

Научная статья

УДК 669.018.44:669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-149-169

ПРИМЕНЕНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО КРИТЕРИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

П.В. Рыжков¹, М.А. Горбовец¹

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

Аннотация. На примере лабораторных образцов проверена модель развития повреждений, сочетающая оценку долговечности стадии их зарождения и распространения. Критерий малоциклового усталости на основе энергетического критерия определяет долговечность первой стадии кинетической диаграммы. Выбор начальной длины трещины для расчета второй стадии определяется началом линейного участка кинетической диаграммы. Для вычисления остаточной долговечности необходимо иметь кривую зависимости коэффициента интенсивности напряжений от длины трещины для геометрической формы изделия, вида нагружения и формы трещины. Ошибка прогнозирования долговечности по предложенной модели составила 20 %.

Ключевые слова: механические свойства, характеристики усталости, жаропрочные деформируемые никелевые сплавы, модели материалов, скорость роста трещины усталости, циклическая пластичность

Для цитирования: Рыжков П.В., Горбовец М.А. Применение энергетического критерия для оценки усталостной долговечности никелевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением // Труды ВИАМ. 2025. № 12 (154). Ст. 13. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-149-169.

Scientific article

APPLICATION OF ENERGY CRITERION TO EVALUATE FATIGUE LIFE OF NICKEL ALLOY OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING

P.V. Ryzhkov¹, M.A. Gorbovets¹

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

Abstract. Using laboratory samples as an example, a damage development model combining the assessment of the durability of the nucleation and propagation stages was tested. The LCF criterion based on the energy criterion determines the durability of the first stage of the kinetic diagram. The choice of the initial crack length for calculating the second stage is determined by the beginning of the linear section of the kinetic diagram. To calculate the residual durability, it is necessary to have a curve of the dependence of the SIF on the crack length for the geometry of the sample, the type of loading and the shape of the crack. The durability prediction error for the proposed model was 20 %.

Keywords: mechanical properties, fatigue characteristics, heat-resistant wrought nickel alloys, material models, fatigue crack growth rate, cyclic plasticity

For citation: Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A. Application of energy criterion to evaluate fatigue life of nickel alloy obtained by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2025, no. 12 (154), paper no. 13. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-12-149-169.

Введение

Поиск критерия усталости и оценка условий разрушения при циклическом нагружении для металлических изделий аддитивного производства вызывают растущий интерес в нескольких промышленных областях – аэрокосмической, автомобильной и медицинской [1–3]. Основная причина повышенного интереса заключается в определенном недостатке знаний методического плана по оценке прочности изделий аддитивного производства. Применение нескольких алгоритмов экспонирования при послойном сплавлении формирует локальные области неоднородности по текстуре, размеру зерна и их распределению в объеме изделия [4]. Традиционные методы получения конструктивных деталей, применяемых в узлах газотурбинных двигателей, лишены данного недостатка по причине однородности свойств по объему.

Усталостное поведение металлических изделий аддитивного производства существенно зависит от двух основных факторов, присущих процессу селективного лазерного сплавления (СЛС) [5, 6]. Первый фактор связан с наличием дефектов в виде газовой пористости, несплавлений и комкования, второй фактор – с обработкой поверхности и ее структурным состоянием. В практике аддитивного производства при обработке поверхности существуют определенные сложности по причине разнообразной геометрической формы изделий с тонкими стенками, внутренними каналами и сеточными конструкциями. Взаимодействие указанных факторов имеет важное значение для усталостного поведения изделий аддитивного производства. Например, когда преобладает первый фактор в условиях шлифования и полирования, то преобладающая ориентация и максимальный размер подповерхностного дефекта определяют усталостную долговечность. Однако процессов последующей поверхностной обработки часто избегают в связи с очень сложными геометрическими формами деталей, поэтому основное внимание сосредоточено на развитии повреждений на поверхности изделий аддитивного производства. Так, в работе [7] оценка предела выносливости образцов СЛС из титанового сплава Ti–6Al–4V с использованием эквивалентного размера дефекта, рассчитанная по измеренным значениям профиля шероховатости, показала отсутствие сходимости с экспериментальными результатами. Авторы пришли к выводу, что корреляция между усталостной долговечностью и коэффициентом интенсивности напряжений (КИН) поверхностных дефектов гораздо больше по сравнению с корреляцией между долговечностью и напряжением в рабочей части образца. В работе [8] авторы показали, что эмпирическая формула для периодических поверхностных надрезов с параметрами профиля R_a и R_z по-прежнему верна с приемлемой точностью. Более того, некоторые исследователи предложили новые модели, в основе которых лежит расчет КИН по линейной теории упругости измеренных впадин профиля шероховатости [9].

