



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 1, 2019

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI: 10.15593/perm.mech/2019.1.17

УДК 629.7.03

НОВЫЕ ПАРАДИГМЫ В ОПИСАНИИ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛОВ

А.А. Шанявский, А.П. Солдатенков

Авиационный регистр Российской Федерации, Московская область, Химкинский район, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 27 ноября 2018 г.
Принята: 20 марта 2019 г.
Опубликована: 30 марта 2019 г.

Ключевые слова:

металлы, усталость, масштабные уровни, бимодальное распределение, бифуркация, зарождение трещин, подповерхность, механизмы.

АННОТАЦИЯ

Проведен анализ современных представлений о процессах накопления повреждений в металлах в условиях циклического нагружения. С позиций физической мезомеханики рассмотрена последовательность механизмов накопления повреждений в направлении возрастания уровня напряжения. Показано, что эволюция в поведении металлов реализуется в направлении возрастания масштабных уровней от микро- к мезо- и макроуровню в соответствии с бифуркационной диаграммой. Объяснена причина, по которой «предел усталости» не является более характеристикой материала, ранее использовавшейся механиками для моделирования долговечности и ресурса конструкций. Обсуждена проблема бимодального распределения усталостной долговечности, связанная с бифуркационными переходами от одного масштабного уровня разрушения к другому. Показано, что между масштабными уровнями металл может существовать, одновременно реализуя тот или иной способ поглощения энергии при фиксированном уровне напряжения с разной степенью вероятности. Представлен обзор механизмов зарождения трещин под поверхностью в области сверхмногоциклового усталости. Продемонстрировано, что ведущая роль в накоплении повреждений под поверхностью металла и формирование под поверхностью очага разрушения связаны со сдвиговой компонентой деформации и скручиванием материала на нисходящей ветви нагрузки. Обобщены данные об усталостных испытаниях авиационных материалов, которые направлены преимущественно на определение «предела усталости» в соответствии с существующим стандартом. Проанализирована закономерность влияния механических характеристик материала на определяемую величину «предела усталости». Выявлено, что большая часть из них осуществляет накопление повреждений во всем диапазоне напряжений, реализуя все три масштабных уровня эволюции. Реализация малоциклового усталости не является расчетным случаем работы многосвязанной конструкции, когда мезомасштабный уровень отсутствует.

© ПНИПУ

© Шанявский Андрей Андреевич – д.т.н., проф., заслуженный деятель науки России, e-mail: 106otdel@mail.ru, iD: [0000-0001-7634-7850](https://orcid.org/0000-0001-7634-7850).

Солдатенков Алексей Павлович – начальник сектора, e-mail: 106otdel@mail.ru, iD: [0000-0001-9171-046X](https://orcid.org/0000-0001-9171-046X).

Andrey A. Shanyavskiy – Doctor of Technical Sciences, Professor, Honorary Technical Scientist in Russian Federation, e-mail: 106otdel@mail.ru, iD: [0000-0001-7634-7850](https://orcid.org/0000-0001-7634-7850).

Aleksey P. Soldatenkov – Chief of Sector, e-mail: 106otdel@mail.ru, iD: [0000-0001-9171-046X](https://orcid.org/0000-0001-9171-046X).



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

NEW PARADIGMS IN METALS FATIGUE DESCRIPTION

A.A. Shanyavskiy, A.P. Soldatenkov

Aviation Register of the Russian Federation, Himkinsky District, Moscow Region, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 27 November 2018

Accepted: 20 March 2019

Published: 30 March 2019

Keywords:

metals, fatigue, scale levels, bimodal distribution, bifurcation, crack origination, subsurface, mechanisms.

ABSTRACT

Present processes of damages accumulation in metals under regular cyclic loads were analyzed. Based on the concept of physical mechanics, a sequence of damage accumulation mechanisms was considered in accordance with the stress level increasing. It was shown that the evolution of metals behavior takes place in the direction from micro-, to meso-, and then macroscale levels in accordance with the bifurcation diagram under consideration. It was explained why metals mechanical characteristic called *fatigue limit* cannot be used for simulation of structures durability and in-service life-time. The problem of the bimodal durability distribution for different kinds of metals was discussed when the bifurcation transition takes place from one scale level to another one. It was shown that in the bifurcation region metals can experience a constant stress level but its reaction appeared in two ways with a different probability because the difference in damage accumulation belonged to the scale above and below the bifurcation region. Mechanisms of the subsurface fatigue cracking in a very-high-cycle-fatigue regime were reviewed. It was demonstrated that the dominant process in damages accumulation under the metal surface and appearance of the subsurface cracking origin is related to sliding deformation and material torsion during material uploading. Test data for *fatigue limit* determination of aviation structural materials in accordance with the standard were reviewed. The influence of mechanical characteristics of the *fatigue limit* value was analyzed. It was demonstrated that the major part of the material realized all three scale levels during the stress level increasing from one unit to another. The realization of the low-cycle-fatigue is not the computationally recommended case for the operated complex structures when the mesoscale of metal fatigue does not exist.

© PNRPU

Введение

В середине XIX в. Веллер ввел новое представление о поведении металлов в условиях их циклического нагружения [1]. Им исследована область напряжений высокого уровня применительно к проблеме оценки долговечности (ресурса) валов колесных пар железнодорожных вагонов. Поэтому предложенный вид испытаний соответствовал изгибу при вращении образца круглого сечения, что определяет асимметрию цикла $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = -1$. Была продемонстрирована возможность быстро получать при низкой частоте испытаний достаточное количество разрушенных образцов и на их основе характеризовать поведение металла в области напряжений низкого уровня. В силу нелинейности установленной Веллером зависимости между амплитудой напряжения σ_a и количеством циклов нагружения до разрушения образца N_f выявлено насыщение усталостной кривой, что было принято считать «пределом усталости (выносливости)» материала (рис. 1).

Предложенная методология была воспринята не только как метод построения усталостных кривых, но и как методология или парадигма описания и исследования поведения металлов при циклическом нагружении. Поэтому наиболее интенсивно стала исследоваться область малых долговечностей и высоких уровней напряжения, что позволило прийти к заключению, что одной усталостной кривой не может быть описан весь диапазон напряжений. Была выделена область малоциклового усталости (МЦУ), когда между напряжением и дефор-

мацией реализуется нелинейная связь, отвечающая возникновению в гладком образце остаточных деформации [2]. Область макроскопически упругого поведения металла отнесена к области многоциклового усталости (МНЦУ).

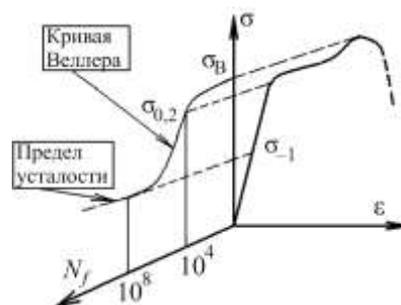


Рис. 1. Кривая Веллера для усталости металлов, построенная в соответствии с диаграммой растяжения

Fig. 1. Fatigue curve for metals fatigue constructed in accordance with the tensile diagram

Созданные в разных странах мира стандарты подразумевают определение «предела усталости» при достижении образцом долговечности 10^7 циклов без разрушения независимо от соотношения между пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и определяемым уровнем напряжения σ_{-1} , являющимся характеристикой материала в виде «предела усталости» [3].

Таким образом, даже в самом упрощенном виде рассматриваемая проблема усталости металлов харак-

теризуется двумя масштабными уровнями, каждый из которых отвечает одной из областей МЦУ или МНЦУ.

