Автомодельные закономерности формирования структуры и оценка ресурса сплавов авиационного моторостроения при последовательном ударно-волновом и усталостном нагружении / О.Б. Наймарк, А.Н. Балахнин, М.В. Банников, В.А. Оборин, С.В. Уваров, А.Д. Юрина. – DOI: 10.15593/perm.mech/2025.5.07 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2025. – № 5. – С. 81–96.

Perm Polytech Style: Naimark O.B., Balakhnin A.N., Bannikov M.V., Oborin V.A., Uvarov S.V., Yurina A.D. Self-similar patterns of structure formation and assessment of the resource of aviation engine alloys under consecutive shock wave and fatigue loads. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2025, no. 5, pp. 81-96. DOI: 10.15593/perm.mech/2025.5.07

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 5, 2025
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2025.5.07
УДК 539.421

АВТОМОДЕЛЬНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ОЦЕНКА РЕСУРСА СПЛАВОВ АВИАЦИОННОГО МОТОРОСТРОЕНИЯ ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОМ УДАРНО-ВОЛНОВОМ И УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

О.Б. Наймарк, А.Н. Балахнин, М.В. Банников, В.А. Оборин, С.В. Уваров, А.Д. Юрина

Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук,
Пермь, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 25 августа 2025 г.
Одобрена: 25 октября 2025 г.
Принята к публикации:
28 октября 2025 г.

Ключевые слова:

лазерная проковка, волновые фронты, кинетика усталостных трещин, инварианты действия, автомодельность, промежуточная асимптотика, интерферометрия VISAR, поверхность разрушения, количественная фрактография.

АННОТАЦИЯ

Обсуждаются критерии оптимизации режимов ударно-волновой обработки для повышения усталостного ресурса сплавов авиационного моторостроения, основанные на учете автомодельности пластических волновых фронтов и кинетики роста усталостных трещин. Показано, что закономерности автомодельности, отраженные в степенных зависимостях структурированных волновых фронтов при амплитудах ударного импульса 1–10 ГПа и скоростях деформации 10^5–10^9 $с^{-1}$, соответствуют «инвариантам действия», определяющим диссипативные свойства (stored energy) материалов, обусловленные многомасштабным развитием дефектов. Показана связь волновых «инвариантов действия» с инвариантными параметрами, характеризующими степенную кинетику развития усталостных трещин.

Исследована связь структурных масштабов материала с «инвариантами действия». Количественный фрактографический анализ с использованием данных интерферометрии поверхностей разрушения позволил идентификацию структурных масштабов для определения «инвариантов действия», определяющих кинетику развития усталостных трещин в материалах после ударно-волновой обработки.

Развиты методические основы исследования поведения материалов при последовательных ударно-волновых и усталостных воздействиях, позволяющие оптимизацию процессов ударно-волновой проковки (LSP – Laser Shock Peening) для обеспечения максимального усталостного ресурса.

Применительно к LSP-обработкам материалов авиационного моторостроения показана необходимость реализации полного исследовательского цикла, включающего:

– проведение экспериментов по плосковолновому нагружению для получения стандартных образцов с параметрами нагружения, прогнозируемыми для режимов LSP;

– проведение стандартных усталостных испытаний на образцах, подвергнутых ударно-волновому нагружению, в сочетании с методами структурного анализа;

– обоснование моделей, описывающих структурированные волновые фронты, для исследования LSP воздействия и кинетики развития усталостных трещин с последующим изучением влияния этого воздействия на усталостные свойства на основе прогнозируемых режимов LSP по данным модельных экспериментов, результатов структурного анализа; использование «инвариантов действия» в качестве параметров оптимизации режимов LSP.

© **Наймарк Олег Борисович** – д. ф.-м. н., профессор, заведующий лабораторией Физических основ прочности, e-mail: naimark@icmm.ru, ID: 0000-0001-6537-1177
Балахнин Александр Николаевич – к. т. н., ведущий инженер лаборатории Физических основ прочности, e-mail: balakhnin.a@icmm.ru, ID: 0009-0001-4127-429X
Банников Михаил Владимирович – к. ф.-м. наук, н. с. лаборатории Физических основ прочности, e-mail: mbannikov@icmm.ru, ID: 0000-0002-5737-1422
Оборин Владимир Александрович – к. ф.-м. н., н. с. лаборатории Физических основ прочности, e-mail: oborin@icmm.ru, ID: 0000-0003-2836-2073
Уваров Сергей Витальевич – к. ф.-м. н., с. н. с. лаборатории Физических основ прочности, e-mail: usv@icmm.ru, ID: 0000-0002-7538-0971
Юрина Александра Денисовна – аспирант лаборатории Физических основ прочности, e-mail: sandra@icmm.ru, ID: 0009-0003-5353-6845

Oleg B. Naimark – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, head of the Laboratory of Physical Foundation of Strength, e-mail: naimark@icmm.ru, ID: 0000-0001-6537-1177
Aleksandr N. Balakhnin – Ph.D. in Technical Sciences, lead engineer of the Laboratory of Physical Foundation of Strength, e-mail: balakhnin.a@icmm.ru, ID: 0009-0001-4127-429X
Mikhail V. Bannikov – Ph.D. in Physical and Mathematical Sciences, Researcher of the Laboratory of Physical Foundation of Strength, e-mail: mbannikov@icmm.ru, ID: 0000-0002-5737-1422
Vladimir A. Oborin – Ph.D. in Physical and Mathematical Sciences, Researcher of the Laboratory of Physical Foundation of Strength, e-mail: oborin@icmm.ru, ID: 0000-0003-2836-2073
Sergey V. Uvarov – Ph.D. in Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher of the Laboratory of Physical Foundation of Strength, e-mail: usv@icmm.ru, ID: 0000-0002-7538-0971
Aleksandra D. Yurina – PhD Student of the Laboratory of Physical Foundation of Strength, e-mail: sandra@icmm.r, ID: 0009-0003-5353-6845u

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)

SELF-SIMILAR PATTERNS OF STRUCTURE FORMATION AND ASSESSMENT OF THE RESOURCE OF AVIATION ENGINE ALLOYS UNDER CONSECUTIVE SHOCK WAVE AND FATIGUE LOADS

O.B. Naimark, A.N. Balakhnin, M.V. Bannikov, V.A. Oborin, S.V. Uvarov, A.D. Yurina

Institute of Continuous Media Mechanics of Ural branch of RAS, Perm, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 25 August 2025
Approved: 25 October 2025
Accepted for publication:
28 October 2025

Keywords:

LSP, wave fronts, fatigue crack kinetics, action invariants, self-similarity, intermediate asymptotic, VISAR interferometry, fracture surface, quantitative fractography.

ABSTRACT

The criteria for optimizing shock-wave treatment modes to increase the fatigue life of aircraft engine alloys are discussed. They are based on taking into account the self-similarity of plastic wave fronts and the kinetics of fatigue cracks. It is shown that the self-similarity patterns reflected in the power dependences of structured wave fronts at shock pulse amplitudes of 1-10 GPa and strain rates of 10^5-10^9 s^{-1} correspond to the "action invariants" that determine the dissipative properties (stored energy) of materials caused by multiscale defect development. The relationship between wave "action invariants" and invariant parameters characterizing the power law of fatigue crack kinetics is shown. The relationship between the structural scales of the material and the "action invariants" is investigated. Quantitative fractographic analysis using fracture surface interferometry data allowed the identification of structural scales for determining the "action invariants" that determine the kinetics of fatigue crack development in materials after shock-wave treatment.

Methodological principles for studying the behavior of materials under successive shock-wave and fatigue effects have been developed, allowing the optimization of Laser Shock Peening (LSP) processes to ensure maximum fatigue life.

With regard to LSP treatments of aircraft engine materials, the need for a full research cycle has been shown, including:

– conducting experiments on plane-wave loading to obtain standard samples with loading parameters predicted for LSP modes;

– conducting standard fatigue tests on samples subjected to shock-wave loading, in combination with structural analysis methods;

– substantiation of models describing structured wave fronts for the study of LSP impact and the kinetics of fatigue crack development with subsequent study of the influence of this impact on fatigue properties based on predicted LSP modes according to model experiments and results of structural analysis; use of “action invariants” as parameters for optimizing LSP modes.

Введение

Ударно-волновое (УВ) нагружение металлических материалов, индуцированное лазерным воздействием (LSP-режимы), является перспективным методом обработки приповерхностных слоев, наиболее подверженных развитию усталостных дефектов и динамическому воздействию конструкций в аэрокосмической области, авиационном моторостроении. УВ инициируются высокоэнергетическим лазерным импульсом наносекундной длительности (мощность 1–15 Дж, длительность <20 нс) в условиях абляции в нанесенной на обрабатываемый материал металлической фольге, образования плазменного факела, инициирующего ударный импульс сжатия (со скоростями деформации на фронте 10^6–10^9 $с^{-1}$ с длительностью 5–20 нс) в обрабатываемой мишени (конструкции) на глубину нескольких миллиметров с формированием структуры металла (сплава), обеспечивающих повышение усталостного ресурса и динамической прочности [1; 2].

Ударно-волновой импульс с амплитудой давления, превышающей предел упругости Гюгонио (HEL), приводит к структурообразованию в интенсивных полях пластической деформации, которые могут влиять на усталостные свойства и динамическое сопротивление материалов и конструкций в процессе эксплуатации (например, лопаток вентиляторов газотурбинных авиационных двигателей в полетном цикле, включая критические ситуации случайного соударения с посторонними предметами (Foreign Object Damage)) [3; 4].

В целом эксперименты демонстрируют сложность явления нагружения материала в условиях LSP вследствие специфики механизмов деформирования и разрушения при ударно-волновом нагружении, когда последовательно реализуются структурные механизмы релаксации, характерные как для вязкого, так и хрупкого разрушения при изменении вида напряженного состояния в волне сжатия и разрежения. При этом фундаментальное значение имеет установление связи закономерностей формирования упругопластического фронта со структурно-обусловленными механизмами релаксации и, как следствие, микроструктурой металлов после прохождения ударно-волнового импульса, а также исключение ситуаций, сопровождающихся формированием локализованной поврежденности, предшествующей зарождению откола, что может привести к критическим ситуациям в полетном цикле вследствие резкого снижения усталостного ресурса. Для решения данной проблемы необходимо проведение фундаментальных исследований по связи закономерностей формирования упруго-

пластического фронта, изменения структуры материалов в сопоставлении с данными экспериментов по ударно-волновому нагружению материалов методом LSP и баллистических установках с *in situ* регистрацией параметров ударно-волнового импульса (массовой скорости тыльной поверхности образцов-мишеней) методом допплеровской интерферометрии VISAR [5].

Оптимизация режимов лазерной ударно-волновой проковки применительно к обработке материалов и конструкций авиационного моторостроения предполагает методологическое обеспечение двух режимов нагружения материалов – ударно-волнового, инициируемого лазерным воздействием, и последующих нагружений, имитирующих работу конструкций при эксплуатации. Типичными условиями нагружения являются усталостные, а также условия случайного соударения с посторонними предметами [6]. С учетом характерных параметров ударно-волнового нагружения в условиях лазерного воздействия при режимах LSP (амплитуды ~ 1–10 ГПа) [1; 7–10], параметры, обеспечивающие связь структурных изменений в ударной волне и используемые для оценки усталостного ресурса, должны основываться на инвариантных характеристиках, отражающих связь изменений структуры материала с параметрами волнового фронта, кинетикой усталостного разрушения и позволяющих оценку ресурса.

