

---

Научная статья

УДК 669.018.44:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-183-202

## ЧИСЛЕННАЯ МОДЕЛЬ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ В УСЛОВИЯХ ИСХОДНОЙ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО С ПОМОЩЬЮ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

П.В. Рыжков<sup>1</sup>, М.А. Горбовец<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** Разработана численная модель усталостного разрушения никелевого сплава ВЖ159 СЛС, учитывающая шероховатость поверхности и реализующая двухстадийный подход. Расчетная долговечность при  $\Delta\varepsilon = 0,5\%$  и эллиптической трещине с отношением  $a/b = 2$  составила 7725 циклов при ошибке  $-19\%$  по сравнению с экспериментом, при  $\Delta\varepsilon = 0,4\%$  и  $a/b = 1$ : 23 043 циклов при ошибке  $-8\%$ . Предложена методика генерации топографии поверхности, основанная на спектральных характеристиках затухания периодических функций.

**Ключевые слова:** усталость материала, никелевый сплав ВЖ159 СЛС, аддитивное производство, шероховатость поверхности, численное моделирование, параметр SWT, уравнение Пэриса, метод конечных элементов, микротрещины, модель повреждения

**Для цитирования:** Рыжков П.В., Горбовец М.А. Численная модель прогнозирования усталостной долговечности в условиях исходной шероховатости поверхности никелевого сплава, полученного с помощью аддитивных технологических процессов // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 183–202. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-183-202.

Scientific article

## NUMERICAL MODEL FOR PREDICTING FATIGUE LIFE UNDER CONDITIONS OF INITIAL SURFACE ROUGHNESS OF NICKEL ALLOY OBTAINED BY ADDITIVE TECHNOLOGICAL PROCESSES

P.V. Ryzhkov<sup>1</sup>, M.A. Gorbovets<sup>1</sup>

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

**Abstract.** A numerical fatigue damage model for the nickel-based alloy VZh159 SLS was developed, accounting stochastic surface roughness and implementing a two-stage approach. The predicted fatigue life at  $\Delta\varepsilon = 0.5\%$  and an elliptical crack with a ratio  $a/b = 2$  was 7,725 cycles ( $-19\%$  error) compared to the experiment; at  $\Delta\varepsilon = 0.4\%$  and  $a/b = 1$ : 23,043 cycles ( $-8\%$  error). A method for generating surface topography based on the spectral attenuation of periodic functions is proposed.

**Keywords:** material fatigue, nickel alloy VZh159 SLS, additive manufacturing, surface roughness, numerical modeling, Smith–Watson–Topper (SWT) parameter, Paris' law, finite element method, microcracks, damage model

**For citation:** Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A. Numerical model for predicting fatigue life under conditions of initial surface roughness of nickel alloy obtained by additive technological processes. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 183–202. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-183-202.

## Введение

Усталостное разрушение признано преобладающей причиной потери структурной целостности несущих изделий аддитивного производства [1, 2]. На основные механические свойства металлического материала – его прочность, пластичность и трещиностойкость при циклическом нагружении – по-разному влияют три основных состояния материала: кристаллическая решетка, микроструктура и дефекты материала [3–6]. Дополнительное влияние на процесс усталостного разрушения оказывают внешняя среда и повышенные температуры, способствующие развитию необратимых структурных изменений. Особое значение имеет состояние поверхности, поскольку зарождение и накопление усталостных повреждений происходит преимущественно в зонах с высокой концентрацией напряжений, характерных для микроструктурных неоднородностей. Как правило, такие условия реализуются в области свободной поверхности изделий, полученных методами аддитивного производства. Для оценки влияния состояния поверхности обычно применяется поправочный коэффициент, оценивающий отношение усталостной долговечности полированных образцов и образцов с исходной шероховатостью. Значение предела выносливости обычно берется на базе испытания  $10^6$  циклов [7]. В процессе циклического нагружения на данной долговечности в поверхностных слоях материала первоначально протекает процесс накопления необратимой повреждаемости, а при достижении некоторого критического уровня плотности дефектов возникает начальная поверхность трещины, или зона очага разрушения. Применительно к никелевым сплавам аддитивного производства при данной долговечности часто образуется один очаг разрушения в условиях полировки поверхности [8].

Несколько исследований были направлены на получение выражений поверхностного коэффициента на основе экспериментальных данных по усталости. В 1946 г. авторы фундаментальной работы [9] собрали обширный набор данных по пределу выносливости сталей при различных значениях твердости и состоянии поверхности. Эти результаты широко применялись и способствовали разработке эмпирических формул для сталей, подвергнутых различным видам механической обработки. В 1962 г. автор работы [10] представил диаграмму, связывающую поправочный коэффициент как с характеристиками поверхности, так и с пределом прочности при растяжении для обработанных и шлифованных стальных поверхностей. Отмечено, что влияние шероховатости поверхности становится более выраженным при высоких значениях предела прочности и средней шероховатости поверхности. Стандартизированное определение поправочного коэффициента было позднее опубликовано в 1994 г. в руководстве FKM [11]. В последующих исследованиях изучена взаимосвязь между шероховатостью поверхности и усталостной долговечностью. В 2003 г. в работе [12] исследовали изменение предела выносливости высокопрочных сталей при различной шероховатости поверхности, проведя испытания на усталость при изгибе с кручением. На основании экспериментальных данных авторы работы [13] пришли к выводу, что шероховатость поверхности оказывает более выраженное влияние на зарождение трещин, чем на их распространение. Хотя эти исследования дают результат в первом приближении, полученные эмпирические модели зачастую оказываются слишком консервативными или ограниченными для применения [14]. В последующих исследованиях проанализировано совокупное влияние качества обработки поверхности и твердости на усталостное поведение стальных поковок, что позволило внести ряд уточнений по сравнению с ранее предложенными моделями [15]. Отмечено также, что используемый набор данных ограничивается максимальной твердостью 33 HRC [16].

Все вышеперечисленные исследования применимы в основном к сталям. В отличие от них авторы работы [17] сообщили, что шероховатость поверхности оказывает минимальное влияние на усталостную долговечность титановых сплавов. Кроме того,

с ростом использования металлов, полученных с помощью аддитивных технологий, проведено множество экспериментальных исследований, в которых шероховатость поверхности является ключевым фактором усталостного поведения этих материалов [18–20].

В ряде исследований шероховатость поверхности моделируется как последовательность микроскопических надрезов. Изначально в 1961 г. на основе принципов механики разрушения введен коэффициент концентрации напряжений [21]. Однако известно, что данный коэффициент дает чрезмерно консервативные оценки для материала, поэтому он был модифицирован с использованием полуэмпирических выражений [22]. Этот подход применялся в рамках полуаналитических моделей, а также в сочетании с методом конечных элементов для анализа измеренной топографии поверхности [23]. Тем не менее, несмотря на высокую точность при определении значений коэффициента концентрации напряжений, надежность оценки его влияния на усталость основана на эмпирических приближениях, которые не учитывают широкое разнообразие типов обработки поверхности и материалов, подверженных данному явлению.

В 1983 г. предложена модель для прогнозирования значений предела выносливости деталей с малыми дефектами, основанная на их геометрических параметрах [24]. Несмотря на ограничения, эта модель успешно применена для анализа влияния шероховатости поверхности на усталостные характеристики [25].

Альтернатива этим полуаналитическим методикам – модель непрерывного повреждения (Continuum Damage Model – CDM) [26], совмещенная с топологическим представлением микроструктуры материала. Подобные модели широко применяются для прогноза зарождения и распространения трещин. Ключевой аспект численного анализа шероховатости поверхности – создание сетки, точно воспроизводящей топологию поверхности, которая по своей природе является стохастической. В научно-технической литературе предложено несколько подходов. В самом простом методе используется синусоидальный профиль, но при этом требуются реальные измерения шероховатости поверхности для обеспечения необходимой точности [27]. Некоторые исследователи применяли оптические профилометры, например интерферометр белого света [28]. Однако этот метод ограничен небольшим количеством образцов и не учитывает стохастический характер шероховатости. Альтернативный метод предполагает генерацию микроструктур с помощью диаграмм Вороного [29], где случайным образом создаваемые элементы сетки определяют профиль шероховатости. Однако такой подход не учитывает реальную топологию поверхности и в значительной степени зависит от усредненных параметров шероховатости. В таких случаях более информативными оказываются другие количественные характеристики, например среднеквадратическая высота профиля шероховатости [30].