Развитие нового научного направления «Физическая мезомеханика» позволило доказать, что область МНЦУ соответствует мезоскопическому масштабному уровню нагружения металла [4, 5]. Поэтому в соответствии с иерархией масштабных уровней область МЦУ отвечает макроскопическому масштабу.

Следовательно, в отличие от одномасштабного подхода к рассмотрению процессов эволюции металла в условиях циклического нагружения потребовалось введение нескольких масштабных уровней. Причем вопрос о существовании самого низкого, микроскопического масштабного уровня оставался открытым, так как, согласно парадигме Веллера, область МНЦУ ограничена снизу уровнем напряжения, определявшимся как «предел усталости».

В 1998 г. в Париже Клод Батиас собрал семинар по проблемам разрушения металлов в области долговечностей более 10^8 циклов нагружения, которая была им названа областью гигацикловой усталости [6]. Этот семинар дал старт новому научному направлению, в рамках которого стали регулярно проводиться международные конференции, а сама область нового представления об усталости металлов названа сверхмногоциклового усталостью (СВМУ) [7]. Фактически был выявлен микроскопический и наноразмерный уровень в поведении металла, для которого характерно возникновение усталостных трещин под поверхностью образца.

Возможность проведения систематических исследований поведения металлов в указанной области больших долговечностей обусловлена созданием принципиально нового испытательного оборудования, которое позволяет проводить нагружение образцов с частотой 20 и 30 кГц [5]. При таких частотах испытания статистика разрушенных образцов может быть получена за небольшой промежуток времени (около 14 ч) даже при долговечности 10^9 циклов.

Итак, *первое*, что следовало из проявления области СВМУ, относится к установлению того факта, что «предел усталости» металлов в соответствии с парадигмой Веллера не существует [6, 7].

Второе. Иерархия масштабов подразумевает введение границ масштабных уровней при построении моделей прогноза усталостной долговечности.

Третье. Линейный закон суммирования повреждений [8], являющийся основным методом определения ресурса элементов конструкций, может быть справедлив только в пределах одного и того же масштабного уровня. Выход за пределы масштабов связан с изменением параметров кривой усталости, поэтому они должны быть разными при суммировании повреждений на разных масштабных уровнях.

Наконец, сама иерархия масштабов, согласно синергетике и физической мезомеханике, характеризует эволюцию в поведении металла в направлении возрастания, а не убывания масштабных уровней, как предло-

жено Веллером. Достижение макроскопического масштаба означает переход к неустойчивому состоянию, которое заканчивается разрушением. Тем более что на макроуровне в металле возникают необратимые процессы деформирования, связанные с изменением его формы. Поэтому вернуться к первоначальному состоянию металла в условиях нестационарного нагружения после проявления остаточных деформаций невозможно. Для работающей конструкции проявление остаточных деформаций является браковочным признаком.

Важно также подчеркнуть, что смена масштабов эволюции не происходит только при одном уровне напряжения. Должен существовать некоторый интервал уровней напряжений, в пределах которых, согласно принципам синергетики, реализуется нарушение принципа однозначного соответствия, т.е. могут одновременно существовать тот и другой механизмы разрушения, которые реализуются с разной долей вероятности [9]. Им соответствует не одна, а две моды распределения усталостной долговечности.

Рассмотрим эту закономерность.

1. Бимодальное распределение усталостной долговечности

Впервые закономерность возникновения области перехода от одного вида разрушения металла к другому была изучена В.И. Шабалиным применительно к границе между МЦУ и МНЦУ [10]. Введено представление о разрыве кривых усталости, что не отражает физической сущности явления смены масштабов накопления повреждений в металле, так как в каждой из областей усталости на каждом масштабном уровне реализуется своя связь между эквивалентным уровнем переменного σ_e напряжения и долговечностью в виде

$$N_f \sigma_e^{m_i} = C_i. \quad (1)$$

В соотношении (1) порядок « i » соответствует масштабному уровню: 1 – микро (или наноразмерный) уровень, отвечающий СВМУ; 2 – мезомасштаб, отвечающий МНЦУ; 3 – макромасштабный уровень, отвечающий МЦУ.

Подробное исследование этого явления показало, что в зависимости от вида материала область перехода имеет определенную ширину Δq_{wi} , а взаимное расположение усталостных кривых определяется типом металла [11]:

- для циклически упрочняющихся металлов переход от области МНЦУ к области МЦУ (по иерархии возрастания масштабов) происходит с возрастанием долговечности;
- для циклически разупрочняющихся металлов происходит переход к меньшим долговечностям;
- для циклически стабильных металлов происходит изменение угла наклона усталостной кривой.

С точки зрения синергетики возникновение бимодального распределения усталостной долговечности

означает, что металл испытывает неустойчивость в своем поведении при переходе от одного ведущего механизма эволюции к другому [9, 12]. Возникновение указанного перехода обусловлено самоорганизацией в поведении металла и выбором им того пути эволюции, который позволяет сохранять устойчивость системы (металла) в условиях внешнего воздействия при наименьших затратах энергии.

Поскольку в рассматриваемых областях разрушения трещины в металле зарождаются с поверхности (в поверхностном слое), то состояние этого слоя оказывает решающее влияние на долговечность материала. Закономерность поведения поверхностного слоя систематически изучена в рамках физической мезомеханики, что позволило ввести представление о поверхностном слое как промежуточной среде, через которую металл осуществляет обмен энергией с окружающей средой [5]. С этой точки зрения металл представляет собой на мезоскопическом масштабном уровне и на макроуровне открытую систему, которая в процессе своей эволюции (при циклическом нагружении) непрерывно обменивается энергией с окружающей средой. Более того, в самом поверхностном слое металла существует неоднородность распределения остаточных напряжений, металл насыщен газами в результате механической обработки поверхности на воздухе. Поэтому активность поверхностного слоя в значительной мере определяет длительность периода зарождения усталостной трещины, что наиболее ярко выражено в условиях агрессивного (коррозионного) воздействия среды: долговечность снижается по мере возрастания водородного показателя среды.

Итак, существование области перехода от мезомасштабного уровня к макроскопическому масштабу известно, хорошо изучено, но не отнесено к естественному эволюционному процессу, который типичен для самоорганизованного поведения синергетической системы, претерпевающей каскад неустойчивых состояний. Они, эти переходы, отвечают области бифуркации. И поскольку этот факт выявлен, возникает естественная необходимость рассмотрения поведения металла в области границы перехода по иерархии масштабов от СВМУ к МНЦУ.

В начале второй половины XX в. было проведено множество экспериментов по испытанию большого количества образцов из одного и того же сплава для получения представления о статистической природе усталости металлов [13–19]. Первое, на что следует обратить внимание, так это на возрастание разброса более чем на два порядка в области напряжений около так называемого «предела усталости». Этот факт иллюстрируют, например, данные Стулена [13], взятые из статьи Бастенера [14] применительно к нержавеющей стали 4340. По мере снижения уровня напряжения наблюдается выраженный уменьшение числа образцов, которые разрушились, и нарастание числа образцов, которые не разрушились (рис. 2). Наблюдаемый результат экспери-

мента свидетельствует о смене механизма накопления повреждений в металле и сосуществовании одновременно двух разных способов накопления повреждений при одном (произвольном) уровне напряжения в пределах выделенного на графике интервала перехода Δq_{wi} . Аналогичный результат получен экспериментально, например, в работе [16] для алюминиевого сплава В93. У данного сплава нет выраженной горизонтальной площадки в области «предела усталости». Поэтому рассматриваемые экспериментальные данные представлены как естественное рассеивание результатов испытаний для исследованного сплава. На самом деле, как показали результаты выполненного анализа поверхности излома при бимодальном распределении усталостной долговечности в области МНЦУ [20], для напряжений около «предела усталости» реализуется область перехода, как и в случае перехода от МЦУ к МНЦУ. Однако механизм зарождения трещин с поверхности сохраняется.