Целью настоящей работы является обоснование инвариантных параметров для обоих типов нагружения и использование данного подхода для оптимизации режимов LSP применительно к обработке сплавов авиационного моторостроения. Фундаментальной основой являются результаты оригинальных экспериментальных исследований и моделирования поведения материалов при последовательных динамических (ударно-волновых) и усталостных (много- и сверхмногоцикловые) режимах нагружения. Это позволило установить связь автомодельных закономерностей формирования пластических волновых фронтов со стадийностью зарождения и развития усталостных трещин в нагруженных образцах и масштабными инвариантами, характеризующими структуру материалов, обеспечивающую различную длительную прочность.

Результаты оригинальных широкодиапазонных экспериментов позволили предложить модели процессов ударно-волнового и усталостного разрушения, учитывающие структурные факторы [11; 12]. В связи с трудностями регистрации параметров ударно-волнового нагружения в режимах LSP (малый размер пятна для реализации плоско-волнового нагружения и проведения измерений методами допплеровской интерферометрии VISAR) методологическое обеспечение LSP-режимов основано на измерении параметров ударно-волнового импульса при плосковолновом нагружении массивной мишени и обработке данных с целью определения инвариантов, характеризующих формирование автомодельных пластических фронтов, и соответствующей им структуры материала, формируемой при распространении ударно-волнового импульса в мишени. Состояние материала исследуется на образцах, изготовленных из массивной мишени, в режимах много- и сверхмногоциклового нагружения, включая стадию зарождения, распространения усталостной трещины и разделения образца с последующим количественным анализом морфологии поверхности разрушения методом интерференционной профилометрии и определения масштабных инвариантов, характеризующих стадии зарождения усталостной трещины и ее распространения.

На основе сопоставления данных ударно-волнового нагружения в терминах инвариантов действия и масштабных инвариантов, характеризующих режимы ударно-волновой обработки и стадийность усталостного разрушения, обсуждается подход по оптимизации условий лазерной обработки для обеспечения необходимого ресурса конструкций авиационного моторостроения.

1. Автомодельные закономерности формирования ударно-волновых фронтов и усталостного разрушения

1.1. Автомодельность ударно-волновых фронтов. Инварианты действия

Для давлений 1–10 ГПа, характерных для LSP-режимов, прочностные и вязкостные эффекты становятся определяющими при формировании профиля ударной волны [11; 13]. С развитием разрешающей способности измерительной техники было проведено детальное исследование структуры ударных волн и установлена высокая чувствительность формы профиля от амплитуды и длины пробега волны. Уникальной чертой волновых профилей большой амплитуды является универсальность установившегося волнового пластического фронта. Установившийся профиль распространяется без изменения формы, что является следствием устойчивого баланса между конкурирующими процессами: нелинейной связи между напряжением и деформацией и диссипативными (вязкостными) свойствами среды, обусловленными структурными изменениями в материале при распространении ударно-волнового импульса. В [14] экспериментально исследовалась зависимость скорости деформации от амплитуды напряжений и была получена зависимость четвертого порядка скорости пластической деформации от амплитуды напряжений. Эти данные позволяют предположить автомодельную форму ударной волны в металле, обусловленную влиянием структуры. Изучение данных механизмов представляется важным для понимания роли коллективных эффектов в ансамбле дефектов, ответственных за пластическую деформацию твердых тел, а также влияние ударно-волновой обработки на прочностные и усталостные свойства.

Инвариантность в виде закона четвертой степени для скачка напряжения в стационарной структурированной ударной волне наблюдается для достаточно ши-

рокого диапазона скоростей деформации и амплитуд ударного сжатия. В [15] рассматривается представление этой инвариантности в виде произведения рассеянной энергии и времени, в течение которого эта энергия рассеивается в ударной волне – свойства, имеющего размерность действия. Инвариантность четвертой степени, установленная для стационарных ударных волн, отражает физические закономерности структурных изменений и диссипации энергии при распространении ударной волны. В [13] отмечается, что установившаяся «структурированная» ударная волна распространяется без изменения формы и является следствием устойчивого баланса между конкурирующими процессами нелинейной связи напряжений и деформаций, а также дисперсионными свойствами материала при эволюции дефектов. Эта интригующая особенность устойчивых ударных волн в твердых телах наблюдалась также для так называемых «догрузочных» режимов [5], которые могут быть ассоциированы с множественными режимами LSP. Закон четвертой степени для стационарной структурированной волны тесно связан с механизмами вязкости твердого тела и отражает свойство адиабатической инвариантности [11].

Интерпретация закона четвертой степени для стационарных структурированных ударных волн предложена в [15] в терминах инвариантов ударного сжатия. Установленная инвариантность произведения энергии диссипации на время эквивалентна закону четвертой степени. Фундаментальные механизмы динамики дислокаций и дисперсионные особенности рассеяния в гетерогенных средах сыграли центральную роль в объяснении этой инвариантности как механизма разрушения в ударной волне посредством коллективного адиабатического сдвига.

Произведение записывается как

$$A = \int_0^{\varepsilon_h} \delta E \cdot dt, \qquad (1)$$

где приращения энергии и времени представлены на рис. 1. Обозначены также соответствующая диссипация δE и зависимость динамического напряжения $\sigma(\varepsilon)$ от деформации материала в текущем положении волны. Слагаемое σ_v представляет собой «диссипативное напряжение», которое определяет амплитуду динамического напряжения, превышающего напряжение в уравнении состояния (EoS).

Подставляя в (1) характерную для структурированных волновых фронтов скорость деформации $\dot{\varepsilon}_h \sim 10^6 c^{-1}$, получаем оценку «инварианта действия», характеризующего диссипативные свойства в ударноволновом фронте, обусловленные структурными изменениями

$$A_h = \int_0^{\varepsilon_h} \delta E \cdot \frac{1}{\dot{\varepsilon}_h} d\varepsilon. \qquad (2)$$

Величина A имеет размерность удельного действия в соответствии с определениями классической механики, где $E(t)$ определяет энергию на единицу массы. В классической механике и теории Гамильтона – Якоби величина А представляет интеграл действия

$$A = \int_{t_1}^{t_2} 2T dt, \qquad (3)$$

где T – кинетическая энергия.

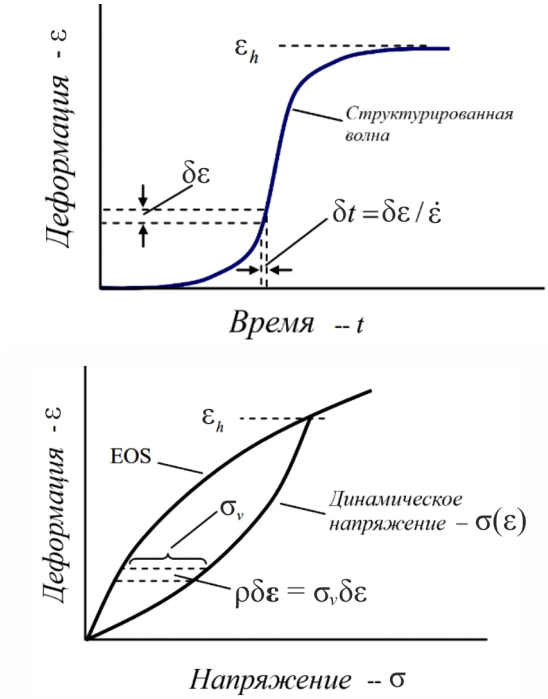


Рис. 1. Иллюстрация зависимости напряжения в структурированной волне [21]

Fig. 1. Illustration of stress dependence in a structured wave [21]

В уравнении (1) энергия δE определяет часть работы, совершаемой ударной волной, аккумулируемой в полях напряжений дефектов (stored energy), не учитываемой в уравнении состояния материала (Equation of State – EoS). Диссипативные механизмы деформации включают движения дислокаций, двойникование, полосы скольжения, микроразрушение, определяющие механизм адиабатического сдвига. Общим признаком данного механизма является диссипация кинетической энергии решетки на акустических частотах, характерных для многомасштабного зарождения и роста дефектов. По мере диссипации в ударной волне происходят два различных, но взаимодействующих процесса. Например, неконсервативный механизм движения дислокаций увеличивает кинетическую энергию акустических мод в спектре частот, соизмеримом с механизмом деформации. Активация хрупкого микроразрушения инициирует дополнительный диапазон частот, связанный с формированием очагов макроскопических трещин [13]. В статье [16] обоснована неприменимость

оценки диссипируемой энергии на основе коэффициента Taylor – Quinney для динамических задач. Это тем более относится к ударно-волновым нагружениям, когда автомодельность пластического фронта отражает сильно-коррелированное поведение дефектов на масштабе ударно-волнового фронта и преимущественное перераспределение энергии УВ нагружения в поля напряжений сильно взаимодействующих дефектов.

Следует отметить еще один аспект, касающийся экспериментальных данных по зависимости четвертой степени между скоростью деформации и напряжением в структурированной ударной волне. Степенные соотношения в физике отражают универсальность механизмов, определяющих связь динамики внутренних (структурных) и регистрируемых переменных при ударно-волновых и усталостных нагружениях.

В данном случае степенные соотношение предполагают, что не существует определяющего масштаба напряжений в диапазоне степенного поведения. Во многих приложениях степенное поведение проявляется в ограниченном диапазоне параметров нагружения. Такое поведение обычно связывается с существованием так называемой автомодельной промежуточной асимптотики или автомодельности второго рода для структурных переменных и наблюдается, например, в теории критических явлений, при развитии детонации, гидродинамической турбулентности, а также при усталостном разрушении [17–19].

Интеграл действия как энергия, аккумулированная в полях напряжений дефектов, генерируемых ударной волной, может использоваться в качестве параметра, характеризующего состояние структуры материала после ударно-волнового нагружения. Связь проявлений автомодельности при формировании пластических волновых фронтов и стадийности усталостного разрушения, а также определение инвариантных характеристик для обоих типов нагружения обсуждается применительно к обоснованию методологии оптимизации режимов ударно-волновой проковки для обеспечения последующего усталостного ресурса материалов авиационного моторостроения [20].

1.2. Автомодельные закономерности усталостного разрушения

Автомодельные закономерности усталостного разрушения и его стадийности являются предметом устойчивого интереса. В соответствии с признаками автомодельности наличие степенных закономерностей для многоциклового нагружения (соотношение Пэриса) и малоциклового нагружения (соотношения Мэнсона-Коффина) рассматриваются как следствие нелинейных закономерностей развития дефектов, подчиняющих изменение наблюдаемых в эксперименте переменных (амплитуда нагрузки и деформации, коэффициент интенсивности напряжений и длина трещины). В дальнейшем рассматриваются автомодельные закономерности много- и сверхмноциклового разрушения, феноменологически соответствующие закону Пэриса и его обобщений для случая малых трещин.