В этом контексте основная цель данной работы – разработать новую численную модель, способную описывать влияние шероховатости поверхности в области малоциклового усталости. Предложенная модель основана на двух стадиях зарождения и распространения повреждений образца никелевого сплава с исходной шероховатостью. Новизна данной работы заключается в интеграции метода оценки усталости и моделирования шероховатости в единую численную модель, позволяющую прямо и количественно анализировать взаимосвязь между топографией поверхности, свойствами материала и усталостной долговечностью. Это дает новое представление о том, насколько снижаются характеристики малоциклового усталости в зависимости от шероховатости поверхности и свойств материала, без необходимости проводить обширные и дорогостоящие эксперименты.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [31].

## Материалы и методы

Для оценки усталостной долговечности и развития повреждений выбранный никелевый сплав аддитивного производства по химическому составу полностью идентичен жаропрочному сплаву марки ВЖ159, полученному селективным лазерным сплавлением (СЛС) [32].

Из заготовок сплава в потоке аргона получали порошок расплава. Фракционный состав порошка – частицы размером от 10 до 63 мкм. Процесс СЛС проводили в среде азота. Полученные заготовки образцов подвергали полной термической обработке: закалке и двухступенчатому старению по стандартным режимам. Подробнее о формировании фазового состава никелевых сплавов аддитивного производства и морфологии упрочняющей фазы изложено в работах [33, 34].

Значения усталостной долговечности получены на динамической сервогидравлической испытательной машине при повышенной температуре (650 °С), частоте 1 Гц и контроле амплитуды полной деформации (упругой и пластической) синусоидального отнулевого цикла ( $R_e = 0$ ). Испытаны цилиндрические образцы сплошного и тонкостенного сечения в режиме малоциклового нагружения. Для получения полной кинетической диаграммы усталостного разрушения испытаны компактные образцы в соответствии с требованиями стандарта ASTM E647. Терминология и особенности режимов циклического нагружения изложены в работах [35, 36].

Моделирование упругопластического поведения, расчет коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) и профиля шероховатости производили в автоматической среде вычислений методом конечных элементов [37].

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

## Результаты и обсуждение

### *Моделирование шероховатости*

Шероховатость представляет собой пространственно-частотный отклик поверхности, который может быть описан суммой тригонометрических функций, что аналогично методу разложения в ряд Фурье [38]. Каждый член такой суммы представляет собой определенную частоту колебаний в пространстве.

Поверхность с шероховатостью можно задать в виде суммы гармонических составляющих:

$$f(x, y) = \sum_{m,n} a(m, n) \cos(2\pi(mx, ny) + \varphi(m, n)),$$

где  $f(x, y)$  – функция профиля поверхности, описывающая высоту шероховатости в точке с координатами  $(x, y)$ ;  $m, n$  – целые числа, определяющие дискретные пространственные частоты по осям  $X$  и  $Y$  (принимают как положительные, так и отрицательные значения с равной вероятностью);  $\cos(\dots)$  – гармоническая функция, задающая периодический характер шероховатости;  $2\pi(mx + ny)$  – аргумент гармонической функции, соответствующий пространственному положению;  $\varphi(m, n)$  – случайный фазовый угол, равномерно распределенный в диапазоне  $[-\pi, \pi]$  и обеспечивающий случайный характер распределения неровностей;  $a(m, n)$  – амплитуда гармонической компоненты, зависящая от пространственных частот.

Амплитуда  $a(m, n)$  задается как произведение случайного коэффициента и спектральной весовой функции:

$$a(m, n) = g(m, n)h(m, n),$$

где  $g(m, n)$  – случайный коэффициент, подчиняющийся нормальному распределению и отвечающий за случайность амплитуд;  $h(m, n)$  – функция спектрального затухания, задающая зависимость амплитуды от пространственной частоты.

Функция  $h(m, n)$  определяется степенным законом:

$$h(m, n) \propto \frac{1}{(m^2 + n^2)^{\beta/2}},$$

где  $\beta$  – показатель спектра дискретных частот, характеризующий скорость затухания высокочастотных компонент (при больших значениях  $\beta$  высокочастотные колебания затухают быстрее, поверхность становится более гладкой).

Функция  $g(m, n)$  генерирует псевдослучайные числа с нормальным распределением и может принимать один или несколько аргументов для имитации псевдослучайных чисел. Входные параметры моделирования: медиана, среднеквадратическое отклонение (СКО) и номер инициализации.

Функция  $\varphi(m, n)$  генерирует псевдослучайные числа с равномерным распределением и может принимать один или несколько аргументов для имитации псевдослучайных чисел. Входные параметры моделирования: медиана, размах и номер инициализации.

Рассмотрим на примере создания случайной поверхности входные параметры моделирования:

– сформируем выборку псевдослучайных чисел с нормальным распределением  $g(m, n)$ , двумя аргументами  $(m, n)$  с медианой 0, СКО 0,5 и номером инициализации 22 (рис. 1);

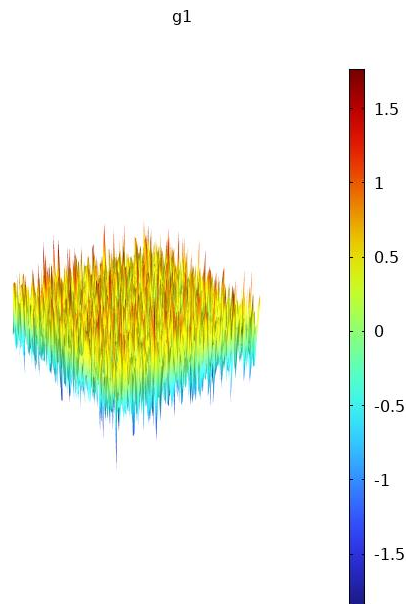


Рис. 1. Генерация псевдослучайных чисел в виде нормального распределения  $g(m, n)$

– сформируем выборку псевдослучайных чисел с равномерным распределением  $\varphi(m, n)$ , двумя аргументами  $(m, n)$  с медианой 0, размахом  $\pi/2$  и номером инициализации 65 (рис. 2);

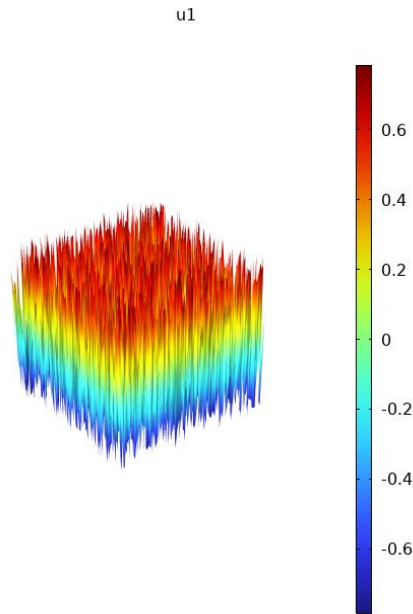


Рис. 2. Генерация псевдослучайных чисел в виде равномерного распределения  $\varphi(m, n)$

– с использованием значения спектрального показателя  $\beta = 1,4$  сформируем случайную поверхность на блоке размером  $2 \times 2$  мм с линейным параметром масштаба  $A = 0,004$  (рис. 3).