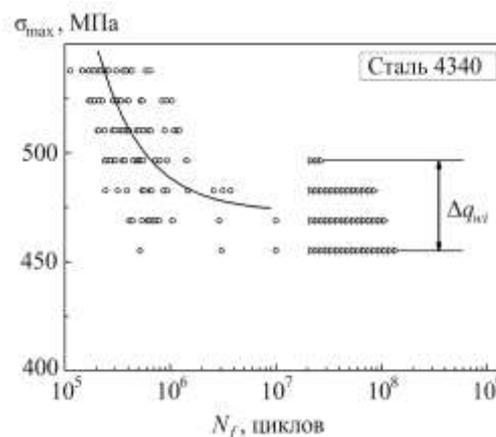


Рис. 2. Экспериментальные данные по усталостным испытаниям образцов из нержавеющей стали 4340 [13]. Область бимодального распределения долговечности обозначена Δq_{wi}

Fig. 2. Experimental data on fatigue testing of 4340 stainless steel specimens [13]. The area of the bimodal distribution is denoted as Δq_{wi}

Впервые подробный анализ рассматриваемого явления в виде бимодального распределения усталостной долговечности был проведен Т.П. Захаровой для диапазона долговечностей $10^7 - 5 \cdot 10^8$ циклов нагружения [17, 18]. Были выполнены массовые испытания сплавов ЭИ961, ЭИ437Б, БрОФ5-0,05, ВТ-9 путем изгиба с вращением образцов круглого сечения, гладких и с надрезом, а также проанализированы результаты испытаний на усталость образцов из стали 35CD4 [15] и алюминиевых сплавов В95 и АВТ [16], представленные в литературе. Диаметр рабочей части гладких образцов и с надрезом составил 8,0 и 9,5 мм соответственно. Испытания были проведены на изгиб с вращением образцов при скорости 12 000 об/мин (частота 200 Гц) на базе их нагружения до долговечности $5 \cdot 10^8$ циклов. Анализ результатов испытаний проводился из предположения, что разброс усталостной долговечности на фиксирован-

ном уровне напряжения определяется не только рассеиванием свойств материала, но и различием в природе их поведения, которое характеризуется двумя, а не одним законом распределения долговечности, каждый из которых описывается уравнением (1) с разными коэффициентами.

Функция распределения усталостной долговечности $F_{\Sigma}(LgN_f)$ для области $N_f < 10^8$ циклов была представлена через функции ее распределения по группам для левой $F_1(LgN_f)$ и правой $F_2(LgN_f)$ ветвей усталостной долговечности с разной долей вероятности P_i следующим образом [17]:

$$F_{\Sigma}(LgN_f) = P_1 F_1(LgN_f) + P_2 F_2(LgN_f). \quad (2)$$

В результате статистической обработки экспериментальных данных была доказана необходимость введения нового представления о бимодальном распределении усталостной долговечности образцов в случае их изгиба с вращением в пределах базы испытаний около $5 \cdot 10^8$ циклов. Бимодальное распределение плотности вероятности долговечности приводит к двум усталостным кривым с разными показателями степени m_f и константой C_f уравнения (1). Показатель степени m_f характеризует разный наклон каждой усталостной кривой из бимодального распределения долговечности по результатам испытаний. Эти представления иллюстрируют данные по сплаву ЭИ961 на уровне напряжения 580 МПа (рис. 3). Распределение Вейбулла [21] демонстрирует очевидное различие в статистике по двум механизмам разрушения.

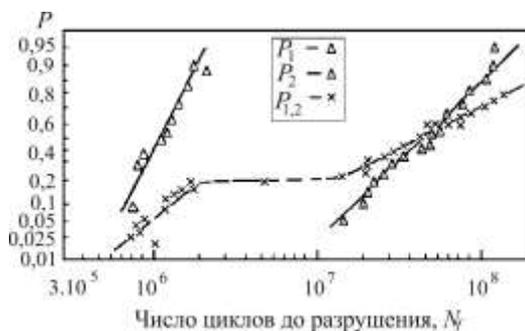


Рис. 3. Вероятность разрушения P_i для образцов из сплава ЭИ691 при напряжении 580 МПа; кривые P_1 , P_2 и $P_{1,2}$ – для каждого распределения и полного распределения соответственно [17]

Fig. 3. The probability of destruction, P_i , for samples of EI691 alloy during 580 MPa stress; P_1 , P_2 and $P_{1,2}$ curves for each distribution and total distribution, respectively [17]

Вместе с тем выполненные исследования поведения металла применительно к образцам из титанового сплава ВТ9 показали, что для обеих ветвей бимодального распределения усталостной долговечности зарождение трещин происходило с поверхности [20]. Это означает, что в пределах мезоскопического масштаба около так называемого «предела усталости» проявляется бимо-

дальное распределение усталостной долговечности при сохранении места расположения очага разрушения на поверхности. Смена масштабов и образование области бифуркации для разных способов поглощения энергии с поверхности (МНЦУ) и под поверхностью (СВМУ) при формировании очага разрушения отвечают более низкому уровню напряжений.

В связи с этим следует заключить, что в области напряжения так называемого «предела усталости» реализуется мультимодальное распределение усталостной долговечности: возможно зарождение трещины по разным механизмам с разной вероятностью с поверхности, и на том же уровне напряжения с малой долей вероятности возможно проявление зарождения трещины под поверхностью.

Рассмотрим общие представления о зарождении усталостных трещин под поверхностью в области СВМУ на микроскопическом или наноразмерном масштабном уровне.

2. Механизмы СВМУ

Многочисленными экспериментальными исследованиями морфологии рельефа излома в сталях [6, 7, 22–25], титановом [26] и никелевом [27] сплавах установлено, что в области СВМУ в очаге разрушения первоначально формируется почти круговая или полуэллиптическая по форме фронта трещины мелкокристаллическая зона (МКЗ). В ее очаге может находиться включение, которое присуще металлу, может происходить первоначальное разрушение по суперзерну, а также возникать самостоятельное формирование указанной зоны [24] (рис. 4). Далее происходит распространение трещины с формированием рельефа излома, типичного для распространения сквозных трещин. Следует подчеркнуть, что трещина еще не выходит в своем развитии на поверхность образца, однако рельеф излома имеет характерные элементы рельефа, как и в случае распространения сквозной трещины. Из сказанного следует, что распространение трещины под поверхностью происходит не в «вакууме», а в достаточно насыщенной газами среде, которая влияет на реализуемый механизм разрушения.

Возникновение очага разрушения в случае включения рассматривается, как в результате создаваемой концентрации напряжения, достаточной для возникновения трещины. Однако в том случае, когда в центре МКЗ или, тем более, без нее возникает гладкая фасетка первоначального квазискола, что типично для титановых сплавов, вопрос о процессе ее формирования оказывается неоднозначным. Тем не менее предложен механизм накопления повреждений в пределах рассматриваемой фасетки на основе представления о вихреобразовании во внутренних объемах металла [26].

На основании анализа результатов испытаний образцов и закономерности формирования сигналов акустической эмиссии (АЭ) в цикле приложения нагрузки

на стадии возникновения очаговых фасеток была рассмотрена следующая последовательность событий в накоплении повреждений при создании очаговой фасетки разрушения (рис. 5).