Представление процесса развития трещины в форме, близкой к степенному закону Пэриса, отражает взаимосвязь развития трещины и структурных механизмов формирования так называемой зоны процесса (когезионной зоны), обусловленных дефектами. Коллективное поведение дефектов в зоне процесса, обеспечивающее стадийность перехода от повреждения к разрушению и описываемое степенным законом Пэриса, является характерным проявлением автомодельности [12; 21; 22].

Методология автомодельной промежуточной асимптотики [12; 18; 21] была применена к анализу закона Пэриса для описания роста усталостной трещины в виде степенного закона :

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K\right)^m, \tag{4}$$

где $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ ($K_{\max}$ и $K_{\min}$ – соответственно максимальная и минимальная интенсивности напряжений в цикле усталости), а C и m – экспериментально определяемые константы. Наличие промежуточной асимптотики предполагает существование «констант материала», определяющих характерные масштабы взаимодействия, когда наблюдаемые переменные (da/dN и ΔK) подчиняются нелинейной кинетике повреждений в зоне процесса с характерным масштабом L. Эти механизмы отражаются в показателе степени m и промежуточно-асимптотическом характере локализации повреждений, обеспечивающей развитие усталостной трещины.

Феноменологически роль масштабов учитывается в подходах «механики конечного разрушения» (Finite Fracture Mechanics) и теории критических дистанций (Critical Distance Theory) [26–29].

Структура уравнения Пэриса отражает фундаментальные закономерности нелинейной кинетики развития дефектов в зоне процесса, определяемые двумя типами автомодельных решений [22]. Первое, промежуточно-асимптотическое сингулярное решение распределения поля напряжений (решение Ирвина) определяет эффективную плотность упругой энергии, пропорциональную $K^2/(GL)$ (G-модуль упругости) и выделяемую в вершине трещины при ее распространении. Выделяя сингулярную упругую часть, уравнение (4) может быть представлено в виде

$$\frac{dl}{dN} = C\left(\Delta K\right)^2\left(\Delta K\right)^{m-2}. \tag{5}$$

Сомножитель $\left(\Delta K\right)^{m-2}$ характеризует «подчинение» кинетики развития трещины второму автомодельному решению, определяющему нелинейную динамику развития поврежденности в вершине трещины. Показатель $(m-2)$ является параметром автомодельности и характеризует взаимодействие дефектов на масштабе зоны процесса L. В [26] предлагается оценка размера этой зоны соотношениями «механики конечного разрушения»

$$L = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_c}{\sigma_c}\right)^2, \quad (6)$$

где K_c – критическое значение коэффициента интенсивности напряжений, σ_c – предел прочности. Вторым пространственным размером является масштаб области локализации дефектов a (количество которых в зоне процесса $i = L/a$) и расстояние между ними.

Длина L может быть определена также из соображений энергетического баланса с использованием концепций FFM и TCD о конечности приращения длины при распространении трещины [26]

$$\int_0^L K^2 da = K_c^2 \cdot L. \quad (7)$$

Соотношение (7) характеризует работу «вязкого разрушения» при распространении трещины и используется в дальнейшем для определения «инварианта действия» при распространении усталостной трещины. Конечное приращение длины трещины в FFM было введено в качестве концептуальной теоретической основы, предполагающей, что развитие трещины происходит в прерывистой или разветвленной динамике, а ее размер определяется микроструктурой и деформационным поведением материала [27; 28]. Для усталостных трещин L соответствует зоне процесса и связана с микроструктурным параметром (размером зерна) и локализацией повреждения. Размер зоны процесса L связан также с понятием критической дистанции и определяет количество зон локализации поврежденности $i = L/a$, необходимых для формирования зоны разрушения (дочерней трещины), формирование которой обеспечивает распространение основной трещины.

2. Структурная верификация автомодельных закономерностей формирования пластических волновых фронтов и распространения усталостных трещин

Определение масштаба зоны процесса L является одним из центральных моментов для применения подходов FFM при оценке усталостного ресурса в сопоставлении с данными количественного анализа фрактографии поверхности разрушения, развитыми в [18; 30; 31]. Аналогичные подходы были применены в [11; 32] для подтверждения связи эволюции структуры с автомодельными закономерностями формирования пластических волновых фронтов.

2.1. Структурный скейлинг при формировании автомодельных волновых фронтов

Закономерности масштабной инвариантности (скейлинга), отражающие структурные механизмы, обусловленные дефектами и определяющие автомодельность волновых фронтов, исследовались для образцов меди, подвергнутых ударно-волновому нагружению. Микроструктура исследовалась на профилометре New View с вертикальным разрешением рельефа поверхности от 0,5 нм. Анализ структуры образца проводился в осевом сечении цилиндра, в котором с наибольшей вероятностью можно считать реализацию плоского деформирования образца мишени. Поверхность сечения полировалась до зеркального состояния и травилась кислотой в течение небольшого промежутка времени. Известно, что скорость травления зависит от структуры материала, при этом на гладкой полированной поверхности образуется рельеф, отражающий пространственное распределение дислокационных субструктур, обеспечивающих перенос импульса в пластическом волновом фронте. На рис. 2 приведена характерная структура шлифа меди после травления, сканированная на профилометре New View. Из рисунка видно, что внутри зерна образуются области локализованного сдвига. Для анализа закономерностей пространственного скейлинга сканировались профили поверхности рельефа вдоль оси образца (рис. 2, *b*) [32].

Масштабная инвариантность определялась построением корреляционной функции рельефа по данным интерферометрии, вычисляемой по формуле [30, 31]:

$$C(r) = \left\langle (z(x+r) - z(x))^2 \right\rangle_x^{1/2} \propto r^H, \quad (8)$$

где $C(r)$ представляет собой усредненную разность значений высот рельефа поверхности $z(x+r)$ и $z(x)$ на окне размером r, H – показатель Херста (показатель шероховатости). Зависимость на рис. 3, *г*, демонстрирует постоянный наклон, что отражает вырождение пространственных масштабов при формировании автомодельного фронта ударной волны независимо от амплитуды импульса при его распространении в мишени.

2.2. Экспериментальное исследование усталостного ресурса материалов, подвергнутых ударно-волновому нагружению

Следуя методологии, развитой авторами при исследовании влияния динамического нагружения на усталостный ресурс сплавов авиационного моторостроения [4; 23–25], в работе [32] предложено обобщение подхода для ударно-волнового диапазона воздействия, соответствующего режимам, реализуемым в условиях лазерной проковки. Методический аспект исследований связан с методом ударно-волновой обработки массивных мишеней, позволяющим реализацию контролируемого нагружения с регистрацией параметров ударно-волнового импульса методом допплеровской интерферометрии и последующим изготовлением из материала мишени образцов для исследования закономерностей усталостного разрушения. Предварительное нагружение пластины из алюминиевого сплава АМг6 толщиной 15 мм осуществлялось ударом алюминиевой пластины толщиной 4 мм и диаметром 120 мм, разогнанной генератором плоских волн до скорости ~ 1400 м/с (рис. 3), с последующим изготовлением из нагруженной пластины образцов и испытаниями в условиях сверхмногоцикловой усталости при комнатной температуре [32].

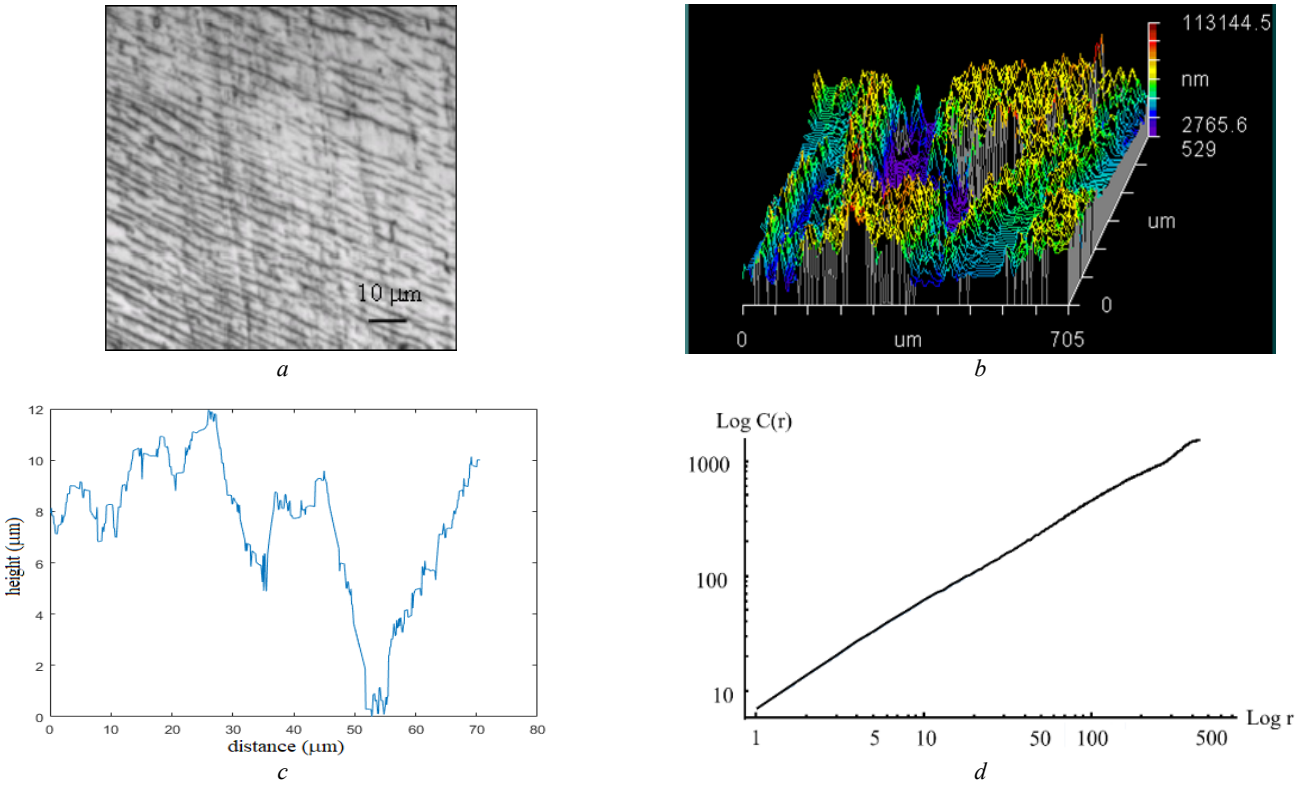


Рис. 2. (*a*) – характерная структура внутри зерна; (*b*) – данные 3D профилометрии; (*c*) – характерный одномерный профиль вдоль плоскости удар; (*d*) – масштабная инвариантность одномерного профиля

Fig. 2. (*a*) – characteristic structure inside the grain; (*b*) – 3D profilometry data; (*c*) – characteristic one-dimensional profile along the impact plane; (*d*) – scale invariance of the one-dimensional profile