С использованием компьютерной томографии [10] на образцах аддитивного производства после циклического нагружения на поверхности выявлено большое количество трещин, развивающихся от впадин профиля шероховатости. Проведено исследование по оценке стадийности разрушения аустенитной стали марки 316L аддитивного производства с использованием акустической эмиссии. Сделано заключение, что основным механизмом разрушения являются раскрытие и рост малых трещин, зародившихся на технологических дефектах. Указано также, что характерный размер микротрещин в материале аддитивного производства на порядок больше, чем наблюдаемый в материале, изготовленном традиционными методами.

Разделение процесса разрушения на две стадии (зарождение и распространение трещин) в соответствии с кинетической диаграммой усталостного разрушения – это эффективный инструмент прогнозирования усталостной долговечности [11]. В работе [12] оценивались зоны потенциального усталостного разрушения при использовании модели пластичности и энергетического критерия применительно к трехслойным алюминиевым панелям. В результате расчетная долговечность сопоставлена с экспериментальной и получена приемлемая сходимости результатов. Цель данной работы заключалась в использовании энергетического критерия усталостной долговечности для оценки стадии зарождения повреждений и формулы линейной механики разрушения для оценки распространения повреждений в лабораторных образцах в условиях эксплуатационной температуры.

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») [13].

Материалы и методы

Выбранный никелевый сплав аддитивного производства для оценки усталостной долговечности и развития повреждений по химическому составу полностью идентичен сплаву марки ВЖ159 с химическим составом, % (по массе):

Ni	Cr	Al	Mo	Nb	V	C
Основа	25–28	1,25–1,55	7–8	2,5–3,5	0,005	0,05–0,09

Из заготовок сплава получали порошок расплава в потоке аргона. Фракционный состав порошка – 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. Информация о формировании фазового состава никелевых сплавов аддитивного производства и морфологии упрочняющей фазы подробно изложена в работах [14, 15].

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 ($R_\epsilon = 0$). Испытаны гладкие цилиндрические образцы и образцы с С-образным концентратором напряжений 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 [16, 17].

Моделирование упругопластического поведения и расчет КИН производили в автоматической среде вычислений конечных элементов [18].

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

Результаты и обсуждение

Экспериментальные результаты

На рис. 1 приведены данные, полученные при определении предела выносливости на базе 10^4 циклов по результатам испытаний 25 гладких образцов с обработкой поверхности и 9 образцов с надрезом при температуре 650 °С. Для оценки циклической трещиностойкости проведены также испытания двух компактных образцов при двух различных режимах нагружения (возрастание КИН/убывание КИН).