Первоначально в локальном объеме металла на удалении от поверхности реализуется гидростатическое сжатие элементов структуры при их скручивании. Блок кристаллографических плоскостей, которые могут быть наиболее интенсивно подвержены такому воздействию и где возникают повороты объема металла, может составлять 30–50 нм. Приведенные данные следуют из качественной оценки толщины слоя, который удалось

выявить по границе одной из очаговых фасеток в электронном микроскопе при увеличении около 80 000 крат. Именно в этом блоке реализуется процесс сверхтекучести материала при вихревых потоках накапливаемых дефектов в результате возникающих поворотов (рис. 5, б). Наиболее активно эти процессы реализуются на нисходящей ветви нагрузки, когда при наличии остаточных сжимающих напряжений в условиях гидростатического сжатия реализуются повороты, приводящие к потере когезивной прочности по одной из кристаллографических плоскостей.

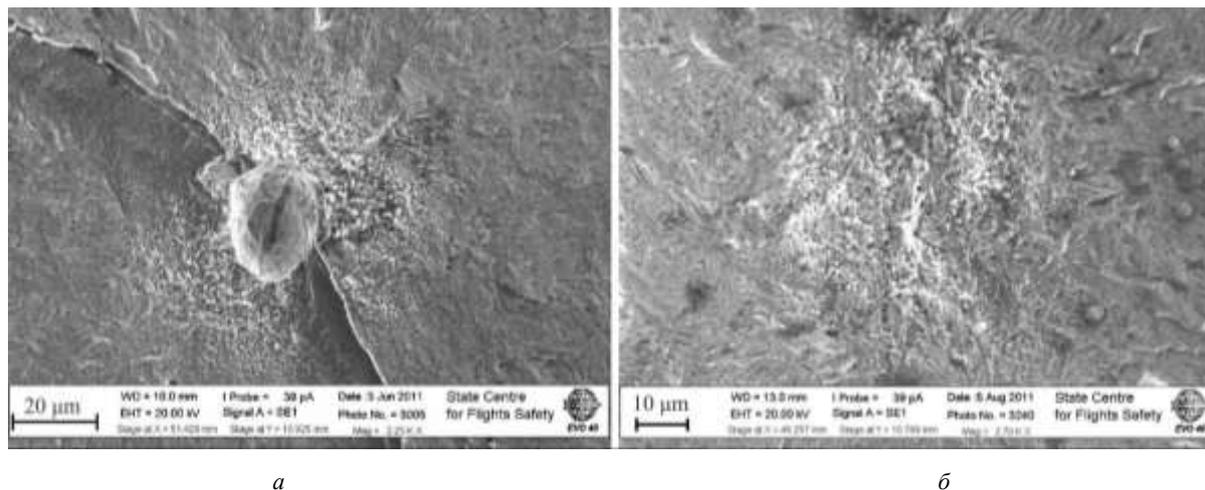


Рис. 4. Вид рельефа излома в очагах зарождения усталостной трещины в высокопрочной стали при долговечности более 10^8 циклов от включения (а) и без какого-либо концентратора напряжения (б)

Fig. 4. View of the fracture relief in the nucleation origin of a fatigue crack in the high-strength steel with a durability of more than 10^8 cycles (a) from the inclusion and (b) without any stress concentrator

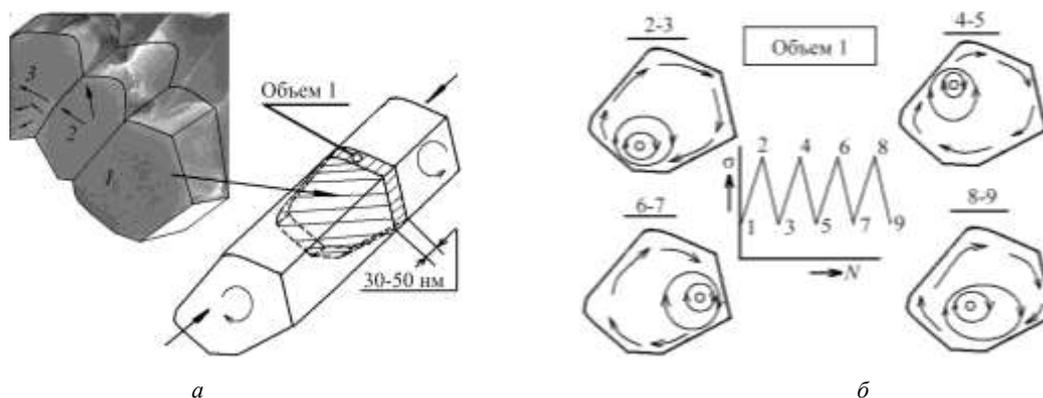


Рис. 5. Фрагмент излома с начальной фасеткой разрушения 1 и последующими фасетками (2 и 3) роста трещины со схемой области разрушения под действием сжатия и вращения объема I (а); схема последовательности развития процесса разупрочнения объема I за счет вихревых потоков, возникающих на нисходящей ветви циклической нагрузки (б)

Fig. 5. Fragment of a fracture (a) with an initial fracture facet “1” and subsequent facets (“2” and “3”) of the crack growth with a fracture area pattern under compression and volume rotation “I”, and (b) a sequence diagram of the softening process volume “I” due to the vortex flows arising on the downward branch of the cyclic load

Окончательное нарушение сплошности с формированием очаговой фасетки разрушения реализуется только после того, как по границе этой фасетки сформировалась зона пластической деформации. Она обеспечива-

ет зарождение усталостной трещины и ее последующее распространение также в условиях доминирующего скручивания локальных объемов материала. Из анализа формирования сигналов АЭ в цикле нагружения следу-

ет, что процесс развития трещины под поверхностью может быть реализован в условиях скручивания как на восходящей, так и на нисходящей ветви нагрузки.

Применительно к сталям формирование МКЗ от включения первоначально рассмотрено в работе [22]. Было показано, что в случае изменения содержания водорода размер указанной зоны меняется – больше водорода, больше размер зоны при том же уровне напряжения. Однако проблема заключается как раз в том, что водород, хотя оказывает влияние на формирование зоны МКЗ, не может быть рассмотрен в качестве основного фактора в поведении металла, когда формирование МКЗ происходит самостоятельно, не от включения (см. рис. 4, б).

Главное, что соответствует результатам исследований зоны МКЗ, состоит в демонстрации существования наноструктурированной зоны под поверхностью МКЗ [23]. Формирование наноструктур является известным и хорошо изученным явлением [28]. Например, носителями квазивязкой моды пластической деформации при формировании наноструктур в камере Бриджмена являются нанодиполи частичных дисклинаций. В металле могут возникать упругие состояния с искривлением кристаллической решетки в пределах 3–10 нм на 0,5–2°. Выявленные эффекты формирования наноструктур описываются на основании предложенной модели, согласно которой переориентация кристаллической решетки в области некристаллографического сдвига осуществляется путем квазивязкого течения материала потоками неравновесных точечных дефектов из областей сжатия «ОРQ» в области растяжения «ОРS» (рис. 6). Размер нанокристаллов, выявленных в высокопрочных сталях под поверхностью излома, составил величину менее 20 нм [23]. Квазивязкий механизм переориентации кристалла, который наиболее эффективен применительно к нанообъемам с размерами нанокристаллов менее 10 нм [28], позволяет описать эффекты возникновения наноструктурированного объема в случае сверхмногоциклового усталости. Именно он будет далее использован для описания эффекта наноструктурирования субструктуры металла в очаге разрушения при сверхмногоциклового усталости.