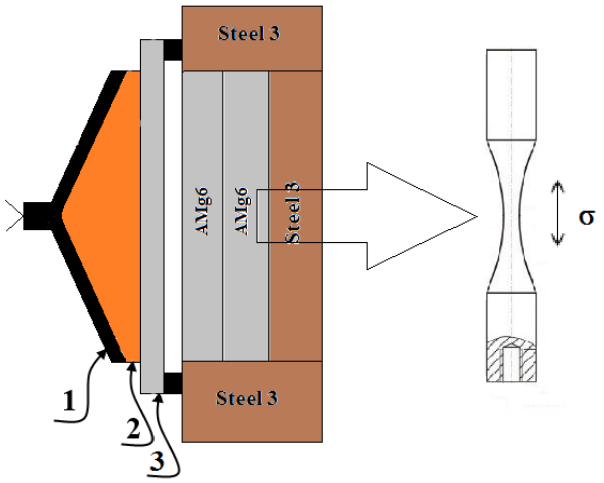


Рис. 3. Схема эксперимента: *1* – взрывчатое вещество; *2* – вкладыш из парафина; *3* – алюминиевый ударник

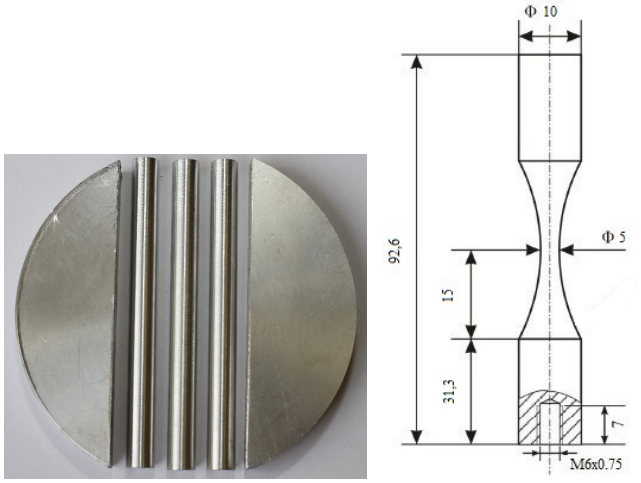
Fig. 3. Experimental scheme: *1* – explosive, *2* – paraffin liner, *3* – aluminum firing pin

Толщина ударной пластины при заданной скорости соударения выбиралась из условия реализации ударно-сжатого состояния с обеспечением максимальной амплитуды импульса сжатия по всей толщине мишени. Для исключения боковой и тыльной разгрузки образца и, соответственно, его дополнительной деформации, последний без зазоров запрессовывался в стальное кольцо диаметром 200 мм. Конфигурация экспериментальной установки позволяла реализовать ударную деформацию в обеих мишенях только в направлении, перпендикулярном их основной плоскости. Реализованный подход позволяет получение макроскопических образцов, предварительно нагруженных контролируемым импульсом в условиях плосковолнового нагружения, что позволяет устранить ряд артефактов, связанных с исследованием состояния материала, подвергнутого LSP: малый размер пятна на поверхности мишени, что не позволяет реализацию режимов, близких к плосковолновым, и получение достоверной информации по данным VISAR, а также косвенная оценка параметров ударно-волнового импульса, нагружающего мишень [8].

Для испытаний на сверхмногоцикловую [33–35] усталость использовались образцы специальной формы, выточенные из сохраненных после ударно-волнового нагружения пластин сплава АМг6 (рис. 4).

Исследования на усталость проводились на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 при уровнях напряжений от 100 до 200 МПа и симметричном цикле R = -1 с частотой 20 кГц. В процессе эксперимента образцы охлаждались сжатым воздухом. Отклонение частоты на 0,5 кГц связывалось с изменением механического импеданса образца при развитии повре-

жденности и предвестник разрушения при зарождении трещины с характерным размером ~2 мм. Испытания на усталость проводились при амплитудах напряжений 100–200 МПа. Уровень приложенных напряжений позволил исследовать усталостную долговечность до значений, соответствующих 10^{10} циклам нагружения. Зарождение внутренней усталостной трещины определялось с помощью метода амплитудно-частотного анализа изменений эффективных упругих свойств материала, разработанного в [36] и показанного на рис. 5.



a *b*

Рис. 4. (*a*) Фотография мишени (*a*) с вырезанными образцами (*b*) для проведения испытаний на сверхмногоцикловую усталость

Fig.4. (*a*) Photograph of the target (*a*) with cut out samples (*b*) for conducting Very High Cycle Fatigue tests

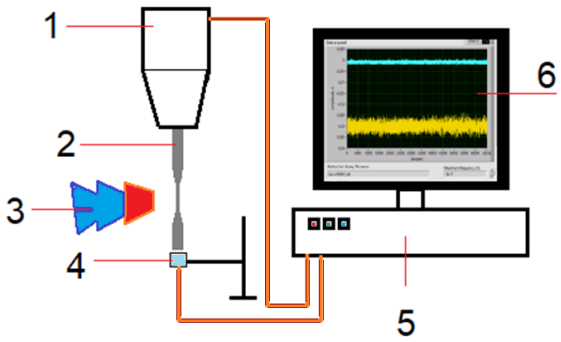
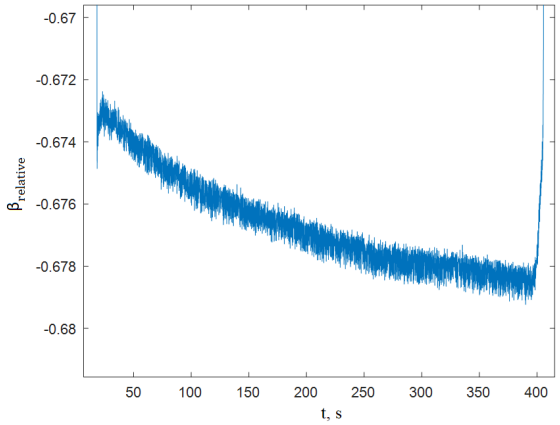


Рис. 5. Экспериментальная установка для испытаний VHCF: *1* – волновод, *2* – образец, *3* – система охлаждения, *4* – датчик перемещения, *5* – система управления и аналого-цифровой преобразователь, *6* – анализирующее программное обеспечение

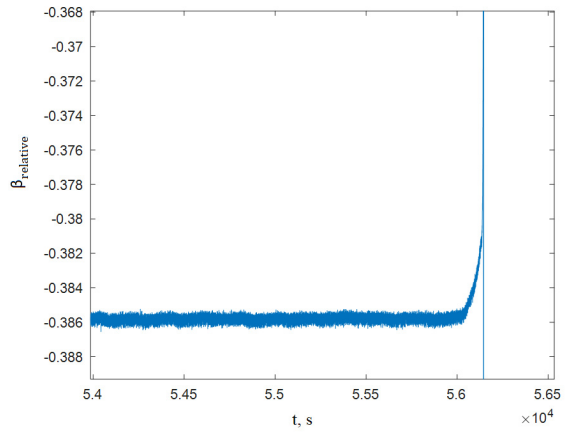
Fig. 5. Experimental setup for VHCF testing: *1* – waveguide, *2* – sample, *3* – cooling system, *4* – displacement sensor, *5* – control system and analog-to-digital converter, *6* – analysis software

Ультразвуковой контроль использовался в сочетании с высокочувствительным индукционным датчиком и системой аналого-цифрового преобразователя, которая измеряла амплитуды и частоты колебаний поверхности свободного торца образца для определения значений первой, второй и третьей гармоник и их амплитуд для идентификации структурных изменений и стадийности поврежденности по значению параметра β в нелинейном законе упругости [36]:

$$\sigma = E\left(\varepsilon - \frac{1}{2}\beta\varepsilon^2\right). \qquad (9)$$



a



b

Рис. 6. Относительный коэффициент нелинейности $\beta_{relative}=\beta/\beta_0$ (β_0 – в исходном состоянии образца) на предкритической стадии циклического нагружения образца, подвергнутого предварительному ударно-волновому нагружению: *a* – σ = 150 МПа, $N_f = 3{,}10\cdot10^7$; *b* – σ = 110 МПа, $N_f = 1{,}04\cdot10^9$)

Fig. 6. Relative nonlinearity coefficient $\beta_{relative}=\beta/\beta_0$ (β_0 – in the initial state of the sample) at the precritical stage of cyclic loading of the sample subjected to preliminary shock-wave loading: (*a*) σ = 150 MPa, $N_f = 3.10\cdot10^7$; (*b*) σ = 110 MPa, $N_f = 1.04\cdot10^9$)

Анализ колебаний поверхности свободного конца образца позволил выявить различие в кинетике зарождения усталостной трещины, обусловленное локализацией повреждений. Например, усталостное испытание образца при амплитуде нагрузки 150 МПа и количестве циклов до разрушения $3{,}10\cdot10^7$ циклов выявило моно-

тонную тенденцию в изменении коэффициента нелинейности (рис. 6, *a*). В момент достижения критической стадии, связанной с зарождением трещины, значение коэффициента нелинейности резко возрастает, приблизительно на порядок. Для образца, испытанного на усталость при малой амплитуде нагружения 110 МПа и числе циклов до разрушения, равном $1{,}04 \cdot 10^9$, коэффициент нелинейности достигает постоянного значения на начальной стадии и остается неизменным в течение 99 % времени эксперимента (рис. 6, *b*). На конечном этапе эксперимента наблюдается лавинообразный рост коэффициента нелинейности. Такое поведение коэффициента β можно объяснить длительным накоплением дефектов внутри материала, что практически не влияет на модуль упругости. Однако дальнейшее увеличение количества или размера дефектов до некоторого критического значения приводит к зарождению внутренней усталостной трещины, которая очень быстро распространяется в материале, вызывая его разрушение.

3. Количественный фрактографический анализ поверхности разрушения образцов после последовательного ударно-волнового и усталостного нагружения

3.1. Количественный фрактографический анализ поверхности разрушения

Количественный фрактографический анализ поверхности разрушения образцов, подвергавшихся последовательному ударно-волновому и усталостному нагружению, осуществлялся на основе данных профилометрии, полученных с использованием интерферометра New-View 5000 (при увеличении x2000, рис. 7).

Вычислением пространственных инвариантов шероховатости [32] установлены размеры характерных областей, соответствующих многомасштабному коррелированному поведению дефектов, ответственных за стадийность перехода от повреждения к разрушению, зарождению и росту усталостной трещины. Этот анализ показывает, что поверхность разрушения состоит из трёх характерных зон (рис. 7): 1 – зона зарождения усталостной трещины, 2 – зона роста усталостной трещины, 3 – зона распространения усталостной трещины в соответствии с законом Пэриса. В «зоне 2», связанной с ростом усталостной трещины, исследовались одномерные профили рельефа поверхности в радиальном направлении (рис. 7, *b*). Для обеспечения репрезентативности данных о топологии поверхности анализировалось от 12 до 15 одномерных профилей в пределах рабочей длины профилометра.