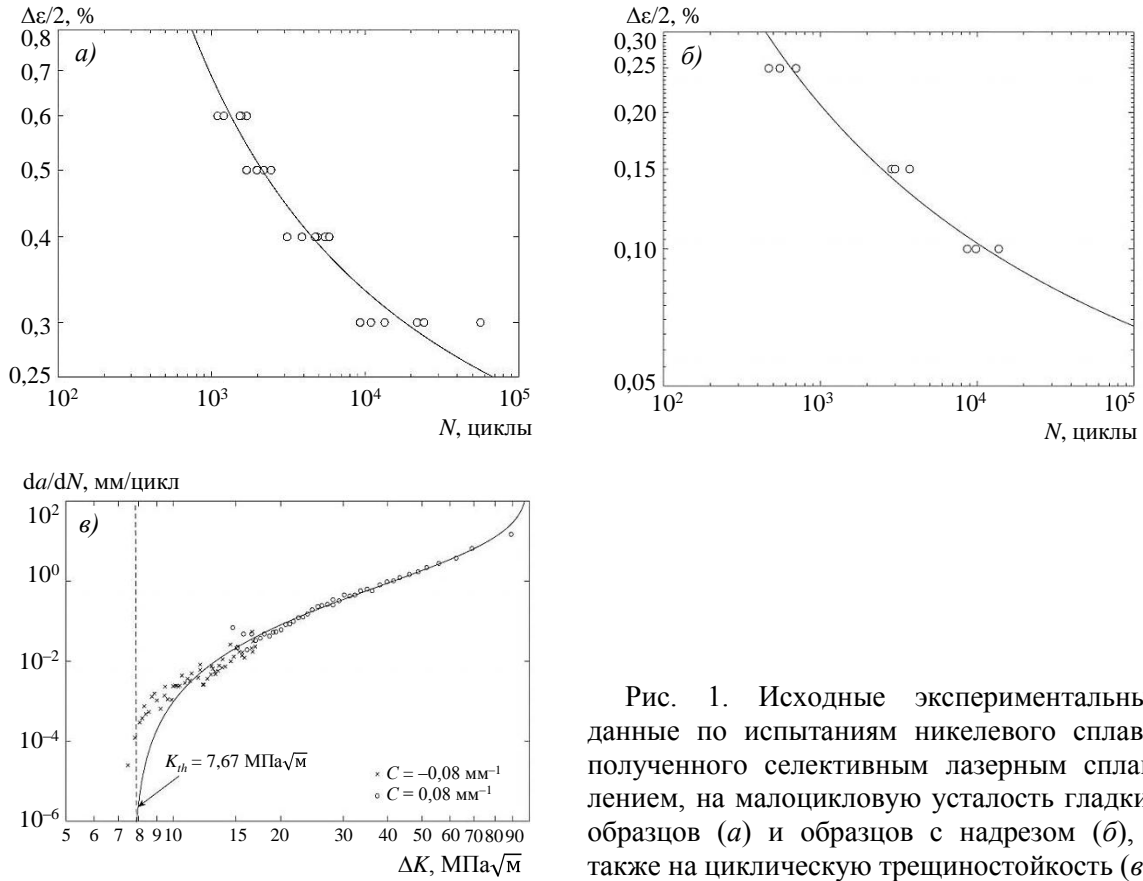


Рис. 1. Исходные экспериментальные данные по испытаниям никелевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением, на малоцикловую усталость гладких образцов (а) и образцов с надрезом (б), а также на циклическую трещиностойкость (в)

Энергетический критерий усталостной долговечности

В фундаментальной работе [19] утверждается, что произведение максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации определяет усталостную долговечность:

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

где $\Delta\varepsilon/2$ – амплитуда полной деформации; N – число циклов до разрушения; E – модуль упругости; σ_f , ε_f – коэффициенты усталостной долговечности и пластичности; b , c – показатели усталостной долговечности и пластичности.

Произведение максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации обычно интерпретируется как величина энергии деформации. В зарубежной научно-технической литературе данный критерий предельного состояния имеет обозначение SWT (критерий Смита–Уотсона–Топпера). На рис. 2 изображена схема петли гистерезиса и произведения максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации. Как следует из данной схемы, произведение максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации частично перекрывает общую площадь петли гистерезиса.

Экспериментальные результаты для гладких образцов при «жестком» цикле нагружения и расчет параметра SWT при эксплуатационной температуре приведены в табл. 1 и на рис. 3.

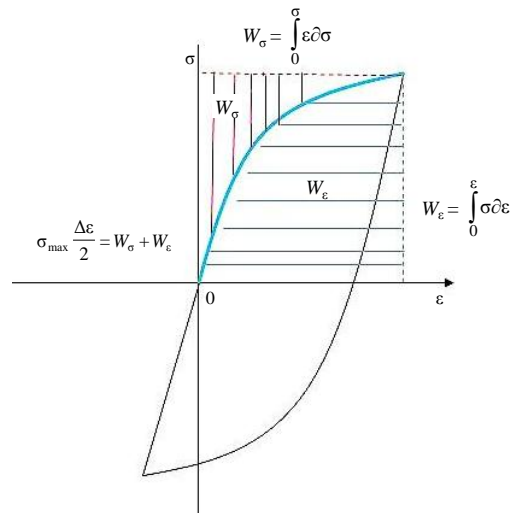
Рис. 2. Интерпретация параметра SWT как величины энергии деформации W_ε

Таблица 1

Экспериментальные результаты для гладких образцов при «жестком» цикле нагружения и расчет параметра SWT