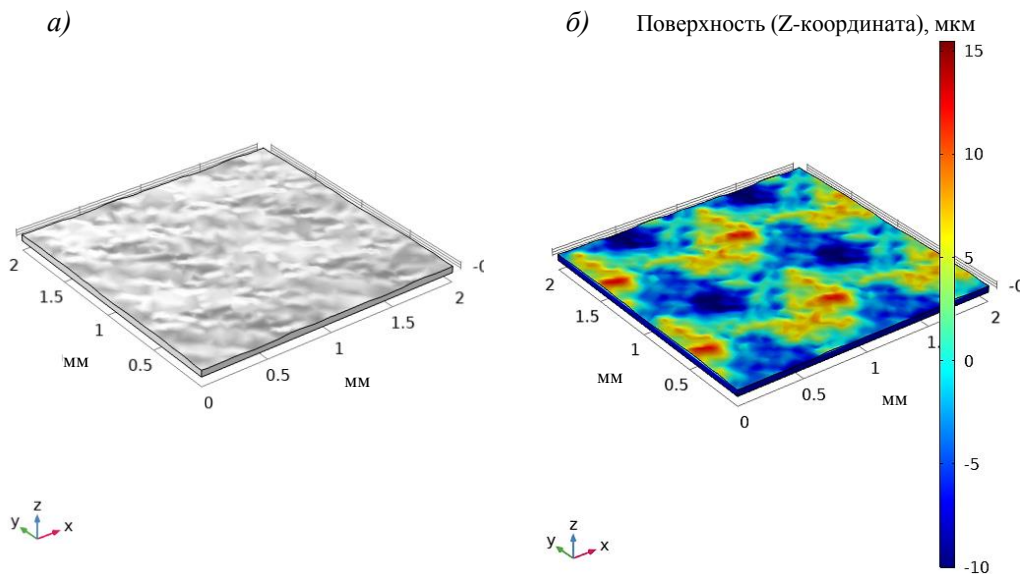


Рис. 3. Случайная поверхность: *a* – геометрический вид; *б* – высотный профиль

Аналогично моделируется случайная кривая – профиль шероховатости.

### *Двухстадийная модель накопления повреждений*

Совокупность универсальных механизмов, лежащих в основе кинетической диаграммы усталостного разрушения, а также установленные фактографические признаки позволили разработать расчетные модели оценки долговечности для каждой стадии развития трещины.

Первая стадия – инициирование усталостной трещины, которое рассчитывается на основе энергетического критерия Смита–Уотсона–Топпера (параметра SWT) с учетом одновременного воздействия нормальных и касательных напряжений в зоне зарождения трещины (рис. 4).

Вторая стадия – распространение усталостной трещины, которое моделируется методом интегрирования линейного участка кинетической диаграммы скорости роста трещины усталости, основанной на зависимости «скорость роста трещины усталости–амплитуда коэффициента интенсивности напряжений».

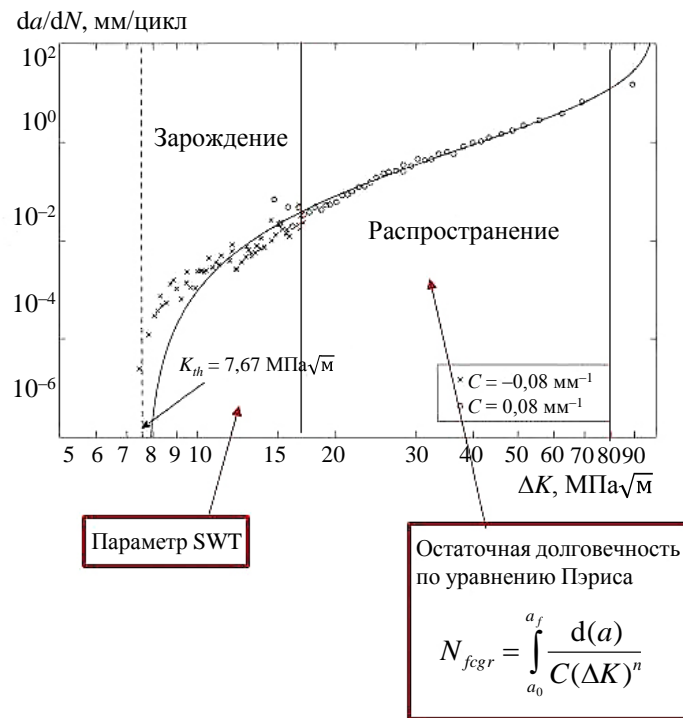


Рис. 4. Представление усталостного разрушения в виде двух стадий

Критерий SWT представляет собой произведение максимального растягивающего напряжения ( $\sigma_{max}$ ) и размаха деформации ( $\Delta\varepsilon$ ):

$$\sigma_{max} \cdot \Delta\varepsilon = \frac{\sigma_f^2}{E} N^{2b} + \varepsilon_f \sigma_f N^{b+c},$$

где  $N$  – число циклов до разрушения;  $E$  – модуль упругости;  $\sigma_f, \varepsilon_f$  – коэффициенты усталостной долговечности и пластичности;  $b, c$  – показатели усталостной долговечности и пластичности.

Необходимые константы материала найдены из уравнения Мэнсона–Кохфина [39] и приведены в табл. 1.

Таблица 1

Определенные параметры уравнения Мэнсона–Кохфина

Температура испытания, °С	$\sigma_f$ , МПа	$b$	$\varepsilon_f$	$c$
650	1148	-0,097	6,75	-1,068

Напряженно-деформированное состояние тонкостенного образца получим на осесимметричной модели четверти образца (рис. 5) ввиду его осевой и центральной симметрии с граничными условиями, соответствующими эксперименту по одноосному циклическому «растяжению–сжатию» при контролируемой деформации. Преобразование граничных условий прямоугольной системы координат в осесимметричную подробно изложено в источнике [37]. В качестве модели материала принята модель линейно-упругого материала с определяющими соотношениями пластичности, которые включают комбинацию изотропного и кинематического упрочнения [40]. В табл. 2 приведены входные параметры модели материала.

Таблица 2

Входные параметры модели материала

$E$ , ГПа	$\sigma_{y0}$ , МПа	$\sigma_{sat}$ , МПа	$\beta$	$C_k$ , МПа	$\gamma_k$
163	490	20,11	54,811	57261	197,201
Примечание. $E$ – модуль упругости; $\sigma_{y0}$ – начальное напряжение пластического течения; $\sigma_{sat}$ – коэффициент изотропного упрочнения; $\beta$ – показатель изотропного упрочнения; $C_k$ – коэффициент кинематического упрочнения; $\gamma_k$ – показатель кинематического упрочнения.					

В качестве функции нагружения в модели принята функция треугольника с пиковыми значениями деформации, которые соответствуют контролируемым значениям из эксперимента. Размах перемещения грани  $B$  вычисляли посредством интегрирования компоненты тензора деформации  $\varepsilon_z$  в точке  $A$  (рис. 5). Для расчета долговечности необходимы как минимум два последовательных блока нагружения. При первом блоке определяется начальное условие напряженно-деформированного состояния, которое затем переопределяется на втором блоке для оценки усталости.

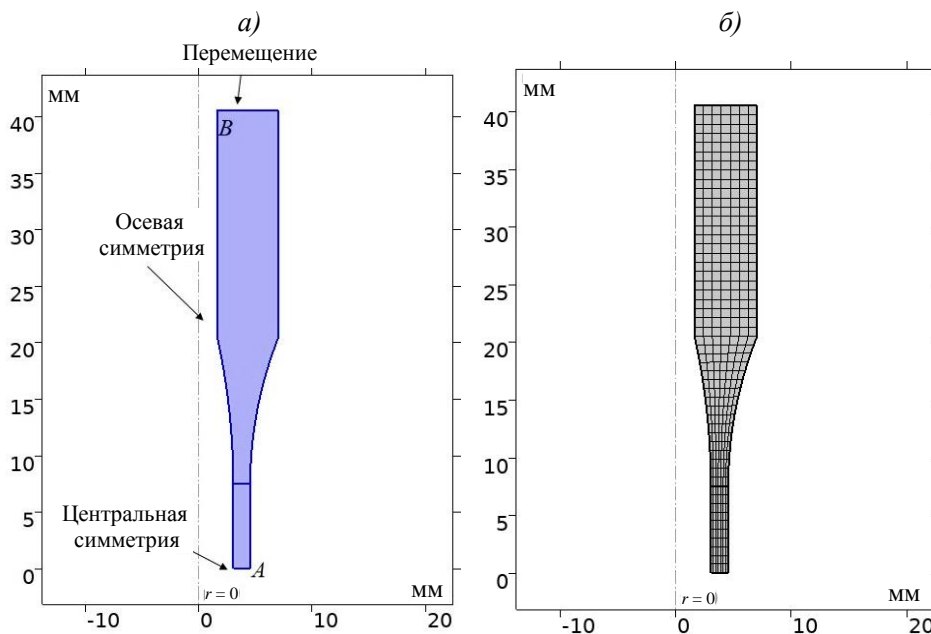


Рис. 5. Осесимметричная модель тонкостенного образца: а – граничные условия; б – сеточное разбиение

При замене гладкой поверхности тонкостенного образца воспользуемся профилем шероховатости, полученным по результатам моделирования (рис. 6).