При обсуждении понятия критических дистанций вводились два структурных масштаба: масштаб области локализации дефектов *a* и расстояние между ними *b*. Критический масштаб зоны процесса *L* соответствует установлению многомасштабных корреляций между зонами локализации дефектов, когда наблюдается вырождение данных структурных масштабов на масштабе *L*. Для определения минимального (критического) масштаба l_{sc}, соответствующему установлению длинно-корреляционных взаимодействий в ансамблях дефектов, использовался метод определения масштабного инварианта, показателя Херста. По одномерным профилям рельефа поверхности разрушения по формуле (8) вычислялась корреляционная функция $C(r)$. Представление функции $C(r)$ в логарифмических координатах в соответствие с соотношением (8) позволяет провести оценку критического масштаба l_{sc}. Значение нижней границы линейного участка функции $C(r)$ принималось за значение масштаба l_{sc}, значение верхней границы принималось за значение критического масштаба зоны процесса $L=L_{pz}$, области коррелированного поведения областей локализации дефектов (рис. 8).

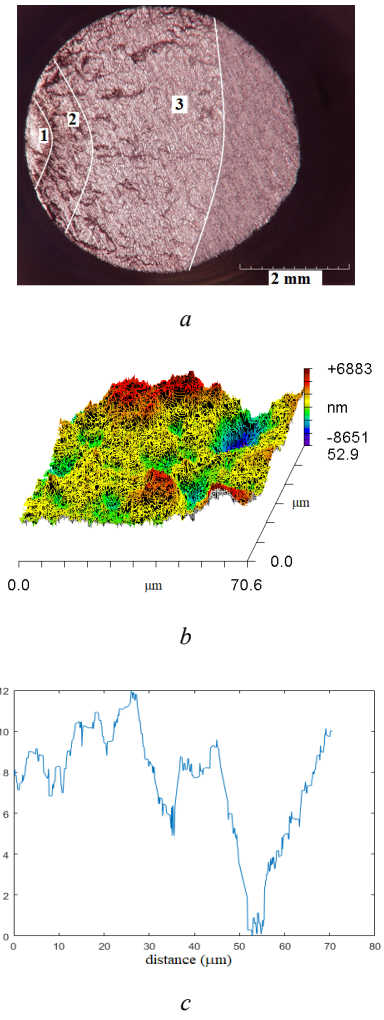
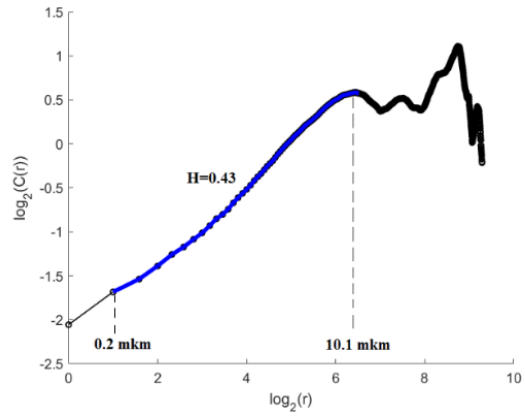
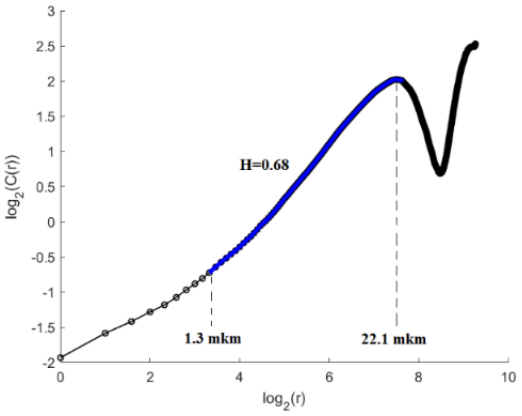


Рис. 7. (*a*) Характерные изображения зон усталостного разрушения в сплаве АМг6 (σ = 121 МПа, $N_f = 7{,}29 \cdot 10^7$): *1* – зона зарождения усталостной трещины, *2* – зона роста усталостной трещины, *3* – зона распространения усталостной трещины в соответствии с кинетикой Париса); (*b*) типичный трехмерный профиль зоны *2*; (*c*) типичный одномерный профиль зоны 2

Fig. 7. (*a*)Typical images of fatigue failure zones in AMg6 alloy (σ = 121 MPa, $N_f = 7.29 \cdot 10^7$): *1* – fatigue crack initiation zone, *2* – fatigue crack growth zone, *3* – fatigue crack propagation zone according to the Paris kinetics); (*b*) typical three-dimensional profile of zone 2; (*c*) typical one-dimensional profile of zone *2*



a



b

Рис. 8. Характерный вид зависимости $\log_2 C(r)$ от $\log_2(r)$ (x2000) для образцов: *a* – с предварительным нагружением; *b* – без предварительного нагружения

Fig. 9. Typical form of dependence of log2C(r) on log2(r) (x2000) for samples: *a* – with preliminary loading; *b* – without preliminary loading

Сравнительный анализ масштабных инвариантов по данным количественной профилометрии позволил установить уменьшение показателя Хёрста (H=0,34–0,58 в диапазоне структурных масштабов 0,3–30,7 мкм) для образцов, подвергнутых предварительному нагружению, и рост показателя (H=0,58–0,76 в диапазоне структурных масштабов 1,3–34,7 мкм) для ненагруженных образцов. Структура материала, нагружаемого при высоких скоростях деформирования, характеризуется интенсивной фрагментацией при формировании дислокационных ансамблей, которые инициируют многомасштабный рост дефектов при последующем усталостном нагружении. Исходная фрагментированная структура затрудняет формирование упорядоченной системы дефектов при усталостном нагружении, что, по-видимому, является причиной уменьшения показателя Херста и менее выраженной способностью материала к локализации поврежденности в виде полос локализованного сдвига (persistent slip bands) в вершине усталостной трещины.

3.2. Автомодельные закономерности роста усталостных трещин

В настоящем разделе развивается подход, связывающий автомодельные закономерности развития пластических волновых фронтов и распространения усталостных трещин с целью определения инвариантных параметров, характеризующих изменение структуры при распространении волнового фронта и их влияние на кинетику зарождения и распространения усталостных трещин. Автомодельные закономерности, описывающие связь скорости роста трещины с изменением коэффициента интенсивности напряжений, являются предметом интенсивных теоретических и экспериментальных исследований [37]. Степенные зависимости, известные как закон Пэриса, отражают автомодельный характер развития усталостных трещин, обусловленный нелинейным характером развития поврежденности в окрестности вершины трещины.

$$\frac{dl}{dN} = C(\Delta K)^m, \tag{10}$$

где C и m константы, зависящие от материала. Для широкого класса материалов и различных скоростей роста трещин в условиях многоцикловой усталости показатель степени m близок к значениям 2–4. Однако для малых трещин или малых напряжений, когда на кинетику роста трещины оказывает существенное влияние структура и поврежденность окружающего материала, закон Пэриса в его традиционной формулировке применен быть не может. Для описания кинетики роста трещины для размеров, меньших размера «трещин Пэриса», в [18] было предложено феноменологическое соотношение, которое, наряду с макроскопической характеристикой напряженного состояния в вершине трещины (ΔK), включало структурные параметры. Автомодельные закономерности роста усталостной трещины на образцах, нагруженных в области много- и сверхмногоцикловой усталости, исследовалось методами теории подобия и размерностей. Зависимость скорости роста трещины dl/dN определялась следующими параметрами:

$$\frac{dl}{dN} = F(\Delta K, G, l_{sc}, L_{pz}), \tag{11}$$

где ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений; G – модуль сдвига; l_{sc} – минимальный пространственный масштаб в окрестности вершины трещины (зоны процесса разрушения), на котором начинают проявляться масштабно-инвариантные закономерности рельефа поверхности разрушения, L_{pz} – масштаб зоны процесса разрушения в вершине трещины. Значения L_{pz} и l_{sc} определены экспериментально на основе исследования корреляционных свойств рельефа поверхности разрушения вычислением масштабного инварианта. Применяя П-теорему, уравнение (11) можно представить в виде:

$$\frac{dl}{dN} = \Phi\left(\frac{\Delta K}{G\sqrt{l_{sc}}}, \frac{L_{pz}}{l_{sc}}\right). \qquad (12)$$

Оценка значений $\Delta K / G\sqrt{l_{sc}} << 1$ и $L_{pz} / l_{sc} >> 1$ позволяет предположить промежуточно-асимптотический характер кинетики роста трещины и записать (11) в виде:

$$\frac{dl}{dN} = l_{sc}\left(\frac{\Delta K}{G\sqrt{l_{sc}}}\right)^{\alpha}\left(\frac{L_{pz}}{l_{sc}}\right)^{\beta}, \qquad (13)$$

где α и β – степенные показатели, отражающие промежуточно-асимптотический характер кинетики роста трещины как функции безразмерных переменных $\Delta K \Big/ \left(G\sqrt{l_{sc}}\right)$, l_{sc}, L_{pz}. Вводится параметр $\Delta K_{eff} = \Delta K \left(L_{pz} / l_{sc}\right)^{\beta/\alpha}$, который позволяет записать уравнение (13) в виде, аналогичном закону Пэриса

$$\frac{dl}{dN} = l_{sc}\left(\frac{\Delta K_{eff}}{G\sqrt{l_{sc}}}\right)^{\alpha}, \qquad (14)$$

и который может быть применен как для описания малых, так и больших трещин, кинетика которых определяется различными структурными параметрами l_{sc}, L_{pz} и показателями скейлинга α, β. Полученное уравнение кинетики роста трещины при $l_{sc} \to b$ (b – вектор Бюргерса), $L_{\text{pz}} \to l_{\text{sc}}$ и, соответственно $\Delta K_{eff} \to \Delta K$, аналогично уравнению, предложенному в работе [38; 39].

Показатели степени связаны с «основными» механизмами, обеспечивающими высвобождение свободной энергии в зоне процесса. При «пластическом сценарии» формируются многочисленные полосы скольжения (PSB), и коррелированное поведение PSB соответствует пороговому значению ΔK_{th}, достижение которого определяет степенной показатель в законе Пэриса. Последующее преобразование PSB в ансамбле микротрещин, области локализации повреждений и их коррелированное поведение обеспечивает при достижении порогового значения ΔK_c «квазихрупкий» сценарий распространения усталостной трещины с более высокими показателями степени. Коррелированное поведение областей PSB и локализации повреждений обеспечивает автомодельный характер распространения трещины в терминах ΔK_{th} и ΔK_c с характерными показателями степени. В [15; 22] показано, что автомодельные закономерности распространения усталостных трещин связаны с «подчинением» их кинетики автомодельным решениям, определяющим формирование коллективных мод дефектов.

Уравнение (14) преобразуется к виду

$$\frac{dl}{dN} = M\left(\frac{\Delta K_{eff}}{G\sqrt{l_{sc}}}\right)^{\alpha-2}, \qquad (15)$$

где $M = l_{sc}\left(\Delta K_{eff} \Big/ E\sqrt{l_{sc}}\right)^2$ определяет «вязкость» разрушения при распространении усталостной трещины. Два структурных масштаба l_{sc}, L_{pz}, значения которых определяются по данным количественной фрактографии поверхностей разрушения, определяют пороговые значения ΔK_{th} и ΔK_c, которые могут быть использованы в качестве параметра оптимизации для оценки значения «инварианта действия» при ударно-волновой обработке материала.

