 – 25.
 50. **Матохнюк Л. Е., Яковлева Т. Ю.** Влияние частоты нагружения на закономерности и микромеханизмы роста усталостных трещин в титановых сплавах / *Проблемы прочности*. 1988. № 1. С. 21 – 31.
 51. **Bates R. C., Clark W. G.** Fractography and fracture mechanics / *Trans. ASM*. 1969. Vol. 62. N 2. P. 380 – 389.
 52. **Erdogan F., Sih G. C.** On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear / *Journal of Basic Engineering*. 1963. N 12. P. 519 – 525.
 53. **Черепанов Г. П.** Механика разрушения. — М. – Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2012. — 872 с.
 54. **Faidiga G., Zalosnik B.** Determining a kink angle of a crack in mixed mode fracture using maximum energy release rate, SED and MTS criteria / *Journal of Multidisciplinary Engineering and Technology*. 2015. Vol. 2. Issue 1. P. 356 – 362.
 55. **Морозов Е. М.** Механика разрушения тел с трещинами / *Машиностроение: Энциклопедия в 40 томах. Т. I-3. В 2-х кн. Кн. 1. Динамика и прочность машин. Теория механизмов и машин*. — М.: Машиностроение, 1994. С. 142 – 164.
 56. **Туманов Н. В., Черкасова С. А., Лаврентьева М. А., Воробьева Н. А.** Исследование механизмов развития трещин малоциклового усталости в дисках авиадвигателей в условиях эксплуатации и оценка остаточной долговечности дисков / *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета*. 2011. № 3(27). Ч. 2. С. 175 – 184.
 2. **Romvari P., Tot L., Nad' D.** Analysis of fatigue crack growth regularities in metals / *Probl. Prochn.* 1980. N 12. P. 18 – 28 [in Russian].
 3. **Paris P., Erdogan F.** A critical analysis of crack propagation laws / *Journal of Basic Engineering (Trans. ASME)*. 1963. N 12. P. 528 – 534.
 4. **Nozhnitskii Yu. A., Tumanov N. V., Cherkasova S. A., Lavrent'eva M. A.** Fractographic methods of residual life estimation for aero engine discs / *Vestn. Ufim. Gos. Aviats. Tekhn. Univ.* 2011. Vol. 16. N 4(44). P. 39 – 45 [in Russian].
 5. **Romaniv O. N., Yarema S. Ya., Nikiforchin 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. **Rybin V. V.** Large plastic deformation and fracture of metals. — Moscow: Metallurgiya, 1986. — 224 p. [in Russian].
 7. **Rybin V. V.** Structurally-kinetic aspects of physics of intense plastic deformation / *Izv. Vuzov. Fizika*. 1991. N 3. P. 7 – 22 [in Russian].
 8. **Laird C., Smith G. C.** Crack propagation in high stress fatigue / *Philosophical Magazine*. 1962. Vol. 7. N 77. P. 847 – 857.
 9. **Pelloux R. M. N.** Mechanisms of formation of ductile fatigue striations / *Trans. ASM*. 1969. Vol. 62. N 1. P. 281 – 285.
 10. **Bowles C. Q., Broek D.** On the formation of fatigue striations / *Int. Journal of Fracture Mechanics*. 1972. Vol. 8. N 1. P. 75 – 85.
 11. **Neumann P.** New experiments concerning the slip process at propagating fatigue cracks / *Acta Metallurgica*. 1974. Vol. 22. P. 1155 – 1165.
 12. **Ekobori T.** Scientific bases of strength and fracture. — Kiev: Naukova dumka, 1978. — 352 p. [in Russian].
 13. **Krasovskii A. Ya.** Mechanisms of fatigue crack growth in metals / *Probl. Prochn.* 1980. N 10. P. 65 – 72 [in Russian].
 14. **Schijve J.** Fatigue of structures and materials. — Springer, 2009. — 621 p.
 15. **Pokluda J., Šandera P.** Micromechanisms of fracture and fatigue. — Springer, 2010. — 293 p.
 16. **Shanyavskii A. A.** Scale levels of fatigue processes in metals / *Fiz. Mezomekh.* 2014. Vol. 17. N 6. P. 87 – 98 [in Russian].