Итак, в исходном состоянии объемы материала в образце находятся в упругом состоянии всестороннего сжатия. Циклирование приводит к переводу материала на восходящей ветви нагрузки из состояния всестороннего сжатия к состоянию гидростатического растяжения, по одной или всем компонентам тензора напряжений σ_{ii} . На нисходящей ветви нагрузки материал возвращается в исходное состояние гидростатического сжатия, но в его объемах с наибольшей неоднородностью накапливаются дефекты кристаллической решетки. В условиях сжатия материала реализуются процессы деформации, связанные с образованием спиралевидных волн от зоны закрепления образца в его центральной части. Такое поведение металла аналогично тому, что выявлено в пределах области глубиной 2 мкм под вдавливаемым в него и перемещаемым индентором в усло-

виях трения скольжения [28]. Поэтому в объемах наиболее неоднородного распределения полей деформации при одновременном гидростатическом сжатии и скручивании материал накапливает дефекты в зоне последующего зарождения трещины за счет влияния вихревых потоков деформации на фрагментацию материала при циклировании, развития в режиме сверхпластичности квазивязких потоков в сдвиговой неустойчивой среде в условиях структурно-фазовых превращений (см. рис. 6). Порождаемые при нагружении моментные напряжения, взаимодействующие с моментными напряжениями у включений, а также высокие локальные градиенты напряжений вызывают квазивязкий механизм переориентации наноструктурных элементов (рис. 7). На фоне характерного для наноструктурных состояний снижения дислокационной активности переориентация наноструктурных элементов обусловлена потоками неравновесных точечных дефектов в процессе движения диполей частичных дисклинаций. В полях высоких значений кривизны кристаллической решетки могут образовываться вихри нанополос [28].

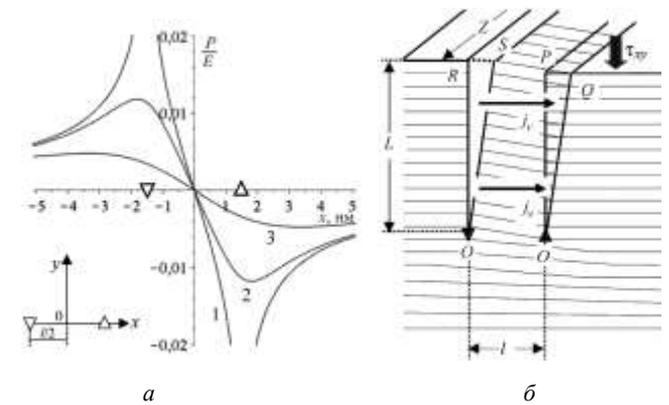


Рис. 6. Квазивязкий механизм переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов напряжений: *a* – изменение давления $P = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) / 3$ в направлении его максимального градиента в плоскости залегания диполя l , на расстояниях 1 нм 2 и 3 нм 3 от этой плоскости; *б* – схема переориентации кристаллической решетки диффузионными потоками вакансий в процессе движения диполя частичных дисклинаций. Плоскость залегания диполя – xz ; плоскость движения диполя – yz [28]

Fig. 6. The quasi-viscous mechanism of reorientation by flows of non-equilibrium point defects in fields of high local stress gradients: *a* – change in pressure $P = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) / 3$ in the direction of its maximum gradient in the plane of dipole (l), at distances of 1 nm (2) and 3 nm (3) from this plane; *b* – the reorientation scheme of the crystal lattice by diffusional flows of vacancies in the process of movement of the partial disclination dipole. Dipole plane – xz ; dipole plane of movement – yz [28]

Итак, решающее значение при формировании начальной зоны разрушения металла под поверхностью имеют циклы сжатия, которые в конечном счете приводят к формированию наноструктурированной зоны, по границам которой развивается усталостная трещина.

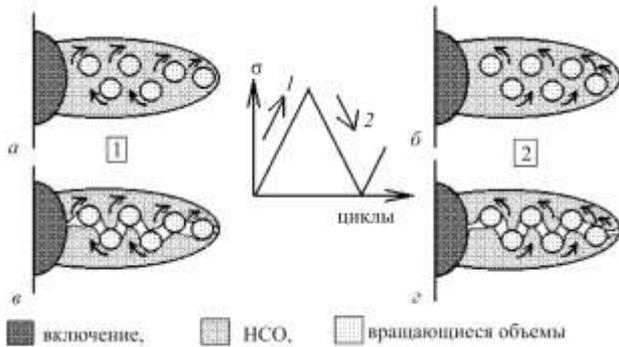


Рис. 7. Схема возникновения наноструктурированной области (НСО) в объеме металла при сверхмногоциклового усталости вокруг включения

Fig. 7. Diagram of the nanostructured region (NSO) emergence in the metal volume with ultrahigh-cycle fatigue around the inclusion

Иное понимание формирования наноструктурированной зоны рассмотрено в работе [25]. В ней предполагается, что формирование наноструктур происходит последовательно в полупериодах на нисходящей ветви нагружения при сжатии, а не в результате спонтанного перехода металла в наноструктурированное состояние в некоторой области, в которой произошел переход к сверхпластичному состоянию. Однако такое понимание не согласуется с ситуацией (см. рис. 4, б), когда в металле нет включения или начальной фасетки, в том числе и при зарождении трещины на границе стыка зерен. В этом случае нет условий для локализации концентрации напряжений, и возникновение МКЗ обусловлено только общим напряженным состоянием локального объема, в котором и происходит переход к сверхпластичному состоянию.

Таким образом, эволюция в поведении металла во всех трех областях усталостного разрушения на трех масштабных уровнях отличается радикально, и она не может быть рассмотрена в рамках парадигмы Веллера. Направление эволюции соответствует шкале напряжения в направлении его возрастания, а не убывания, что и будет рассмотрено далее.

3. Шкала эволюции и масштабные уровни перехода от СВМУ к МНЦУ

Как уже подчеркивалось выше, развитие процессов эволюции в синергетических системах, к которым относится металл в условиях циклического нагружения, происходит в направлении возрастания масштабных уровней. Более того, для построения универсальной связи между напряжением и долговечностью необходимо иметь в виду, что независимо от места расположения очага разрушения предельное состояние, связанное с его формированием, определяется плотностью энергии деформации [30]. Внешнее воздействие порождает локализацию пластической деформации вместе с упругими искажениями в кристаллической решетке, что в конечном счете приводит к нарушению сплошности

материала и зарождению усталостной трещины. Чем более локализована накапливаемая энергия, тем продолжительнее само зарождение трещины под поверхностью или с поверхности в зависимости от уровня вносимой энергии. Следовательно, полное описание процесса эволюции металла на трех рассматриваемых масштабных уровнях дает бифуркационная диаграмма [30], на которой представлен каскад усталостных кривых по масштабам эволюции, а также области бифуркационных переходов, для которых рассматривается бимодальное распределение усталостной долговечности (рис. 8). На указанной диаграмме не представлено бимодальное распределение усталостной долговечности на мезомасштабном уровне вблизи области перехода от СВМУ к МНЦУ. Это связано с тем, что главное понимание процесса усталости на этой диаграмме связано с иерархией последовательности масштабных уровней процессов эволюции от СВМУ к МНЦУ и далее к МЦУ.