Данные количественной фрактографии, оценка масштабных инвариантов (показателей Херста) для различных зон поверхности разрушения и соответствующие им масштабы используются для определения эффективных (в случае усталости) коэффициентов интенсивности напряжений. Основанные на этом подходе методы количественной фрактографии позволяют сопоставление масштабов критических дистанций по данным макроскопических экспериментов (предел прочности, критическое значение коэффициента интенсивности напряжений) с данными профилометрии. Это имеет решающее значение при оценке усталостного ресурса при переходе от режимов многоцикловой к сверхмногоцикловой усталости.

3.3. Параметры оптимизации режима ударно-волновой обработки для обеспечения усталостного ресурса

В качестве критерия, обеспечивающего максимальный ресурс материала, подвергнутого ударно-волновой обработке, может быть использовано соотношение (7), в котором оба параметра K_c и L зависят от режима ударно-волновой обработки. Критическое значение коэффициента интенсивности и масштаб определяются по данным испытаний образцов, подвергнутых ударно-волновому нагружению. Максимальному значению величины

$$A_f^c = \frac{1}{2G} K_c^2 \cdot L \cdot T_f, \qquad (16)$$

будет соответствовать максимальная величина работы разрушения при распространении усталостной трещины за время T_f. Параметры ударно-волнового нагружения, обеспечивающие максимальный усталостный ресурс, определяются соотношением $A_h = A_f^c$ по данным обработки результатов плосковолнового нагружения в терминах ударно-волнового «инварианта действия» (2). Оптимальным режимам ударно-волновой обработки будет соответствовать максимальное время распространения трещины, определяемое условиями ударно-волнового нагружения и свойствами материала, подвергнутого ударно-волновому нагружению. При этом все параметры материала определяются по данным экспериментов с построением зависимостей, позволяющих

решение оптимизационной задачи по определению максимального усталостного ресурса. Сопоставление интегралов действия позволяет учесть нелокальную (автомодельную) природу механизмов структурной релаксации, обусловленных развитием дефектов, определяющих особенности ударно-волнового нагружения и распространения усталостных трещин. Критерий оптимизации, основанный на сопоставлении интегралов действия, отражает фундаментальные закономерности, обусловленные автомодельными структурой пластических волновых фронтов (четвертый порядок в соотношениях Swegle–Grady для амплитуды волнового импульса) и автомодельностью кинетики распространения усталостных трещин (закон Paris'а с показателем степени близким к 4).

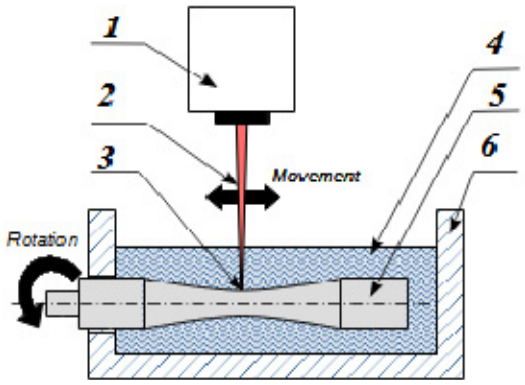
4. О некоторых особенностях лазерной обработки материалов

Наряду с исследованием особенностей влияния предварительного ударно-волнового нагружения, представляет интерес изучение влияния лазерного воздействия на свойства поверхностного слоя в условиях усталости [40].

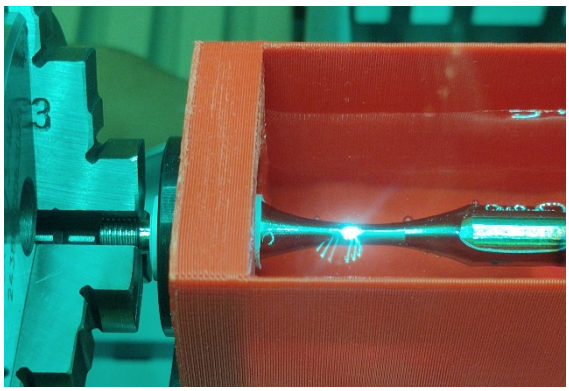
Обработка цилиндрической рабочей части образцов сплава ВТ6 производилась с использованием прецизионной лазерной установки MiniMarker 2 – 30A4 RA и высокоточного вращателя через слой воды толщиной 2 мм, что позволяло инициировать в материале ударно-волновой импульс за счет образования плазмы в тонком поверхностном слое материала при воздействии лазерного излучения. Принципиальная схема установки и обработки образцов представлена на рис. 9.

Установка включает в себя иттербиевый наносекундный импульсный волоконный лазер производства IPG Photonics с длиной волны 1064 нм. Параметры облучения: длительность импульса 200 нс, энергия импульса 1 мДж, диаметр пятна сфокусированного на поверхности лазерного луча ~ 30 мкм. Для установления влияния лазерной обработки на закономерности разрушения титанового сплава ВТ6 в условиях сверхмногоциклового нагружения рабочие части цилиндрических образцов обрабатывались в режиме сканирования, лазерный луч перемещался по поверхности образца «дорожка за дорожкой» таким образом, чтобы зоны воздействия (пятна) соприкасались, но не перекрывались. После каждого прохода линии образец поворачивался вокруг своей оси на заданный угол таким образом, чтобы линии соприкасались, но не перекрывались, тем самым обрабатывая всю поверхность в рабочей зоне образца.

В связи с тем что качество поверхности играет важную роль при сверхмногоцикловых испытаниях, для разделения эффектов «шероховатости» и «лазерной обработки» были испытаны образцы с различным качеством поверхности: Ra = 0,25 ± 0,05 мкм и Ra = 0,15 ± ± 0,05 мкм в исходном состоянии и после лазерной обработки. После лазерной обработки шероховатость поверхности образцов в среднем составила Ra = 1,30 ± ± 0,10 мкм. Для получения заданного уровня шероховатости (Ra = 0,15 мкм и Ra = 0,25 мкм) образцы, обработанные на СПЛМ «МиниМаркер 2», подвергались тонкому шлифованию (от Р600 до Р2000) и полированию алмазной пастой с размером абразива 1–2 мкм. Шлифование проводилось с целью удаления рельефа кратеров, но с сохранением тонкого наклёпанного слоя.



a



b

Рис. 9. Принципиальная схема экспериментальной установки на базе системы прецизионной лазерной маркировки (СПЛМ) «МиниМаркер 2»: *1* – лазерная головка с линзой; *2* – лазерный луч; *3* – точка фокусировки лазерного луча (на поверхности образца); *4* – вода, слой 2 мм; *5* – образец

Fig. 9. Schematic diagram of the experimental setup based on the MiniMarker 2 precision laser marking system (PLMS) and treatment of cylindrical samples: *1* – laser head with lens; *2* – laser beam; *3* – laser beam focus point (on the sample surface); *4* – water, 2 mm layer; *5* – sample

Испытание на усталость образцов титанового сплава проводилось в режиме симметричного нагружения «растяжение – сжатие» при частоте 20 кГц на ультразвуковой усталостной машине Shimadzu USF-2000. Результаты испытаний представлены в таблице.

Полученные результаты (см. таблицу) показывают, что обработка образцов по предлагаемому режиму на установке СПЛМ «МиниМаркер 2» приводит к повышению эксплуатационных характеристик при сверхмногоцикловых испытаниях. Использованный метод позволил разделить влияние шероховатости и лазерной

обработки на усталостные свойства сплава. Показано, что лазерная обработка поверхности с последующим шлифованием является перспективным средством повышения усталостного ресурса материалов авиационного моторостроения.

Результаты усталостных испытаний исходных и подвергнутых поверхностной лазерной обработке образцов из сплава ВТ-6 с различным качеством поверхности

Results of fatigue tests on initial and surface laser-treated samples of Ti–6Al–4V alloy with different surface qualities

Обработка	Качество поверхности Ra, мкм			
	0,25 ± 0,05		0,15 ± 0,05	
	σ, МПа	*N*, циклов	σ, МПа	*N*, циклов
Исходное состояние (без обработки)	460	$5{,}47\cdot10^{8}$	460	$7{,}73\cdot10^{8}$
Лазерная поверхностная обработка	475	$2{,}22\cdot10^{9}$	490	$3{,}48\cdot10^{7}$

Обсуждение результатов

Ударно-волновая обработка материалов, в том числе методами лазерной проковки, предполагает установление связи механизмов деформирования при распространении упругопластической волны и структурными изменениями в материале для обеспечения необходимых свойств, в частности, усталостного ресурса в условиях эксплуатации, включая, например, распространенные для приложений ситуации случайного соударения лопаток вентиляторов с посторонними предметами. В сопоставлении с динамическими нагружениями ударно-волновое воздействие характеризуется принципиальными отличиями структурных изменений, связанных с закономерностями формирования упругопластических фронтов, и их влиянием на усталостные свойства материалов и конструкций. Принципиальная особенность – автомодельность пластического фронта, обусловленного коррелированностью структурных изменений на масштабе волнового фронта, что является важным признаком нелокальных взаимодействий в ансамблях дефектов, которые не могут быть отражены в традиционных критериях, используемых в случае квазистатических и динамических воздействий, и основанных, например, на оценке уровней остаточных напряжений. Нелокальные свойства поврежденности в материалах при воздействии ударно-волнового импульса также проявляют себя при последующих усталостных нагружениях, влияя как на закономерности зарождения, так и роста трещин усталости. С учетом малой длительности ударно-волнового импульса, определяемой шириной пластического фронта, принципиальное значение для оценки усталостного ресурса имеет установление связи формируемой при ударно-волновом нагружении дефектной структуры материала со стадиями зарождения малых усталостных трещин, их роста до масштабов трещин Пэриса и распространение с учетом свойств материала с дефектами, формируемыми при распространении пластической волны.

Перечисленные особенности структурных изменений при распространении упругопластического импульса и их влияние на закономерности инициирования и распространения усталостных трещин должны быть отражены в нелокальных критериях, основанных на инвариантных характеристиках состояния материала при ударно-волновых и усталостных нагружениях. При этом принципиальное значение имеет определение данных инвариантных характеристик на основе методически обоснованных постановок, позволяющих регистрацию параметров ударно-волнового и последующего усталостного нагружений в сопоставлении с результатами структурных исследований. Методические постановки применительно к ударно-волновому нагружению предполагают реализацию плосковолнового нагружения модельных образцов в сочетании с регистрацией методами интерферометрии для исключения артефактов измерений параметров ударно-волнового импульса в условиях LSP при малой величине пятна воздействия и неопределенности в величине нагружающего импульса в условиях абляции, образования плазменного факела, инициирующего ударный импульс сжатия. Одновременно модельные эксперименты по плосковолновому нагружению являются базовыми для определения инвариантных характеристик, определяющих связь параметров ударно-волнового импульса с изменениями структуры в терминах «инварианта действия», значение которого является параметром оптимизации структуры для оценки усталостного ресурса.