 17. **Shtremel' M. A.** Fracture. In 2 volumes. Vol. 2. Fracture of structures. — Moscow: Izd. Dom MISiS, 2015. — 976 p. [in Russian].
 18. **Fridman Ya. B.** Mechanical properties of metals. In 2 volumes. Vol. 1. Deformation and fracture. — Moscow: Mashinostroenie, 1974. — 472 p. [in Russian].
 19. **Gordeeva T. A., Zhegina M. P.** Failure analysis at estimation of materials reliability. — Moscow: Mashinostroenie, 1978. — 200 p. [in Russian].
 20. **Engel' L., Klingele G.** Scanning electron microscopy. Fracture. Handbook. — Moscow: Metallurgiya, 1986. — 232 p. [in Russian].
 21. **Kotsan'da S.** Fatigue cracking of metals. — Moscow: Metallurgiya, 1990. — 623 p. [in Russian].
 22. *Encyclopedic dictionary on metallurgy*. In 2 volumes / Ed. N. P. Lyakishev. Vol. 1. — M: Intermet Inzhiniring, 2000. — 412 p. [in Russian].
 23. **Klevtsov G. V., Botvina L. R., Klevtsova N. A., Limar' L. V.** Failure analysis of metallic materials and structures. — Moscow: MISiS, 2007. — 264 p. [in Russian].
 24. **Nicolis G., Prigozhin I.** Self-organization in nonequilibrium systems. — New York: John Wiley & Sons, 1977.
 25. **Gaponov-Grekhov A. V., Rabinovich M. I.** Self-structures. Chaotic dynamics of ensembles / *Nonlinear waves. Structures and bifurcations*. — Moscow: Nauka, 1987. P. 7 – 44 [in Russian].
 26. **Zolotarevskii N. Yu., Rybin V. V.** Materials science and texture formation at deformation of metallic materials. — Moscow: Yurait, 2018. — 207 p. [in Russian].
 27. **Indenbom V. L., Orlov A. N.** Physics of strength today / *Fiz. Met. Metalloved.* 1992. N 4. P. 4 – 7 [in Russian].
 28. **Grosskreutz J. C.** The mechanisms of metal fatigue (II) / *Physica Status Solidi (b)*. 1971. Vol. 47. N 2. P. 359 – 396.
 29. **Grosskreutz J. C., Shaw G. G.** Fine subgrain structure adjacent to fatigue cracks / *Acta Metallurgica*. 1972. Vol. 20. N 4. P. 523 – 528.

REFERENCES

1. Strength analysis and tests. Method of metal fatigue estimation based on fatigue striations spacing measurement. Methodical recommendations. MR 189–86. — Moscow: VNIINMASH, 1986. — 36 p. [in Russian].

30. **Klesnil M., Lukas P.** Fatigue of metallic materials. — Elsevier, 1992. — 270 p.
31. **Yakovleva T. Yu.** Local plastic deformation and fatigue of metals. — Kiev: Naukova dumka, 2003. — 236 p. [in Russian].
32. **Knyazeva E. N., Kurdyumov S. P.** Bases of synergetics. — St. Petersburg: Aleteia, 2002. — 414 p. [in Russian].
33. **Langford G., Cohen M.** Strain hardening of iron by severe plastic deformation / Trans. ASM. 1969. Vol. 62. N 3. P 623 – 638.
34. **Likhachev V. A., Nikonov Yu. A., Petrova T. G., Ponomarev A. P.** Strength of deformed alloy Mo-Re / Probl. Prochn. 1977. N 3. P 99 – 101 [in Russian].
35. **Trefilov V. I., Mil'man Yu. V., Firstov S. A.** Physical bases of strength of refractory metals. — Kiev: Naukova dumka, 1975. — 315 p. [in Russian].
36. **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.
37. **Tumanov N. V.** Stages of fatigue crack kinetics and mechanism of periodic splitting-rupture / Proc. 1st International conference “Deformation and fracture of materials”. Vol. 1. — Moscow: IMET RAN, 2006. P 85 – 87 [in Russian].