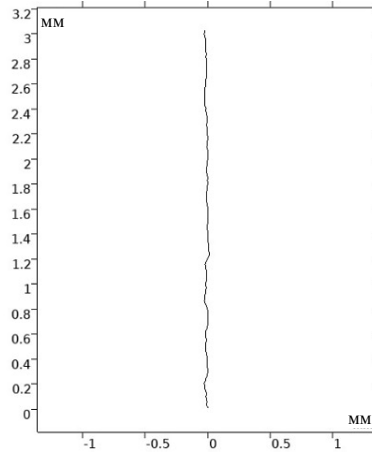


Рис. 6. Профиль шероховатости по результатам моделирования

При анализе распределения напряжений (компоненты  $\sigma_z$ ) на поверхности наблюдаются области, которые заметно превышают предел текучести материала. Локализация пластической деформации в наиболее напряженных областях поверхности инициирует возникновение микроструктурно малых трещин (рис. 7).

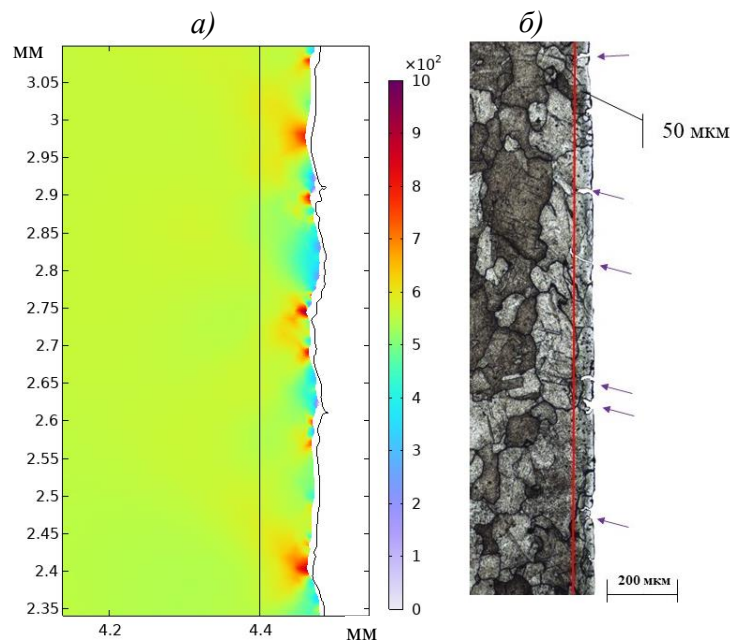


Рис. 7. Распределение компоненты  $\sigma_z$  тензора напряжений на поверхности тонкостенного образца (а) и возникновение микроструктурно малых трещин в локальных областях концентрации напряжений (б)

По этой причине усталостная долговечность по длине рабочей части образца (рис. 8) получена на расстоянии  $L = 0,05$  мм от поверхности (средней линии шероховатости) в соответствии с определенной критической длиной нераспространения длинных трещин:

$$L = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_{th}}{Y \cdot \sigma_0} \right)^2,$$

где  $K_{th}$  – пороговый КИН;  $Y$  – поправка на геометрические параметры;  $\sigma_0$  – предел выносливости.

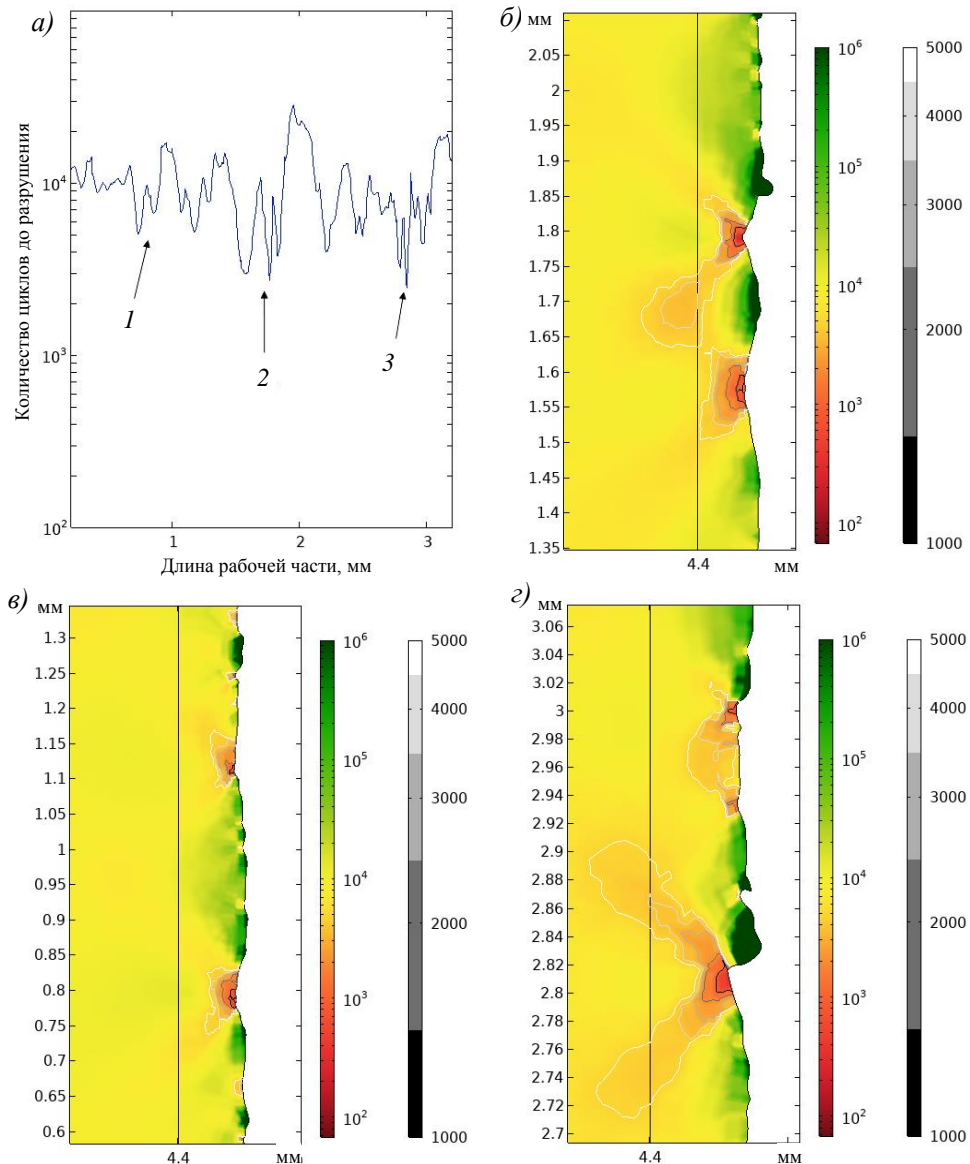


Рис. 8. Значения долговечности (а) репрезентативного профиля шероховатости на удалении  $L = 0,05$  мм от поверхности при  $\Delta\varepsilon = 0,5$  % и распределение усталостной долговечности в областях 1 (б), 2 (в) и 3 (г)

Анализ представленных графиков позволяет выделить не менее трех характерных областей зарождения длинных трещин, соответствующих пороговому диапазону долговечности от 1100 до 3535 циклов. Наряду с основными зонами инициирования повреждений, распределение по числу циклов до разрушения указывает на наличие значительного количества локальных участков, в которых формируются короткие трещины при долговечности  $<1000$  циклов. Формированию и распространению таких трещин препятствует мелкозернистый поверхностный слой, обладающий повышенной плотностью структурных барьеров в виде границ зерен. Кроме того, наличие мелкозернистой структуры способствует усилению эффекта закрытия трещины, тем самым снижая скорость ее распространения [41].

На рис. 9 изображены микроструктуры поверхности образцов после испытаний на усталость, демонстрирующие разнообразие образования трещин на экспонируемой поверхности.