$\Delta\varepsilon/2$	$\Delta\sigma/2$, МПа	$\Delta\varepsilon_{пл}/2$	σ_{max} , МПа	N	P_{SWT}
0,006	616	0,00246	607	723	3,64
0,006	566	0,00227	591	1199	3,55
0,006	569	0,00264	564	1532	3,38
0,006	562	0,00264	556	1569	3,34
0,005	539	0,00183	550	1694	2,75
0,006	575	0,00231	598	1700	3,59
0,005	551	0,00162	573	1974	2,86
0,005	526	0,00177	537	2181	2,69
0,005	548	0,00164	565	2189	2,82
0,005	538	0,00177	544	2437	2,72
0,004	540	0,00063	546	3102	2,18
0,004	503	0,00103	525	3876	2,10
0,004	506	0,00081	530	4748	2,12
0,004	495	0,00103	527	4783	2,11
0,004	503	0,00102	539	4895	2,16
0,004	487	0,00096	516	5473	2,06
0,004	502	0,00082	558	5685	2,23
0,004	480	0,00098	525	5876	2,10
0,003	458	0,00025	536	13392	1,61
0,003	454	0,00146	505	14334	1,52
0,003	454	0,00034	499	21943	1,50
0,003	457	0,00015	580	24349	1,74
0,003	462	0,00017	547	56474	1,64

Расчет кривой зависимости параметра P_{SWT} от долговечности N (рис. 3) производился на основании определенных свойств материала уравнения Мэнсона–Коффина (табл. 2). Результаты произведения максимального напряжения на амплитуду деформации P_{SWT} получены из экспериментальных данных. Как можно наблюдать, кривая зависимости параметра P_{SWT} от долговечности N позволяет с достаточной точностью прогнозировать долговечность сплава ВЖ159, полученного СЛС, при эксплуатационной температуре.

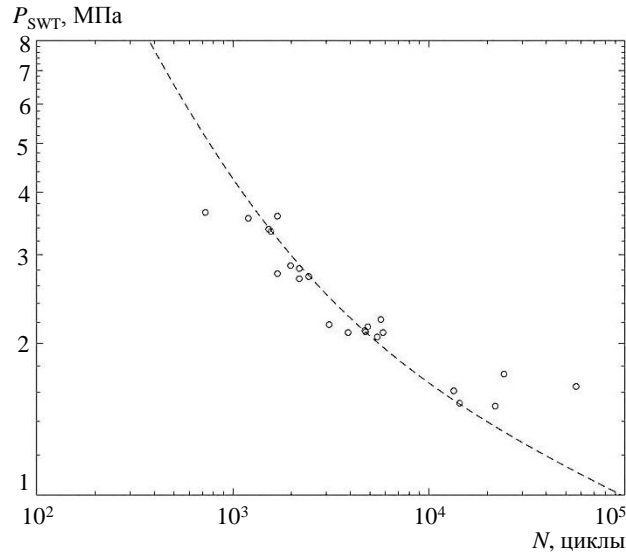


Рис. 3. Кривая усталостной долговечности в зависимости от параметра P_{SWT}

Таблица 2

Определенные параметры уравнения Мэнсона–Кохфина

σ_f , МПа	b	ϵ_f	c
1148	-0,097	6,75	-1,068

Моделирование упругопластического поведения гладких образцов

При моделировании упругопластического поведения исследуемых образцов определяющие соотношения пластичности включали кинематическое и изотропное упрочнение [20]. Для разделения областей упругого и пластического деформирования вводится термин поверхность текучести. Эволюция данной поверхности обусловлена пластическим течением. Размер поверхности определяется законом изотропного упрочнения, а положение – нелинейным кинематическим. С допущением о малых деформациях, начальной изотропной упругости и связанной с ней пластичностью сформируем основные положения предложенной модели:

- аддитивное разложение тензора деформаций – $\epsilon = \epsilon_p + \epsilon_e$, где ϵ – тензор деформаций; ϵ_p – тензор пластических деформаций; ϵ_e – тензор упругих деформаций;
- закон Гука – $\sigma = E\epsilon_e$, где σ – тензор напряжений; E – модуль упругости;
- граница области допустимых напряжений – поверхность текучести, которая задается уравнением $f(\sigma) = 0$, где f – выпуклая непрерывная функция, определенная на пространстве симметричных тензоров второго ранга, при этом $f(\sigma) < 0$ является условием упругого нагружения:

$$f(\sigma) = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} - \sigma_y(\epsilon_{pe});$$

$$f(\sigma) = \sqrt{3J_2} - \sigma_y(\epsilon_{pe});$$

$$f(\sigma) = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij}} - \sigma_y(\epsilon_{pe}),$$

где σ_i – главные направления тензора напряжений (индекс i относится к трем главным напряжениям); J_2 – второй инвариант тензора напряжений; σ_{ij} – компоненты симметричного тензора напряжений второго ранга ($i, j = 1, 2, 3$); σ_y – функция изотропного упрочнения; ϵ_{pe} – эквивалентная