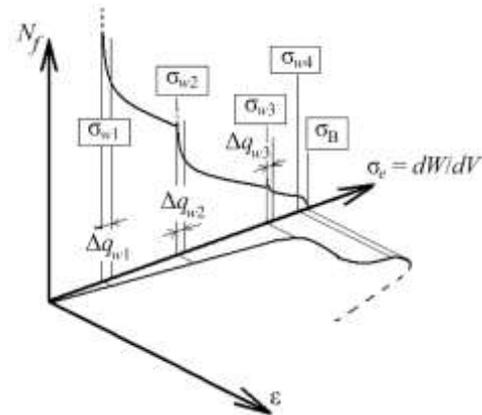


Рис. 8. Бифуркационная диаграмма усталости металлов ($N_f - \sigma_e$), построенная в соответствии с диаграммой растяжения ($\sigma_e - \epsilon$) в терминах «эквивалентный уровень напряжения σ_e » или «плотность энергии деформации dW/dV ». Указаны области бифуркации Δq_{wi} при переходах к микро- или нано- ($\sigma_{w1} - \sigma_{w2}$), мезо- ($\sigma_{w2} - \sigma_{w3}$), и макро- ($\sigma_{w3} - \sigma_{w4}$) масштабным уровням разрушения

Fig. 8. Bifurcation diagram of the metals fatigue ($N_f - \sigma_e$) constructed in accordance with the tension diagram ($\sigma_e - \epsilon$) in terms of the equivalent stress level σ_e or strain energy density dW/dV . The areas of bifurcation Δq_{wi} are indicated during transitions to micro- or nano- ($\sigma_{w1} - \sigma_{w2}$), meso- ($\sigma_{w2} - \sigma_{w3}$), and macro- ($\sigma_{w3} - \sigma_{w4}$) scale damage levels

Зарождение трещин под поверхностью является первым, наименее энергозатратным процессом накопления повреждений, когда металл представляет собой частично замкнутую систему. Обменные процессы с окружающей средой отсутствуют, так как трещина зарождается под поверхностью, однако поступление энергии происходит в результате нагружения металла. Локализация процессов накопления повреждений рассмотрена в предыдущем разделе.

Следующий переход при возрастании напряжений определяется возрастанием концентрации напряжений

по поверхности, где, в частности, нарастают локальные процессы деформации, что способствует тепловыделению и активизации процессов окисления металла. Статистически эти процессы тем более проявляют себя, чем выше уровень напряжения. Наконец, поверхность оказывается более интенсивно повреждаемой в локальных зонах и уже во всех случаях трещины при возрастании напряжения зарождаются в поверхностном слое.

Наконец, приближение к пределу текучести сопровождается проявлением накопления повреждений на макроскопическом масштабном уровне, что вызывает создание множества зон с остаточными деформациями, а это сопровождается многоочаговым зарождением усталостных трещин.

Многомасштабный подход к анализу поведения металла при циклическом нагружении радикально отличается от одномасштабного подхода Веллера и даже от двухмасштабного подхода без учета факта существования мезомасштабного уровня. Одна из наиболее известных работ, посвященных этому двухмасштабному подходу к анализу усталости металлов, – это исследование Муграби [31]. В представленном подходе к анализу перехода к области СВМУ на основе парадигмы Веллера показано, что этот переход происходит в область МЦУ, минуя собственно область МНЦУ. Одна из причин такого подхода связана с тем, что в подходе Веллера и в стандартизованных испытаниях по определению «предела усталости» не введены представления о том, каково соотношение между величиной σ_{-1} и пределом текучести материала $\sigma_{0,2}$. Это потребовало проведения анализа результатов усталостных испытаний различных авиационных сталей и сплавов, которые были выполнены с использованием справочника ВИАМ [32].

Оказалось, что подавляющее число сплавов на основе Fe, Al, Mg, Ti, Cu, Ni имеют соотношение $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2} < 1$ (рис. 9). Это означает, что для подавляющего большинства сплавов мезомасштабный уровень, отвечающий области МНЦУ, существует и реализуется в конструкциях. По мере увеличения соотношения $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2}$ мезомасштабный уровень отвечает все меньшему интервалу напряжений. Наконец, небольшое число сплавов, не используемых в силовых и несущих элементах конструкций, могут испытывать остаточную деформацию, имея соотношение $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2} \geq 1$.

В рамках перехода от парадигмы Веллера, рассматривавшей эволюцию в поведении металла в направлении уменьшения уровня напряжения, к новому пониманию эволюции металла как синергетической системы была рассмотрена следующая ситуация с переходом от СВМУ к МНЦУ, далее к МЦУ (рис. 10). Представленная диаграмма учитывает трехмасштабный уровень различий в поведении металла при циклическом нагружении и рассматривает эволюцию по шкале возрастающего напряжения с учетом зависимости, показанной на рис. 9.

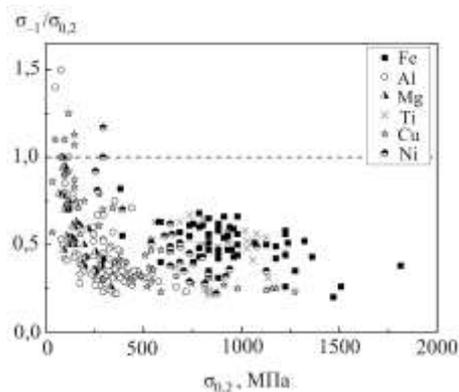


Рис. 9. Зависимость соотношения $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2}$ от $\sigma_{0,2}$, построенная для авиационных материалов на основе Fe, Al, Mg, Ti, Cu и Ni [31]

Fig. 9. Dependence of the ratio $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2}$ on $\sigma_{0,2}$, constructed according to the data from the reference book [31] for aviation materials based on Fe, Al, Mg, Ti, Cu and Ni

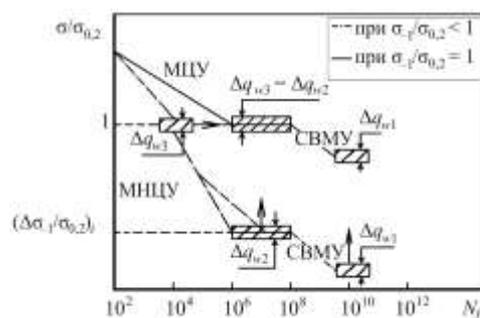


Рис. 10. Диаграммы усталости металлов с областями бифуркации Δq_{wi} , построенные в соответствии с парадигмой Веллера для ситуации, рассмотренной Муграби, когда $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2} = 1$, и в общем случае, когда $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2} < 1$

Fig. 10. Metal fatigue diagrams with Δq_{wi} bifurcation domains constructed in accordance with the Weller's paradigm for the situation considered by Mughrabi, when $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2} = 1$ and in the general case, when $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2} < 1$

При возрастании соотношения $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2}$ у металла уменьшается интервал напряжений, в котором может быть реализована область МНЦУ, когда процессы накопления повреждений локализованы в поверхностном слое. При достижении у металла соотношения $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2} = 1$ происходит «вырождение» мезоскопического масштабного уровня и переход от СВМУ реализуется непосредственно к области МЦУ. Область МНЦУ находится внутри области перехода, и ее проявление характеризуется мультимодальным распределением усталостной долговечности [31].

Выводы

1. Развитие процесса усталости металлов происходит в направлении увеличения уровня переменного напряжения и реализуется последовательно на микроскопическом, мезоскопическом и макроскопическом масштаб-

ных уровнях, что соответствует области сверхмногоцикло-вой, многоцикло-вой и малоцикло-вой усталости.

2. Границы масштабов представляют собой области перехода от одного способа поглощения энергии к другому в некотором интервале напряжений, внутри которого реализуется бимодальное распределение усталостной долговечности с разной вероятностью для одного из двух механизмов накопления повреждений при фиксированном уровне напряжения.

3. «Предел усталости» металла как его характеристика более не существует. Это одно из напряжений, соответствующих области бифуркации, которая может быть реализована в зависимости от соотношения $\sigma_{-1} / \sigma_{0,2}$ либо при переходе от СВМУ к МНЦУ, либо при переходе от СВМУ к МЦУ.