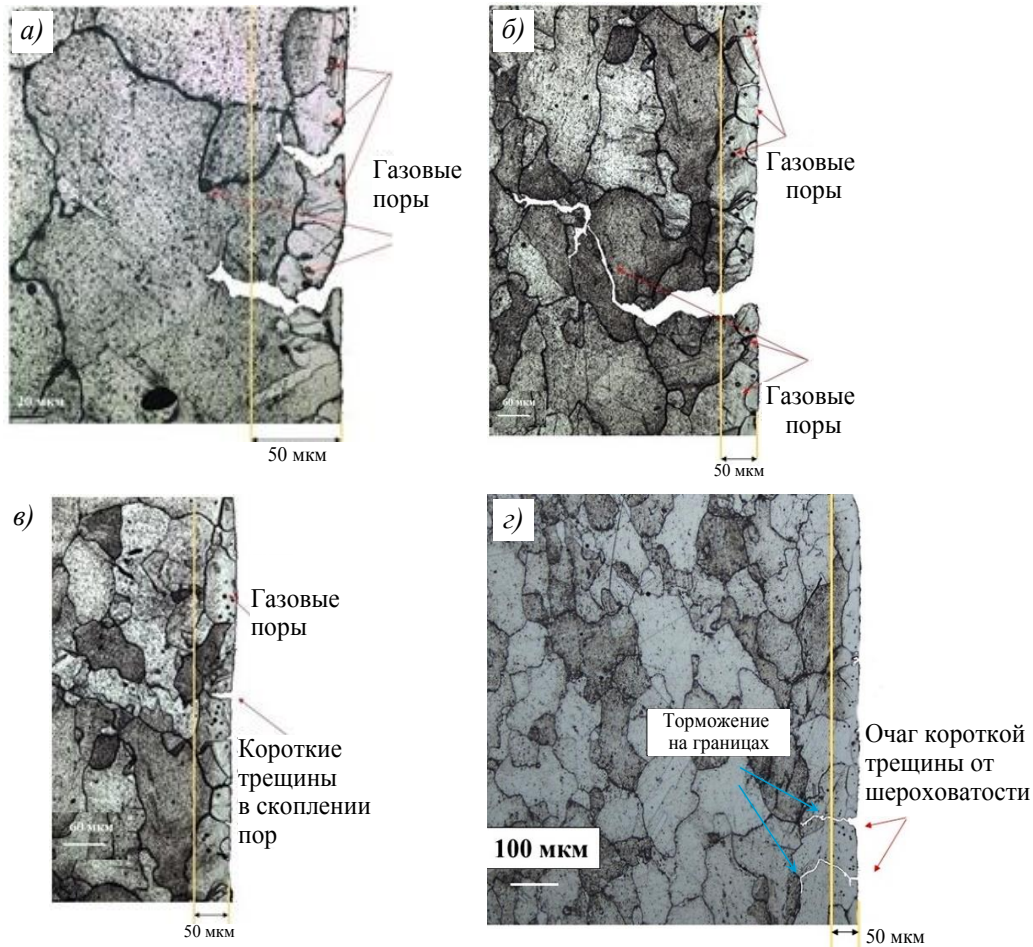


Рис. 9. Микроструктуры поверхности разрушенного образца: *а–в* – вторичные трещины в местах скопления газовой пористости; *г* – торможение коротких трещин на границах зерен контура сплавления основного сечения

Для расчета второй стадии распространения трещины рассмотрим напряженно-деформированное состояние тонкостенного образца с эллиптической формой трещины с различным соотношением полуосей и рассчитаем долговечность по кинетическому уравнению Пэриса:

$$N_{fegr} = \int_{a_0}^{a_f} \frac{d(a)}{C(\Delta K)^n},$$

где  $a_0$  – начальная длина трещины;  $a_f$  – конечная длина трещины;  $\Delta K$  – КИН;  $C$ ,  $n$  – константы Пэриса.

Для линейно-упругого материала  $J$ -интеграл имеет следующую связь с КИН:

$$J = \frac{1-\nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2 + \frac{1}{1-\nu} K_{III}^2),$$

где  $\nu$  – коэффициент Пуассона;  $K_i$  – КИН при  $i$ -й моде деформирования;  $E$  – модуль упругости.

Константы Пэриса взяты из экспериментальной кривой циклической трещиностойкости (рис. 10).

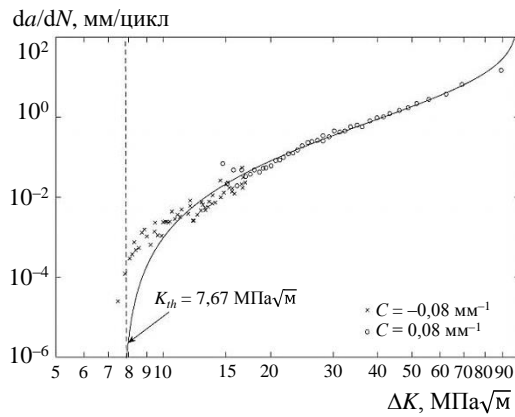


Рис. 10. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения синтезированного сплава ВЖ159 СЛС

Компоненты напряжений и деформаций получены из трехмерной модели конечных элементов при осевом нагружении с использованием силового критерия, равного значению предела выносливости при фиксированной долговечности (рис. 11).

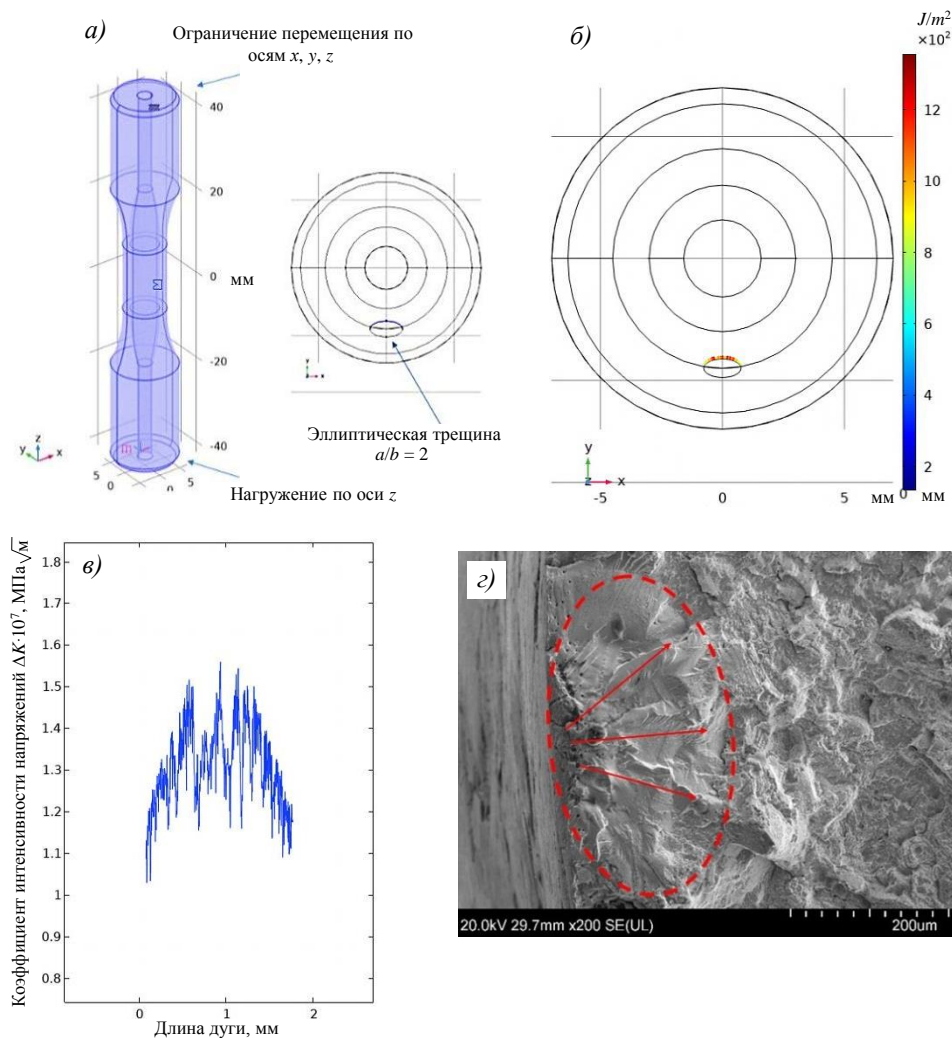


Рис. 11. 3D-модель тонкостенного образца с эллиптической трещиной (а), распределение  $J$ -интеграла по контуру эллиптической трещины (б), изменение коэффициента интенсивности напряжений по дуге эллипса (в) и очаг разрушения образца с исходной шероховатостью (г)

График изменения КИН с увеличением трещины для тонкостенных образцов приведен на рис. 12.