Параметры нелокальности, структурные масштабы, характеризующие развитие усталостного разрушения, определяются по данным количественной фрактографии и позволяют оценку «инварианта действия» для количественного описания кинетики роста усталостных трещин с учетом изменений структуры, формируемой при ударно-волновом нагружении.

Применительно к LSP-обработкам материалов авиационного моторостроения отмечается необходимость реализации полного исследовательского цикла, включающего проведение модельных экспериментов по плосковолновому нагружению образцов для усталостных испытаний и обоснования моделей для описания высокоэнергетического (в том числе LSP) воздействия и последующее изучение влияния этого воздействия на усталостные свойства в сочетании с методами структурного анализа. В целом эксперименты демонстрируют сложность явления нагружения материала в условиях LSP вследствие специфики механизмов деформирования и разрушения при ударно-волновом нагружении, когда последовательно реализуются структурные механизмы релаксации, характерные как для вязкого, так и хрупкого разрушения при последовательном изменении вида напряженного состояния в волне сжатия и разрежения. Особенности ударно-волнового нагружения в сочетании с каче-

ственно различными механизмами формирования структуры и поврежденности в волнах сжатия и разрежения предполагают отражение этих механизмов в широкодиапазонных моделях, связывающих механизмы структурной релаксации, многомасштабной кинетики дефектов с автомодельными закономерностями формирования и распространения ударно-волновых импульсов. Моделирование динамики формирования упругопластических фронтов, связь с механизмами структурной релаксации и стадийности развития поврежденности предполагают разработку специальных алгоритмов и программных комплексов для проведения расчетов применительно к реальным процессам высокоэнергетической и ударно-волновой обработки.

Результаты исследований позволяют сделать следующие выводы по обоснованию методических аспектов оценки усталостного ресурса при предшествующей ударно-волновой обработке материалов, включая условия лазерной проковки:

1. Формирование структуры при ударно-волновой обработке определяется автомодельными закономерностями упругопластического волнового профиля, которые могут быть идентифицированы введением «инварианта действия», связывающего параметры ударной волны (амплитуду, ширину волнового фронта) с диссипативными свойствами материала, обусловленными дефектами (запасенная энергия – stored energy).

2. Показано, что введение «инварианта действия» позволяет описать кинетику развития усталостных трещин в материалах, подвергнутых предварительному ударно-волновому воздействию, включая зарождение и развитие малых трещин, трещин Пэриса.

3. Количественный фрактографический анализ с использованием данных интерферометрии поверхностей разрушения позволил идентификацию структурных масштабов для определения «инвариантов действия», определяющих кинетику развития усталостных трещин в материалах после ударно-волновой обработки.

4. Развиты методические основы исследования поведения материалов при последовательных ударно-волновых и усталостных воздействиях, позволяющие оптимизацию процессов ударно-волновой проковки для обеспечения максимального усталостного ресурса.

5. Применительно к LSP-обработкам материалов авиационного моторостроения необходима реализация полного экспериментального и исследовательского цикла, включающего:

– проведение модельных экспериментов по плосковолновому нагружению мишеней для определения значений «инварианта действия» структурированных волновых фронтов при различных амплитудах волнового импульса и получения стандартных образцов для проведения усталостных испытаний;

– проведение усталостных испытаний на стандартных образцах в сочетании с методами структурного анализа для определения «инвариантов действия», определяющих кинетику распространения усталостных трещин;

– обоснование моделей для описания ударно-волновых фронтов в характерных диапазонах LSP-воздействия с последующим экспериментальным изучением влияния этого воздействия для модельных постановок лазерной проковки.

6. Разработка алгоритмов оптимизации с использованием «инвариантов действия».

Библиографический список

1. Fatigue crack nucleation and growth rate behavior of laser shock peened titanium / J.J. Ruschau, R. John, S.R. Thompson, T. Nicholas // Int. J. Fatigue. – 1999. – No. 21. – P. 199–S209. DOI: 10.1016/S0142-1123(99)00072-9

2. Laser Shock Peening and its Applications: A Review / R. Sundar, P. Ganesh, R.K. Gupta, G. Ragvendra, B.K. Pant, V. Kain, K. Ranganathan, R. Kaul, K.S. Bindra // Lasers in Manufacturing and Materials Processing. – 2019. – No 6. – P. 424–463. DOI: 10.1007/s40516-019-00098-8

3. Nicolas, T. Critical issues in high cycle fatigue / T. Nicolas // International Journal of Fatigue. – 1999. – No. 21. – P. 221–231.

4. Peters, J.O. Influence of foreign object damage on crack initiation and early crack growth during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V / J.O. Peters, R.O. Ritchie // Eng. Fract. Mech. – 2000. – Vol. 67. – P. 193–207.

5. Asay, J.R. The use of shock-structure methods for evaluating high-pressure material properties / J.R. Asay // Int. J. Impact Engng. – 1997. – Vol. 20. – P. 27–61.

6. Chen, Xi. Foreign object damage on the leading edge of a thin blade / Xi Chen // Mechanics of Materials. – 2005. – Vol. 37. – P. 447–457.

7. Qi, S. Numerical investigation on spall fracture in a metallic material caused by laser shock peening / S. Qi, H. Bao, Y. Shen // Materials Today Communications. – 2022. – No. 33. – P. 104343.

8. Behavior of Zr–1Nb alloy in coarse- and ultrafine-grain states under laser-induced shock wave loading / D. Ledon, A. Balakhnin, S. Uvarov, I. Bannikova, Yu. Bayandin, O. Naimark // Fracture and Structural Integrity. – 2023. – Vol. 17, no. 66. – P. 164–177. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.66.10

9. Towards the ultimate strength of iron: spalling through laser shock / G. Righi, C.J. Ruestes, C.V. Stan, S.J. Ali, R.E. Rudd, M. Kawasaki, H.-S. Park, M.A. Meyers // Acta Mater. – 2021. – Vol. 215. – P. 117072. DOI: 10.1016/j.actamat

10. Spallation damage of 90W-Ni-Fe alloy under laser-induced plasma shock wave / I. Zhang, Y. Huang, H. Shu, B. Chen, X. Chen, Y. Ma, W. Liu // J. Mater. Res. Technol. – 2022. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.01.090

11. Naimark, O.B. Collective properties of defects, multiscale plasticity, and shock induced phenomena in solids / O.B. Naimark, Yu.V. Bayandin, M.A. Zocher // Physical Mesomechanics. – 2017. – No. 20. – P. 10–30.

12. Critical Dynamics of Defects and Mechanisms of Damage-Failure Transitions in Fatigue / O. Naimark, V. Oborin, M. Bannikov, D. Ledon // Materials. – 2021. – Vol. 14(10). – P. 2554.

13. Naimark, O.B. Collective Properties of Defect Ensembles and Some Nonlinear Problems of Plasticity and Fracture / O.B. Naimark // Phys. Mesomech. – 2003. – Vol. 6, no. 4. – P. 39–63.

14. Swegle, J.W. Shock viscosity and the prediction of shock wave rise times / J.W. Swegle, D.E. Grady // J. Appl. Phys. – 1985. – Vol. 58, no. 2. – P. 692–701.

15. Grady, D.E. Structured shock waves and the fourth power law / D.E. Grady // Journal of Applied Physics. – 2010. – Vol. 107(1). – P. 013506–013506-13. DOI: 10.1063/1.3269720

16. Rittel, D. The dependence of the Taylor–Quinney coefficient on the dynamic loading mode / D. Rittel, L.H. Zhang, S. Osovski // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – 2017. – Vol. 107. – P. 96–114. DOI: 10.1016/j.jmps.2017.06.016

17. Bathias, C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice / C. Bathias, P.C. Paris. – Marcel Dekker Publisher Co., 2005. – 328 p.

18. Scaling invariance of fatigue crack growth in gigacycle loading regime / V. Oborin, M. Bannikov, O. Naimark, T. Palin-Luc // Technical Physics Letters. – 2010. – Vol. 36, no. 11. – P. 1061–1063. DOI: 10.1134/S106378501011026X

19. Fatigue crack growth from small to large cracks on very high cycle fatigue with fish-eye failures / I. Marines-Garcia [et al.] // Eng. Fract. Mech. – 2008. – Vol. 75, no. 6. – P. 1657–1665. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2007.05.015

20. Experimental and Numerical Investigation on Fatigue Limit Improvement of Laser Shock Peening on Airfoil Specimens Subjected to Foreign Object Damage / J. Mao, W. Lu, D. Hu, J. Pan, W. Si, J. Liu, R. Wang // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 2025. – Vol. 48. – P. 2477–2494.

21. Nonlinear dynamics and stages of damage of TI6AL4V and TI45NB titanium alloys in very high cycle fatigue / M.V. Bannikov, V.A. Oborin, D.A. Bilalov, O.B. Naimark // PNRPU Mechanics Bulletin. – 2020. – Iss. 2. – P. 145–153. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.2.12

22. Naimark, O. Self-similarity of damage-failure transition and the power laws of fatigue crack advance / O. Naimark, V. Oborin, M. Bannikov // Frattura ed Integrità Strutturale. – 2024. – Vol. 70. – P. 272–285. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.70.16

23. Spanrad, S. Characterisation of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti–6Al–4V aerofoil specimens / S. Spanrad, J. Tong // Materials Science and Engineering A. – 2011. – Vol. 528. – P. 2128–2136.

24. Oakley, S.Y. Prediction of the combined high- and low-cycle fatigue performance of gas turbine blades after foreign object damage / S.Y. Oakley, D. Nowell // Int. J. of Fatigue. – 2007. – Vol. 29. – P. 69–80.

25. Nowell, D. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage / D. Nowell, P. Duó, I.F. Stewart // Int. J. of Fatigue. – 2003. – Vol. 25. – P. 963–969.

26. Taylor, D. The fracture mechanics of finite crack extension / D. Taylor, P. Cornetti, N. Pugno // Engng. Fract. Mech. – 2005. – Vol. 72. – P. 1021–38.

27. Taylor, D. Finite fracture mechanics and the theory of critical distances, in “Advances in Fracture and Damage Mechanics IV. EC” / D. Taylor, P. Cornetti; Aliabadi M.H.(Ed.). – Eastleigh UK, 2005. – P. 565–70.

28. Taylor, D. The theory of critical distances / D. Taylor // Engng, Fract. Mech. – 2008. – Vol. 75. – P. 1696–1705.

29. Susmel, L. The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue / L. Susmel // Engng. Fract. Mech. – 2008. – Vol. 75. – P. 1706–1724.

30. Zaiser, M. Scale invariance in plastic flow of crystalline solids / M. Zaiser // Advances in Physics. – 2006. – Vol. 55. – P. 185–245.

31. Bouchaud, E. Scaling properties of cracks / E. Bouchaud // J. Phys. Condens. Matter. – 1997. – Vol. 9. – P. 4319–4344.

32. Damage-failure transition under consecutive dynamic and very high cycle fatigue loads / Bannikov M., Oborin V., Bayandin Yu., Ledon D., Kiselkov D., Savinykh A., Garkushin G., Razorenov S., Naimark O. // J. Appl. Phys. – 2022. – Vol. 131. – P. 135902.