Библиографический список

1. Wöhler A. Über die Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen, welche in den Werkstätten der Niederschlesisch-märkischen Eisenbahn zu Frankfurt an der Oder angestellt sind // Zeitschrift für Bauwesen. – 1863. – Vol. 13. – P. 233–258.

2. Мамаева Е.И. Машиностроение. Энциклопедия. Раздел II. Т. II-1. Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов. – М.: Машиностроение, 2010. – С. 217–285.

3. ГОСТ 25.502–79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – М.: Стандарт, 2005.

4. Panin V.E., Egorushkin V.E. Nonequilibrium thermodynamics of a deformed solid as a multiscale system. Corpuscular-wave dualism of plastic shear // Physical Mesomechanics. – 2008. – Vol. 11. – No. 3–4. – P. 105–123. DOI: 10.1016/j.physme.2008.07.001

5. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. – Томск: Изд-во ТГУ, 2015. – Т. 1. – 460 с.; Т. 2. – 462 с.

6. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle fatigue in mechanical practice. – New York: Marcel Dekker, 2005. – 305 p.

7. Sakai T., Ochi Y. Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-3), September 16–19, 2004, Ritsumeikan University, Japan: Kusatsu. – The Society of Materials Science, Japan, 2004. – 690 p.

8. Miner M.A. Cumulative damage in fatigue // J. Appl. Mech. – 1945. – P. A159–A164.

9. Шанявский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. – Уфа: Монография, 2007. – 500 с.

10. Шабалин В.И. Экспериментальное исследование формы кривой усталости // Прочность металлов при циклических нагрузках / под ред. В.С. Ивановой. – М.: Наука, 1967. – С. 162–169.

11. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов – М.: Металлургия, 1975. – 455 с.

12. Panin V.E. Synergetic principles of physical mesomechanics // Physical Mesomechanics. – 2000. – Vol. 3. – No. 6. – P. 5–34.

13. Stulen F.B. On the statistical nature of fatigue // ASTM Symposium on Statistical Nature of Fatigue. – 1951. – STP No. 121. – P. 23–44. DOI: 10.1520/STP43997S

14. Bastenaire F. Aspect aleatoire du phenomene de fatigue. Description mathematique et traitement statistique // La Fatigue

4. Построение моделей накопления повреждений на основе кривой Веллера в одномасштабной парадигме некорректно, так как в условиях нестационарного нагружения необходимо для каждого масштабного уровня использовать свои коэффициенты уравнения (1).

5. Использование эволюционного подхода в анализе проявления разных зон накопления повреждений металлом под поверхностью (СВМУ) и на поверхности (МНЦУ и МЦУ) позволяет заключить, что именно в области СВМУ металл проявляет свое свойство сопротивляться циклической нагрузке, так как только состояние металла определяет его долговечность без какого-либо влияния на его поведение извне.

Dans les Matériaux. Aspects Physiques et Mécaniques. Ed. H.-J. Boiteux. – Paris: Ediscience, 1973. – P. 107–145.

15. Бастенер Ф., Бастьен М., Помэ Ж. Статистический анализ результатов новых усталостных испытаний // Усталость и выносливость металлов: сб. / под ред. Г.В. Ужика. – М.: Изд-во иностр. лит., 1961. – С. 56–72.

16. Степнов М.Н. Статистическая обработка результатов механических испытаний. – М.: Машиностроение, 1972. – 232 с.

17. Захарова Т.П. К вопросу о статистической природе усталостной повреждаемости сталей и сплавов // Проблемы прочности. – 1974. – № 4. – С. 17–23.

18. Захарова Т.П. Статистическая природа усталости // Конструкционная прочность машин и деталей газотурбинных двигателей / под ред. И.А. Биргера, Б.Ф. Балашова. – М.: Машиностроение, 1981. – С. 23–29.

19. Трощенко В.Т., Сосновский Л.А. Сопротивление усталости металлов и сплавов: справочник в двух частях. – Киев: Наукова думка, 1987. – Ч. 1. – 347 с.

20. Shanyavskiy A., Zaharova T., Potapenko Yu. The nature of multi-modal distribution of fatigue durability for titanium alloy VT9. Ed. by J.E. Allison, J.W. Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie // Proceedings of the Forth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4), August 19–22, 2007, University of Michigan, Ann Arbor. – Michigan, USA. – TMS, 2007. – P. 325–330.

21. Weibull W. A statistical representation of fatigue failures in solids. – Stockholm: Kungl Tekniska / Hogskolans Hunlingar, 1949. – 234 p.

22. Murakami Yu. Metals fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions – London, UK: Elsevier Ltd, 2002. – 370 p.

23. Review and new analysis on fatigue crack initiation mechanisms of interior inclusion-induced fracture of high strength steels in very high cycle regime. Ed. C. Berger, H.-J. Christ / T. Sakai, W. Li, B. Lian, N. Oguma // Proceedings of the Fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-5), June 28–30, 2011, Berlin, Germany. – DVM, Berlin, 2011. – P. 19–26.

24. An understanding of crack growth in VHCF from an internal inclusion in high strength steel / C. Wang, A. Nikitin, A. Shanyavskiy, C. Bathias // Proc. Intern. Conf. “Crack path” (CP2012), Gaeta, 11–14 September, 2012. – P. 43.

25. The formation mechanism of characteristic region at crack initiation for very-high-cycle fatigue of high-strength steels /

Y. Hong, X. Liu, Z. Lei, C. Sun // *International Journal of Fatigue*. – 2016. – Vol. 89. – P. 108–118. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.11.029

26. Shanyavskiy A., Banov M. The twisting mechanism of subsurface fatigue cracking in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si alloy // *Engineering Fracture Mechanics*. – 2010. – Vol. 77. – No. 11. – P. 1896–1906. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2010.04.011

27. Shanyavskiy A.A., Banov M.D., Zakharova T.P. Principles of physical mesomechanics of nanostructural fatigue of metals. Part II. Subsurface fracture of EP741 heat-resistant alloy // *Physical Mesomechanics*. – 2010. – Vol. 13. – No. 3–4. – P. 143–151. DOI: 10.1016/j.physme.2010.07.005

28. Tyumentsev A.N., Ditenberg L.A. Nanodipoles of partial disclinations as quasi-ductile strain carriers responsible for nanocrystalline structure formation in metals and alloys under severe plastic deformation // *Physical Mesomechanics*. – 2011. – Vol. 14. – No. 5–6. – P. 249–260. DOI: 10.1016/j.physme.2011.12.004

References

1. Wöhler A. Über die Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen, welche in den Werkstätten der Niederschlesisch-märkischen Eisenbahn zu Frankfurt an der Oder angestellt sind. *Zeitschrift für Bauwesen*, 1863, vol. 13, pp. 233-258.

2. Mamaeva E.I. (redaktor-sostavitel') Mashinostroenie. Entsiklopediya. Razdel II. T. II-1. Fiziko-mekhanicheskie svoystva. Ispytaniya metallicheskih materialov [Engineering. Encyclopedia. Section II. Vol. II-1. Physical and mechanical properties. Tests of metallic materials]. Moscow, Mashinostroenie, 2010. P. 217-285.

3. GOST 25.502-79 «Raschety i ispytaniya na prochnost' v mashinostroenii. Metody mekhanicheskikh ispytaniy metallov. Metody ispytaniy na ustalost'» [Strength analysis and testing in machine building. Methods of metals mechanical testing. Methods of fatigue testing]. Izdatel'stvo «Standart», 2005.