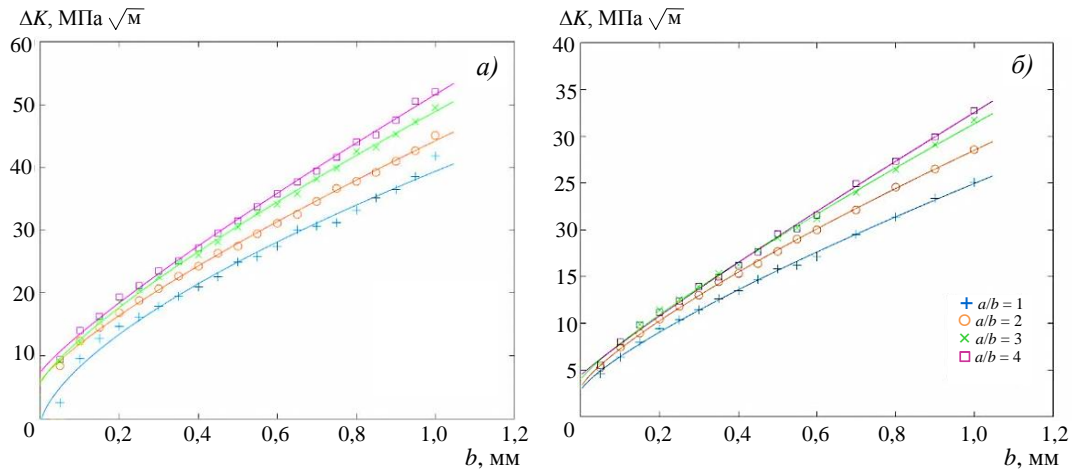


Рис. 12. Изменение коэффициента интенсивности напряжений с увеличением длины трещины эллиптической формы с различным соотношением полуосей при амплитуде деформации 0,5 (а) и 0,4 % (б)

Выбор начальной длины трещины обусловлен соответствием начальному значению КИН для устойчивого роста трещины на кинетической диаграмме, которое составляет  $15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ . Параметры модели роста трещины определены с использованием констант уравнения Пэриса, полученных из экспериментальной кривой усталостного разрушения компактного образца, с показателем степени  $n = 5,18$  и логарифмической константой  $\log C = -11,06$ . Полученные результаты моделирования роста трещин и расчета долговечности по параметру  $P_{\text{SWT}}$  обобщены в табл. 3 и 4, а также на графике (рис. 13).

Таким образом, моделирование распространения повреждений при деформации  $\Delta\varepsilon = 0,5\%$  с использованием эллиптической трещины с отношением полуосей  $a/b = 2$  соответствует экспериментальным результатам с наименьшей ошибкой. При снижении уровня нагружения до  $\Delta\varepsilon = 0,4\%$  наиболее оптимальным становится использование эллиптической трещины с отношением полуосей  $a/b = 1$ .

Таблица 3

#### Результаты расчета второй стадии распространения трещины

Отношение полуосей эллиптической трещины $a/b$	$\Delta\varepsilon, \%$	Начальная длина трещины, мм/КИН, $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$	Конечная длина трещины, мм/КИН, $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$	Долговечность по кинетическому уравнению $N_{fcgr}$ , циклы
1	0,5	0,2/14,7	1/41,79	11 306
2		0,2/16,82	1/45,15	5 396
3		0,2/18,5	1/49,56	3 425
4		0,2/19,4	1/52,1	2 859
1	0,4	0,45/14,7	1/25,1	17 408
2		0,4/15,3	1/28,6	12 374
3		0,35/15,3	1/31,77	12 189
4		0,35/14,96	1/32,79	11 941

Результаты расчета долговечности с использованием параметра  $P_{SWT}$  и второй стадии распространения трещины

Отношение полуосей эллиптической трещины $a/b$	Долговечность по параметру $P_{SWT}$ : $N_{SWT}$ , циклы	Долговечность второй стадии $N_{fcgr}$ , циклы	$N_{SWT} + N_{fcgr}$ , циклы	Экспериментальная долговечность $N_{exp}$ , циклы	Ошибка, %
$\Delta\varepsilon = 0,5 \%$					
1	2329	11 306	13 635	9 211	32
2		5 396	7 725		-19
3		3 425	5 754		-60
4		2 859	5 188		-78
$\Delta\varepsilon = 0,4 \%$					
1	5635	17 408	23 043	24 890	-8
2		12 374	18 009		-38
3		12 189	17 824		-40
4		11 941	17 576		-42

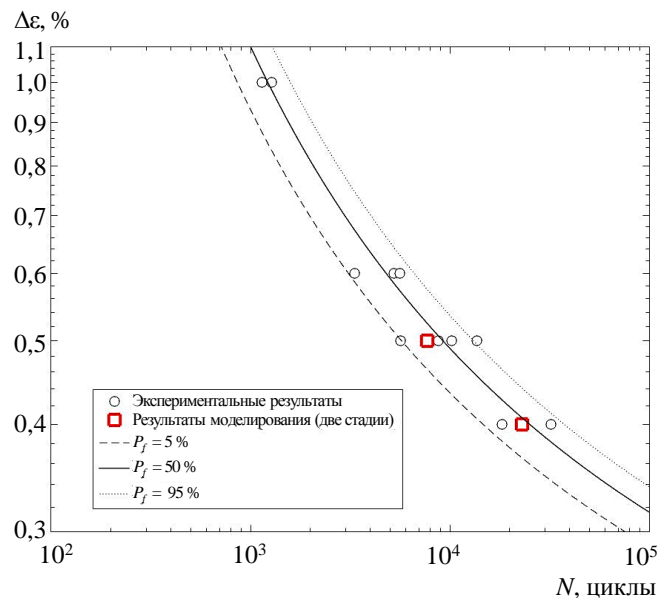


Рис. 13. Сравнение экспериментальных результатов определения усталостной долговечности тонкостенных образцов с результатами предложенной модели

Следует отметить, что расчеты проводили для диапазона амплитуд деформаций, характерного для малоциклового усталости ( $\Delta\varepsilon = 0,4-0,5 \%$ ). При переходе к многоциклового режиму ожидается снижение точности модели вследствие изменения механизмов зарождения и распространения трещин.

### Заключения

Разработана численная модель усталостного разрушения, учитывающая стохастическую шероховатость поверхности и реализующая двухстадийный подход: иницирование трещины на основе критерия Смита–Уотсона–Топпера (SWT) и последующее ее распространение по уравнению Пэриса. Моделирование выполнено для никелевого сплава ВЖ159 СЛС, полученного по аддитивным технологическим процессам, с учетом реальных условий термической обработки и состояния поверхности.

Методика моделирования шероховатости построена на использовании псевдослучайных чисел с заданным спектральным показателем затухающих частот и позволяет гибко воспроизводить топографию поверхности. Расчеты напряженно-деформированного состояния показали локализацию пластических зон вблизи выступов микрорельефа, что соответствует зонам инициирования микротрещин и хорошо согласуется с микроструктурными наблюдениями.

Сравнение расчетной и экспериментальной долговечности показало высокую точность модели. При деформации  $\Delta\varepsilon = 0,5\%$  наилучшее соответствие достигается при эллиптической трещине с отношением полуосей  $a/b = 2$ , а при  $\Delta\varepsilon = 0,4\%$  – при  $a/b = 1$ . Это свидетельствует о высокой чувствительности модели к локальному напряженно-деформированному состоянию в зоне зарождения трещины, определяющему начальный этап трещинообразования и последующую динамику разрушения. Применение модели для прогнозирования долговечности и срока службы деталей из никелевого сплава ВЖ159 СЛС при многоцикловом нагружении требует дополнительных исследований, направленных на установление эквивалентных соотношений между напряженно-деформированным состоянием лабораторных образцов и элементов конструкций в реальных условиях эксплуатации.