38. **Murakami Y., Shiraishi N., Furukawa K.** Estimation of service loading from the width and height of fatigue striations of 2017-T4 Al alloy / Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 1991. Vol. 14. N 11. P 897 – 906.
39. **Bowles C. Q., Schijve J.** Crack tip geometry for fatigue cracks grown in air and vacuum / Fatigue Mechanisms. Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage. — ASTM STP 811, 1983. P 400 – 426.
40. **Botvina L. R.** The basic concepts and definitions. Macro- and microstructure of fracture surfaces / Machine construction. Encyclopedia in 40 volumes. Vol. II-1. Physical and mechanical properties. Tests of mechanical materials. — Moscow: Mashinostroenie, 2010. P 746 – 758 [in Russian].
41. **Limar' L. V.** Failure analysis of aviation parts of titanic alloys. — Verkhnyaya Saida: OAO «Korporatsiya «VSMPO-AVISMA», 2011. — 157 p. [in Russian].
42. Russian explanatory dictionary. In 4 volumes / Ed. D. N. Ushakov. Vol. 1. — Moscow: Terra, 1996. — 824 p. [in Russian].
43. **Tumanov N. V., Lavrent'eva M. A.** Fundamental and applied aspects of fatigue crack kinetics / Proc. 2nd International conference “Basic researches and innovative technology in machine construction”. — Moscow: IMASH RAN, 2012. P 442 – 448 [in Russian].
44. **Shtremel' M. A.** Fracture. In 2 volumes. Vol. 1. Fracture of a material. — Moscow: Izd. Dom MIsiS, 2014. — 670 p. [in Russian].
45. **Siratori M., Mi_si T., Matsusita Kh.** Computing fracture mechanics. — Moscow: Mir, 1986. — 334 p. [Russian translation].
46. **He M. Y., Heredia F. E., Wissuchek D. J., Shaw M. C., Evans A. G.** The mechanism of crack growth in layered materials / Acta Metall. Mater. 1993. Vol. 41. N 4. P 1223 – 1228.
47. **Tumanov N. V., Lavrent'eva M. A., Cherkasova S. A.** Reconstitution and prediction of fatigue crack growth in aero engine discs / Konvers. Mashinostr. 2005. N 4 – 5. P 98 – 106 [in Russian].
48. **Kan R. U.** The coming of materials science. — Nizhnii Novgorod: Izd. NNGU im. N. I. Lobachevskogo, 2011. — 619 p. [in Russian].
49. **Tumanov N. V.** Failure mechanisms under static and cyclic loading / Tyazh. Mashinostr. 2010. N 4. P 21 – 25 [in Russian].
50. **Matokhnyuk L. E., Yakovleva T. Yu.** Influence of loading frequency on regularities and micromechanisms of fatigue crack growth in titanic alloys / Probl. Prochn. 1988. N 1. P 21 – 31 [in Russian].
51. **Bates R. C., Clark W. G.** Fractography and fracture mechanics / Trans. ASM. 1969. Vol. 62. N 2. P 380 – 389.
52. **Erdogan F., Sih G. C.** On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear / Journal of Basic Engineering. 1963. N 12. P 519 – 525.
53. **Cherepanov G. P.** Fracture mechanics. — Moscow – Izhevsk: Institut komp'yuternykh issledovaniy, 2012. — 872 p. [in Russian].
54. **Faidiga G., Zalosnik B.** Determining a kink angle of a crack in mixed mode fracture using maximum energy release rate, SED and MTS criteria / Journal of Multidisciplinary Engineering and Technology. 2015. Vol. 2. Issue 1. P 356 – 362.
55. **Morozov E. M.** Fracture mechanics of bodies with cracks / Machine construction: Encyclopedia in 40 volumes. Vol. I-3. In 2 parts. Part 1. Dynamics and strength of machines. Theory of mechanisms and machines. — Moscow: Mashinostroenie, 1994. P 142 – 164.
56. **Tumanov N. V., Cherkasova S. A., Lavrent'eva M. A., Vorob'eva N. A.** Study of low cycle fatigue crack growth mechanisms in aero engine discs and estimation of disks residual life / Vestn. Samar. Gos. Aërokosm. Univ. 2011. N 3(27). Part 2. P 175 – 184.

* * *