4. Panin V.E., Egorushkin V.E. Nonequilibrium thermodynamics of a deformed solid as a multiscale system. Corpuscular-wave dualism of plastic shear. *Physical Mesomechanics*, 2008, vol. 11, no. 3-4, pp. 105-123. doi: 10.1016/j.physme.2008.07.001

5. Panin V.E. Fizicheskaya mezomekhanika materialov [Physical mesomechanics of materials]. Tomsk: TGU, 2015, vol. 1, 460 p.; vol. 2, 462 p.

6. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle fatigue in mechanical practice. New York: Marcel Dekker, 2005, 305 p.

7. Sakai T., Ochi Y. Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-3), September 16-19, 2004, Ritsumeikan University, Kusatsu, Japan. The Society of Materials Science, Japan, 2004, 690 p.

8. Miner M.A. Cumulative damage in fatigue. *J. Appl. Mech.*, 1945, pp. A159-A164.

9. Shanyavskiy A.A. Modelirovanie ustalostnykh razrusheniy metallov. Sinergetika v aviatsii [Modelling of metal fatigue fracture. Synergetics in aviation]. Ufa, Monografiya, 2007, 500 p.

10. Shabalin V.I. Eksperimental'noe issledovanie formy krivoi ustalosti [Experimental study of the fatigue curve shape]. Prochnost' metallov pri tsiklicheskih nagruzkakh (Metal strength under cyclic loading conditions. Ed. by V.S. Ivanova). Moscow, Nauka, 1967, pp. 162-169.

11. Ivanova V.S., Terentiev V.F. Priroda ustalosti metallov [The nature of metal fatigue]. Moscow: Metallurgiya, 1975, 455 p.

12. Panin V.E. Synergetic principles of physical mesomechanics. *Physical Mesomechanics*, 2000, vol. 3, no. 6, pp. 5-34.

13. Stulen F.B. On the statistical nature of fatigue. *ASTM Symposium on Statistical Nature of Fatigue*, 1951, STP No. 121, pp. 23-44. doi: 10.1520/STP43997S

29. Трибоконтакт в парах трения как многоуровневая иерархически организованная система / В.Е. Панин [и др.] // *Физ. мезомех.* – 2010. – Т. 13, № 6. – С. 35–46.

30. Шанявский А.А. Эквивалентное напряжение одноосного циклического растяжения как энергетическая характеристика усталости металла в условиях многопараметрического нагружения // *Физ. мезомех.* – 2017. – Т. 20, № 4. – С. 33–42.

31. Mughrabi H. On 'multi-stage' fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. – 2002. – Vol. 25. – No. 8–9. – P. 755–764. DOI: 10.1046/j.1460-2695.2002.00550.x

32. Шанявский А.А., Солдатенков А.П. Масштабные уровни так называемого «предела усталости» металлов // *Физ. мезомех.* – 2019. – Т. 22, № 1. (в печати).

14. Bastenair F. Aspect aleatoire du phenomene de fatigue. Description mathematique et traitement statistique In: La fatigue dans les materiaux. Aspects physiques et mecaniques. Ed. by Boiteux H.-J. Paris: Ediscience, 1973, pp. 107-145.

15. Bastener F., Bastien M., Pome Zh. Statisticheskii analiz rezultatov novykh ustalostnykh ispytaniy [Statistical analysis of new fatigue test results]. Ustalost' i vyнослиvost' metallov (Fatigue and durability of metals. Ed. by G.V. Uzhik). Izdatel'stvo Inostrannoi literatury, 1961, pp. 56-72.

16. Stepnov M.N. Statisticheskaya obrabotka rezultatov mekhanicheskikh ispytaniy (Statistical processing of mechanical test results). Moscow, Mashinostroenie, 1972, 232 p.

17. Zakharova T.P. K voprosu o statisticheskoy prirode ustalostnoy povrezhdaemosti staley i splavov [To the question of statistical nature of fatigue damage of steels and alloys]. *Strength of materials*, 1974, no. 4, pp. 17-23.

18. Zakharova T.P. Statisticheskaya priroda ustalosti [Statistical nature of fatigue]. Konstruktsionnaya prochnost' mashin i detalei gazoturbinnnykh dvigatelei (Structural strength of machine and elements for gas-turbine engine. Ed. by I.A. Birger and B.F. Balashov). Moscow, Mashinostroenie, 1981, pp. 23-29.

19. Troshchenko V.T., Sosnovskii L.A. Soprotivlenie ustalosti metallov i splavov [Fatigue resistance of metals and alloys]. Kiev, Naukova Dumka, 1987, Part 1, 347 p.

20. Shanyavskiy A., Zaharova T., Potapenko Yu. The nature of multi-modal distribution of fatigue durability for titanium alloy VT9 // Ed. by Allison J.E., Jones J.W., Larsen J.M., Ritchie R.O. Proceedings of the Forth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4), August 19-22, 2007, University of Michigan, Ann Arbor, Michigan, USA. TMS, 2007, pp. 325-330.

21. Weibull W. A statistical representation of fatigue failures in solids. Stockholm: Kungl Tekniska/ Hogskolans Hunlingar, 1949, 234 p.

22. Murakami Yu. Metals Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic inclusions. London, UK, Elsevier Ltd, 2002, 370 p.

23. Sakai T., Li W., Lian B., Oguma N. Review and new analysis on fatigue crack initiation mechanisms of interior inclusion-induced fracture of high strength steels in very high cycle regime. Proceedings of the Fifth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-5), June 28-30, 2011, Berlin, Germany. DVM, Berlin, 2011, pp. 19-26.

24. Wang C., Nikitin A., Shanyavskiy A., Bathias C. An understanding of crack growth in VHCF from an internal inclusion in high strength steel. Proc. Intern. Conf. "Crack path" (CP2012), Gaeta, 11-14 September, 2012, p. 43.

25. Hong Y., Liu X., Lei Z., Sun C. The formation mechanism of characteristic region at crack initiation for very-high-cycle fatigue of high-strength steels. *International Journal of Fatigue*, 2016, vol. 89, pp. 108-118. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2015.11.029
26. Shanyavskiy A., Banov M. The twisting mechanism of subsurface fatigue cracking in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 2010, vol. 77, no. 11, pp. 1896-1906. doi: 10.1016/j.engfracmech.2010.04.011
27. Shanyavskiy A.A., Banov M.D., Zakharova T.P. Principles of physical mesomechanics of nanostructural fatigue of metals. Part II. Subsurface fracture of EP741 heat-resistant alloy. *Physical Mesomechanics*, 2010, vol. 13, no. 3-4, pp. 143-151. doi: 10.1016/j.physme.2010.07.005
28. Tyumentsev A.N., Ditenberg L.A. Nanodipoles of partial disclinations as quasi-ductile strain carriers responsible for nano-crystalline structure formation in metals and alloys under severe plastic deformation. *Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, no. 5-6, pp. 249-260. doi: 10.1016/j.physme.2011.12.004
29. Panin V.E., Pochivalov Yu.I., Moiseenko D.D., Maksimov P.V., Bikineev G.Sh. Tribological contact in friction pairs as a hierarchically organized multilevel system. *Physical Mesomechanics*, 2010, vol. 13, no. 6, pp. 35-46.
30. Shanyavskiy A.A. Equivalent uniaxial cyclic tensile stress as an energy characteristic of metal fatigue under multiparameter loading. *Physical Mesomechanics*, 2017, vol. 20, no. 4, pp. 33-42.
31. Mughrabi H. On 'multi-stage' fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2002, vol. 25, no. 8-9, pp. 755-764. doi: 10.1046/j.1460-2695.2002.00550.x
32. Shanyavskiy A.A., Soldatenkov A.P. Scales of so called metals' "fatigue limit". *Physical Mesomechanics*, 2019, vol. 22, no.1 (in press).