### Список источников

1. Евгенов А.Г., Рыжков П.В., Шуртаков С.В., Малинин Р.Ю. Влияние алгоритма экспонирования поверхностных элементов при селективном лазерном сплавлении на механические свойства синтезируемого материала. Часть 1. Кратковременная и длительная прочность // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 10. С. 10–18. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-10-10-18.
2. Евгенов А.Г., Рыжков П.В., Шуртаков С.В., Малинин Р.Ю. Влияние алгоритма экспонирования поверхностных элементов при селективном лазерном сплавлении на механические свойства синтезируемого материала. Часть 2. Усталость // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 11. С. 2–12. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-11-2-12.
3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В. К вопросу о механизме формирования тонкой структуры трека в процессе селективного лазерного сплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 2 (812). С. 44–55. DOI: 10.30906/mitom.2023.2.44-55.
4. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // Электрометаллургия. 2022. № 4. С. 15–25. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-15-25.
5. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // Электрометаллургия. 2022. № 1. С. 2–12. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-1-2-12.
6. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 4. Разработка жаропрочных материалов // Электрометаллургия. 2022. № 5. С. 8–19. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-5-8-19.
7. Карташев М.М. Усталостная прочность конструкций: учебник. М.: Машиностроение, 2006. 384 с.
8. Nezhadfar P., Shamsaei N., Daniewicz S.R., Moser R.D. Damage tolerant design of additively manufactured metallic components subjected to cyclic loading: State of the art and challenges // Materials. 2021. No. 14 (16). Art. 4502. DOI: 10.3390/ma14164502.
9. Noll C.J., Lipson C. Fatigue endurance of steels as influenced by surface condition and hardness // Society for Experimental Stress Analysis. 1946. Vol. 3. No. 2. P. 29.
10. Marin J. Mechanical Behavior of Engineering Materials. New York: McGraw-Hill, 1962. 671 p.

11. Analytical Strength Assessment of Components in Mechanical Engineering: in 2 parts. Frankfurt am Main: VDMA-Verlag, 1994. FKM-Issue No. 183. Part 2: Guideline. 234 p.
12. Itoga H., Tokaji K., Nakajima M., Ko H.-N. Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel // *International Journal of Fatigue*. 2003. Vol. 25. No. 5. P. 379–385. DOI: 10.1016/S0142-1123(02)00166-4.
13. Maiya P.S., Busch D.E. Effect of surface roughness on low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel // *Metallurgical Transactions A*. 1975. Vol. 6. P. 1761–1766. DOI: 10.1007/BF02642305.
14. Sonsino C.M. Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety // *International Journal of Fatigue*. 2007. Vol. 29. No. 12. P. 2246–2258.
15. McKelvey S.A., Fatemi A. Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel // *International Journal of Fatigue*. 2012. Vol. 36. No. 1. P. 130–145. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2011.08.008.
16. Shareef I., Hasselbusch M.D. Endurance limit modifying factors for hardened machined surfaces: SAE Technical Paper No. 961054. Warrendale, PA: SAE International, 1996. P. 1–12.
17. Moussaoui K., Mousseigne M., Senatore J., Chieragatti R. The effect of roughness and residual stresses on fatigue life time of an alloy of titanium // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 78. P. 557–563. DOI: 10.1007/s00170-014-6596-7.
18. Zhang J., Fatemi A. Surface roughness effect on multiaxial fatigue behavior of additive manufactured metals and its modeling // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2019. Vol. 103. Art. 102260. DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102260.
19. Gunther J., Beretta S., Romano S. et al. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 98. P. 178–191. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.
20. Greitemeier D., Palm F., Holzweissig J. et al. Fatigue strength of additively manufactured Ti–6Al–4V: surface roughness as dominant factor // *International Journal of Fatigue*. 2019. Vol. 124. P. 380–388. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.025.
21. Neuber H. Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary non-linear stress-strain law // *Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME*. 1961. Vol. 28. P. 544–550.
22. Topper T.H., Wetzel R.M., Morrow J. Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens: Report No. NAEC-ASL-1114. Philadelphia, PA: U.S. Naval Air Engineering Center, 1967. 44 p.
23. Zhu X., Dong Z., Zhang Y., Cheng Z. Fatigue life prediction of machined specimens with the consideration of surface roughness // *Materials*. 2021. Vol. 14. Art. 5420. DOI: 10.3390/ma14185420.
24. Murakami Y., Endo M. A geometrical parameter for the quantitative estimation of the effects of small defects on fatigue strength of metals // *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*. 1983. Vol. 49. No. 438. P. 127–136.
25. Murakami Y., Tsutsumi K., Fujishima M. Quantitative evaluation of effect of surface roughness on fatigue strength (Effect of depth and pitch of roughness) // *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*. 1996. Vol. 62. No. 597. P. 1124–1131. DOI: 10.1299/kikaia.62.1124.
26. Liu Y., Li X., Maeda Y. Fatigue failure initiation modeling in AA7075-T651 using microstructure-sensitive continuum damage mechanics combined with crystal plasticity FE modelling // *Journal of Failure Analysis and Prevention*. 2015. Vol. 15. P. 701–710. DOI: 10.1007/s11668-015-0005-x.
27. Rojas-Garnica J.C., Bedolla-Hernández J., Szwedowicz-Wasik D. Failure by deformation in the lateral contact between sinusoidal asperities // *Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces*. 2016. Vol. 10. No. 2. P. 106–115. DOI: 10.1177/1687814016647252.
28. Pavliček P., Soubusta J., Hýbl O. White-light interferometry on rough surfaces: measurement uncertainty caused by surface roughness // *Applied Optics*. 2003. Vol. 42. No. 10. P. 1809–1813. DOI: 10.1364/AO.42.001809.
29. Singh K., Sadeghi F., Correns M., Blass T. A microstructure based approach to model effects of surface roughness on tensile fatigue // *International Journal of Fatigue*. 2019. Vol. 129. Art. 105229. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105229.

30. Li C., Dai W., Du F. Fatigue life estimation of medium-carbon steel with different surface roughness // *Applied Sciences*. 2017. Vol. 7. No. 4. Art. 338. DOI: 10.3390/app7040338.
31. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
32. Кяримов Р.Р., Смелов В.Г., Алексеев В.П. Исследование структуры и механических свойств образцов, полученных методом селективного лазерного сплавления из металлического порошка жаропрочного сплава ВЖ159 (ХН58МБЮ) // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2023. Т. 25. № 4. С. 36–46. DOI: 10.37313/1990-5378-2023-25-4-36-46.
33. Евгенов А.Г., Базылева О.А., Головлев Н.А., Зайцев Д.В. Особенности структуры и свойства сплавов на основе интерметаллида  $Ni_3Al$ , полученных методом СЛС // *Труды ВИАМ*. 2018. № 12 (72). С. 25–36. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-25-36.
34. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). С. 3–11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
35. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
36. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 2. Анализ уравнения Басквина–Мэнсона–Коффина. Методики испытаний и обработки результатов // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). С. 80–94. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
37. Электронная справка по моделированию структурной механики Comsol Multiphysics. URL: <https://www.comsol.com> (дата обращения: 01.12.2024).
38. Feng X., Wang J., Gao R. Fatigue life prediction of machined specimens with the consideration of surface roughness // *Materials*. 2021. Vol. 14. No. 18. Art. 5420. DOI: 10.3390/ma14185420.
39. Рыжков П.В., Горбовец М.А., Ходинев И.А. Энергетический критерий усталостного разрушения жаропрочного никелевого сплава // *Труды ВИАМ*. 2023. № 11 (129). С. 111–122. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-111-122.
40. Рыжков П.В., Горбовец М.А., Ходинев И.А. Определение параметров модели пластичности при циклическом нагружении жаропрочного никелевого сплава при повышенной температуре // *Авиационные материалы и технологии*. 2025. № 1 (78). С. 72–87. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 06.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-72-87.
41. Рыжков П.В., Горбовец М.А., Евгенов А.Г. Развитие повреждений от экспонируемой поверхности никелевого сплава, полученного аддитивными технологическими процессами // XVII Всерос. конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов»: сб. тр. конф. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2025. С. 214–278.

## References

1. Evgenov A.G., Ryzhkov P.V., Shurtakov S.V., Malinin R.Yu. Influence of the Surface Element Exposure Algorithm in Selective Laser Melting on the Mechanical Properties of the Synthesized Material. Part 1. Short-Term and Long-Term Strength. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2023, no. 10, pp. 10–18. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-10-10-18.