33. Shanyavskiy, A.A. Very High Cycle Fatigue of D16T Aluminum Alloy / A.A. Shanyavskiy, A.D. Nikitin, T. Palin-Luc // Phys Mesomech. – 2021. – No. 24. – P. 77–84. DOI: 10.1134/S1029959921010112

34. Nikitin, I.S. Damage development under very-high-cycle fatigue regime / I.S. Nikitin, A.D. Nikitin, B.A. Stratula // PNRPU Mechanics Bulletin. – 2020. – No. 4. – P. 120–129. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.4.11

35. Nikitin, I.S. A Comprehensive Study of Fatigue Crack Initiation and Growth under Very High Cycle Torsional Fatigue Loading / I.S. Nikitin, A.D. Nikitin, B.A. Stratula // Phys Mesomech. – 2023. – No. 26. – P. 523–532. DOI: 10.1134/S1029959923050053

36. Cantrell, J.H. Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures / J.H. Cantrell, W.T. Yost. // Int. J. of Fatigue. – 2001. – Vol. 23. – P. 487–490.

37. Ritchie, R.O. Incomplete self-similarity and fatigue-crack growth / R.O. Ritchie // Int.J. of Fracture. – 2005. – Vol. 132. – P. 197–203.

38. Hertzberg, R.W. On the calculation of closure-free fatigue crack propagation data in monolithic metal alloys / R.W. Hertzberg // Materials Science and Engineering: A. – 1995. – Vol. 190, no. 1–2. – P. 25–32.

39. Fatigue crack growth from small to long cracks in very-high-cycle fatigue with surface and internal “fish-eye” failures for ferrite-perlitic low carbon steel SAE 8620 / I. Marines-Garcia, P.C. Paris, H. Tada, C. Bathias // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 468–470. – P. 120–128.

40. Investigation of the effect of nanosecond laser pulses processing on the microstructure and fatigue resistance of commercially pure titanium / Yu.R. Kolobov, S.S. Manokhin, V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, M.V. Narykova, G.V. Odintsova, G.V. Khramov // Technical Physics Letters. – 2022. – No. 48. – P. 56–59.

References

1. Ruschau J.J., John R., Thompson S.R., Nicholas T. Fatigue crack nucleation and growth rate behavior of laser shock peened titanium, Int. J. Fatigue, 1999, no. 21, pp.199–S209, http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123(99)00072-9.

2. Sundar R, Ganesh P, Gupta RK, Ragvendra G, Pant BK, Kain V, Ranganathan K, Kaul R, Bindra KS. Laser Shock Peening and its Applications: A Review. Lasers in Manufacturing and Materials Processing, 2019, no 6, pp. 424–463 https://doi.org/10.1007/s40516-019-00098-8.

3. Nicolas T. Critical issues in high cycle fatigue. International Journal of Fatigue, 1999, no. 21, pp. 221–231.

4. Peters J. O., Ritchie R. O. Influence of foreign object damage on crack initiation and early crack growth during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V. Eng. Fract. Mech, 2000, vol. 67, pp. 193-207.

5. Asay J.R. The use of shock-structure methods for evaluating high-pressure material properties. Int. J. Impact Eng., 1997, vol. 20, pp. 27-61.

6. Oborin V.A., Bannikov M.V., Bayandin Yu.V., Naimark O.B. Durability of AMg6 alloy under successive shock-wave and gigacycle loading. Bulletin of PNIPU. Mechanics, 2019 no.1, pp.121-128.

7. Qi S., Bao H, Shen Y. Numerical investigation on spall fracture in a metallic material caused by laser shock peening. Materials Today Communications, 2022, no.33, pp.104343.

8. Ledon D., Balakhnin A., Uvarov S., Bannikova I., Bayandin Yu., Naimark O. Behavior of Zr–1Nb alloy in coarse– and ultrafine-grain states under laser-induced shock wave loading. Fracture and Structural Integrity, 2023, vol. 17, no. 66, pp.164–177. https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.66.10.

9.Righi G., Ruestes C.J., Stan C.V., Ali S.J., Rudd R.E., Kawasaki M., Park H.-S., Meyers M.A. Towards the ultimate strength of iron: spalling through laser shock. Acta Mater., 2021, vol.215, p. 117072, http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.

10. Zhang I., Huang Y., Shu H., Chen B., Chen X., Ma Y., Liu W. Spallation damage of 90W-Ni-Fe alloy under laser-induced plasma shock wave. J. Mater. Res. Technol., 2022 http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.090.

11. Naimark O. B., Bayandin Yu V, Zocher M. A. Collective properties of defects, multiscale plasticity, and shock induced phenomena in solids. Physical Mesomechanics, 2017, no.20, pp. 10-30.

12.Naimark O., Oborin V., Bannikov M., Ledon D. Critical Dynamics of Defects and Mechanisms of Damage-Failure Transitions in Fatigue. Materials, 2021, vol.14(10), p.2554.

13. Naimark O.B., Collective Properties of Defect Ensembles and Some Nonlinear Problems of Plasticity and Fracture, Phys. Mesomech., 2003, vol. 6, no. 4, pp. 39–63.

14. Swegle J.W., Grady D.E. Shock viscosity and the prediction of shock wave rise times. J.Appl.Phys., 1985, vol. 58, no.2, pp. 692-701.

15. Grady D.E. Structured shock waves and the fourth power law. Journal of Applied Physics, 2010, vol. 107(1), pp.013506-013506-13. https://doi.org/ 10.1063/1.3269720.

16. Rittel, D., Zhang, L.H., Osovski, S. The dependence of the Taylor–Quinney coefficient on the dynamic loading mode. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2017 (107), pp. 96-114. https://doi.org/10.1016/j.jmps.2017.06.016

17. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. Marcel Dekker Publisher Co., 2005, 328 p.

18. Oborin, V., Bannikov, M., Naimark, O., Palin-Luc, T. Scaling invariance of fatigue crack growth in gigacycle loading regime. Technical Physics Letters, 201036 (11), pp. 1061-1063. DOI: 10.1134/S106378501011026X.

19. Marines-Garcia I. et al. Fatigue crack growth from small to large cracks on very high cycle fatigue with fish-eye failures. Eng. Fract. Mech., 2008, Vol. 75, No.6, pp. 1657-1665. doi:10.1016/j.engfracmech.2007.05.015

20. Mao J. Lu, W., Hu, D., Pan, J., Si, W., Liu, J. Wang, R. Experimental and Numerical Investigation on Fatigue Limit Improvement of Laser Shock Peening on Airfoil Specimens Subjected to Foreign Object Damage. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2025, Vol. 48, pp. 2477-2494.

21. Bannikov M.V., Oborin V.A., Bilalov D.A., Naimark O.B. Nonlinear dynamics and stages of damage of TI6AL4V and TI45NB titanium alloys in very high cycle fatigue. PNRPU Mechanics Bulletin, 2020, Is.2, P.145-153 https://doi.org/10.15593/perm.mech/2020.2.12.

22. Bannikov M, Bilalov D., Oborin V., Naimark O. Damage evolution in the AlMg6 alloy during high and very high cycle fatigue. Frattura ed Integrità Strutturale, 2019, no.49, pp.383-395; DOI: 10.3221/IGF-ESIS.49.38.

23. Spanrad S., Tong J. Characterisation of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti–6Al–4V aerofoil specimens. Materials Science and Engineering A, 2011, Vol. 528, pp. 2128–2136.

24. Oakley S.Y., Nowell D. Prediction of the combined high- and low-cycle fatigue performance of gas turbine blades after foreign object damage. Int. J. of Fatigue, 2007, Vol. 29, pp. 69–80.

25. Nowell D., Duó P., Stewart I.F. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage. Int. J. of Fatigue, 2003, Vol. 25, pp. 963-969.

26. Taylor D., Cornetti P., Pugno N. The fracture mechanics of finite crack extension. Engng. Fract. Mech., 2005, vol.72, pp.1021–38.

27.Taylor D., Cornetti P. Finite fracture mechanics and the theory of critical distances, in “Advances in Fracture and Damage Mechanics IV. EC”. In: Aliabadi M.H. (Ed.). Eastleigh UK, 2005, 565–70.

28. Taylor D. The theory of critical distances. Engng, Fract. Mech., 2008, vol.75, pp.1696-1705.

29. Susmel L. The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue. Engng. Fract. Mech., 2008, vol.75, pp.1706-1724.

30. Zaiser M. Scale invariance in plastic flow of crystalline solids. Advances in Physics, 2006, Vol. 55, pp. 185–245.

31. Bouchaud E. Scaling properties of cracks. J. Phys. Condens. Matter, 1997, Vol. 9, pp. 4319– 4344.

32. Bannikov M., Oborin V., Bayandin Yu., Ledon D., Kiselkov D., Savinykh A., Garkushin G., Razorenov S., Naimark O. Damage-failure transition under consecutive dynamic and very high cycle fatigue loads. J. Appl. Phys., 2022, vol. 131, p.135902.

33. Shanyavskiy, A.A., Nikitin, A.D. & Palin-Luc, T. Very High Cycle Fatigue of D16T Aluminum Alloy. Phys Mesomech, 2021, No. 24, pp. 77–84. doi: 10.1134/S1029959921010112

34. Nikitin I.S., Nikitin A.D., Stratula B.A. Damage development under very-high-cycle fatigue regime. PNRPU Mechanics Bulletin, 2020, No. 4, pp. 120-129. doi: 10.15593/perm.mech/2020.4.11

35. Nikitin, I.S., Nikitin, A.D. & Stratula, B.A. A Comprehensive Study of Fatigue Crack Initiation and Growth under Very High Cycle Torsional Fatigue Loading. Phys Mesomech , 2023, No. 26, pp. 523–532. https://doi.org/10.1134/S1029959923050053.

36. John H. Cantrell, William T. Yost Nonlinear ultrasonic characterization of fatigue microstructures. *Int. J. of Fatigue*, 2001, 23, pp.487–490.

37. Ritchie R.O. Incomplete self-similarity and fatigue-crack growth. Int.J. of Fracture, 2005, vol.132, pp.197–203.

38. Hertzberg R. W. On the calculation of closure-free fatigue crack propagation data in monolithic metal alloys. Materials Science and Engineering: A, 1995, vol.190, no. 1–2, pp. 25-32.

39. Marines-Garcia I., Paris P.C., Tada H., Bathias C. Fatigue crack growth from small to long cracks in very-high-cycle fatigue with surface and internal “fish-eye” failures for ferrite-perlitic low carbon steel SAE 8620. Materials Science and Engineering: A., 2007, vol. 468–470, pp. 120-128.

40. Kolobov Yu.R., Manokhin S.S., Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Narykova M.V., Odintsova G.V., Khramov G.V. Investigation of the effect of nanosecond laser pulses processing on the microstructure and fatigue resistance of commercially pure titanium. Technical Physics Letters, 2022, no. 48, pp.56-59.

Финансирование. Исследования проведены в рамках госзадания, регистрационный номер темы №124020200116-1.
Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
Вклад авторов равноценен.

Funding. The reported study was particularly supported by the Government Contract №124020200116-1.
Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.
The authors' contributions are equal.