2. Evgenov A.G., Ryzhkov P.V., Shurtakov S.V., Malinin R.Yu. Influence of the Surface Element Exposure Algorithm in Selective Laser Melting on the Mechanical Properties of the Synthesized Material. Part 2. Fatigue. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2023, no. 11, pp. 2–12. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-11-2-12.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. On the Mechanism of Fine Track Structure Formation in Selective Laser Melting. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2023, no. 2 (812), pp. 44–55. DOI: 10.30906/mitom.2023.2.44-55.
4. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. New Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts by FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and Creation of Materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-4-15-25.
5. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M. New-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts at FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-1-2-12.
6. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. New-generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts at FSUE VIAM. Part 4. Development of heat-resistant materials. *Electrometallurgiya*, 2022, no. 5, pp. 8–19. DOI: 10.31044/1684-5781-2022-0-5-8-19.
7. Kartashev M.M. *Fatigue Strength of Structures*: Textbook. Moscow: Mashinostroenie, 2006, 384 p.
8. Nezhadfar P., Shamsaei N., Daniewicz S.R., Moser R.D. Damage tolerant design of additively manufactured metallic components subjected to cyclic loading: State of the art and challenges. *Materials*, 2021, no. 14 (16), art. 4502. DOI: 10.3390/ma14164502.
9. Noll C.J., Lipson C. Fatigue endurance of steels as influenced by surface condition and hardness. *Society for Experimental Stress Analysis*, 1946, vol. 3, no. 2, p. 29.
10. Marin J. *Mechanical Behavior of Engineering Materials*. New York: McGraw-Hill, 1962, 671 p.
11. *Analytical Strength Assessment of Components in Mechanical Engineering*: in 2 parts. Frankfurt am Main: VDMA-Verlag, 1994, FKM-Issue no. 183, part 2: Guideline, 234 p.
12. Itoga H., Tokaji K., Nakajima M., Ko H.-N. Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel. *International Journal of Fatigue*, 2003, vol. 25, no. 5, pp. 379–385. DOI: 10.1016/S0142-1123(02)00166-4.
13. Maiya P.S., Busch D.E. Effect of surface roughness on low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel. *Metallurgical Transactions A*, 1975, vol. 6, pp. 1761–1766. DOI: 10.1007/BF02642305.
14. Sonsino C.M. Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety. *International Journal of Fatigue*, 2007, vol. 29, no. 12, pp. 2246–2258.
15. McKelvey S.A., Fatemi A. Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel. *International Journal of Fatigue*, 2012, vol. 36, no. 1, pp. 130–145. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2011.08.008.
16. Shareef I., Hasselbusch M.D. *Endurance limit modifying factors for hardened machined surfaces*: SAE Technical Paper No. 961054. Warrendale, PA: SAE International, 1996, pp. 1–12.
17. Moussaoui K., Mousseigne M., Senatore J., Chieragatti R. The effect of roughness and residual stresses on fatigue life time of an alloy of titanium. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 78, pp. 557–563. DOI: 10.1007/s00170-014-6596-7.
18. Zhang J., Fatemi A. Surface roughness effect on multiaxial fatigue behavior of additive manufactured metals and its modeling. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2019, vol. 103, art. 102260. DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102260.
19. Gunther J., Beretta S., Romano S. et al. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 98, pp. 178–191. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.

20. Greitemeier D., Palm F., Holzweissig J. et al. Fatigue strength of additively manufactured Ti-6Al-4V: surface roughness as dominant factor. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 124, pp. 380–388. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.025.
21. Neuber H. Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law. *Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME*, 1961, vol. 28, pp. 544–550.
22. Topper T.H., Wetzell R.M., Morrow J. *Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens*: Report No. NAEC-ASL-1114. Philadelphia, PA: U.S. Naval Air Engineering Center, 1967, 44 p.
23. Zhu X., Dong Z., Zhang Y., Cheng Z. Fatigue life prediction of machined specimens with the consideration of surface roughness. *Materials*, 2021, vol. 14, art. 5420. DOI: 10.3390/ma14185420.
24. Murakami Y., Endo M. A geometrical parameter for the quantitative estimation of the effects of small defects on fatigue strength of metals. *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, 1983, vol. 49, no. 438, pp. 127–136.
25. Murakami Y., Tsutsumi K., Fujishima M. Quantitative evaluation of effect of surface roughness on fatigue strength (Effect of depth and pitch of roughness). *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, 1996, vol. 62, no. 597, pp. 1124–1131. DOI: 10.1299/kikaia.62.1124.
26. Liu Y., Li X., Maeda Y. Fatigue failure initiation modeling in AA7075-T651 using microstructure-sensitive continuum damage mechanics combined with crystal plasticity FE modelling. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2015, vol. 15, pp. 701–710. DOI: 10.1007/s11668-015-0005-x.
27. Rojas-Garnica J.C., Bedolla-Hernández J., Szwedowicz-Wasik D. Failure by deformation in the lateral contact between sinusoidal asperities. *Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces*, 2016, vol. 10, no. 2, pp. 106–115. DOI: 10.1177/1687814016647252.
28. Pavliček P., Soubusta J., Hýbl O. White-light interferometry on rough surfaces: measurement uncertainty caused by surface roughness. *Applied Optics*, 2003, vol. 42, no. 10, pp. 1809–1813. DOI: 10.1364/AO.42.001809.
29. Singh K., Sadeghi F., Correns M., Blass T. A microstructure based approach to model effects of surface roughness on tensile fatigue. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 129, art. 105229. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105229.
30. Li C., Dai W., Du F. Fatigue life estimation of medium-carbon steel with different surface roughness. *Applied Sciences*, 2017, vol. 7, no. 4, art. 338. DOI: 10.3390/app7040338.
31. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
32. Kyarimov R.R., Smelov V.G., Alekseev V.P. Study of the structure and mechanical properties of samples obtained by selective laser melting from metal powder of heat-resistant alloy VZh159 (KhN58MBYu). *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 36–46. DOI: 10.37313/1990-5378-2023-25-4-36-46.
33. Evgenov A.G., Bazyleva O.A., Golovlev N.A., Zaitsev D.V. Features of structure and property of alloys on the basis of Ni<sub>3</sub>Al intermetallic compound, half-scientists method SLM. *Trudy VIAM*, 2018, no. 12 (72), pp. 25–36. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-25-36.
34. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), pp. 3–11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
35. Erasov V.S., Oreshko E.I. Fatigue tests of metal materials (review). Part 1. Main definitions, loading parameters, representation of results of tests. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.

36. Erasov V.S., Oreshko E.I. Tests for fatigue of metal materials (review). Part 2. Analysis of the Basquin–Manson–Coffin equation. Methods of testing and processing of results. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 80–94. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
37. Электронная справка по моделированию структурной механики Comsol Multiphysics. Available at: <https://www.comsol.com> (accessed: December 12, 2024).
38. Feng X., Wang J., Gao R. Fatigue life prediction of machined specimens with the consideration of surface roughness. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 18, art. 5420. DOI: 10.3390/ma14185420.
39. Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Hodinev I.A. Energy criteria for fatigue fracture of a heat-resistant nickel alloy. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), pp. 111–122. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 01, 2025). DOI: 10/18577/2713-0193-2025-0-1-72-87.
40. Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Hodinev I.A. Determination of the parameters of the plasticity model under cyclic loading of a heat-resistant nickel alloy at elevated temperatures. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 1 (78), pp. 72–87. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-1-72-87.
41. Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Evgenov A.G. Development of damage from the exposed surface of a nickel alloy obtained by additive technological processes. *XVII All-Rus. Conf. on Testing and Research of Material Properties «TestMat» on the topic «Physical and Mechanical Testing, Strength and Reliability of Modern Structural and Functional Materials»*: Coll. Conf. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2025, pp. 214–278.

**Информация об авторах**

**Рыжков Петр Валерьевич**, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Горбовец Михаил Александрович**, начальник Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Information about the authors**

**Petr V. Ryzhkov**, Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Michail A. Gorbovets**, Head of Testing Centre, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 15.08.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.10.2025.  
The article was submitted 15.08.2025; approved and accepted for publication after reviewing 15.10.2025.