(накопленная) пластическая деформация (изменение поверхности нагружения определяется функцией накопленной пластической деформации ε_{pe});

– ассоциированный закон течения: $\partial\varepsilon^p = \lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma}$, где ε^p – скорость пластической деформации; λ – коэффициент, зависящий от условий нагружения;

– закон изотропного упрочнения: $f(\sigma, \varepsilon_{pe}) = \sigma_e - \sigma_y(\varepsilon_{pe}) = 0$, $\sigma_y(\varepsilon_{pe}) = \sigma_{y0} + r(\varepsilon_{pe})$, $r(\varepsilon_{pe}) = \sigma_{sat} (1 - e^{-\beta\varepsilon_{pe}})$, где σ_{y0} – начальное напряжение пластического течения; $r(\varepsilon_{pe})$ – функция изотропного упрочнения; β , σ_{sat} – характеристики изотропного упрочнения материала;

– закон кинематического упрочнения в сочетании с изотропным $f(\sigma) = |\sigma_{11} - \sigma_b| - \sigma_y(\varepsilon_{pe})$, $\partial\sigma_b = \frac{2}{3} C_k \partial\varepsilon_{pe} - \gamma \sigma_b \partial\varepsilon_{pe}$, C_k – кинематический модуль упрочнения; σ_b , γ – характеристики кинематического упрочнения материала.

Коэффициенты определяющих соотношений найдены методом нелинейной оптимизации Левенберга–Марквардта в автоматизированной среде вычислений и приведены в табл. 3 для каждого уровня деформации [21, 22].

Таблица 3

Параметры оптимизации определяющих соотношений упругопластического деформирования никелевого жаропрочного сплава

Амплитуда деформации $\Delta\varepsilon/2$, %	Параметры оптимизации			
	σ_{sat} , МПа	β	C_k , МПа	γ
0,6	40,13	8,214	35160	70,321
0,5	25,11	4,533	28561	42,131
0,4	19,51	4,376	31661	97,288
0,3	20,11	54,811	57261	197,201

Примечание. β , σ_{sat} – характеристики изотропного упрочнения материала; C_k – кинематический модуль упрочнения; γ – характеристика кинематического упрочнения материала.

Для применения энергетического критерия для расчета усталостной долговечности использована осесимметричная модель четверти образца (рис. 4) ввиду его осевой и центральной симметрии с граничными условиями, соответствующими эксперименту по одноосному циклическому растяжению-сжатию при контролируемой деформации.

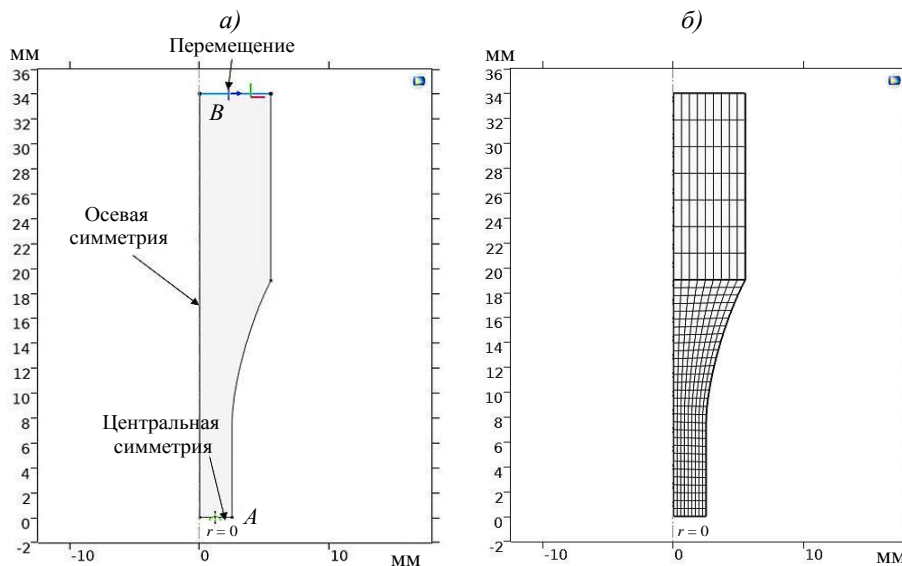


Рис. 4. Осесимметричная модель гладкого образца: а – граничные условия; б – сеточное разбиение

Осесимметричный вариант модели использует цилиндрические координаты r , φ и z (рис. 5).

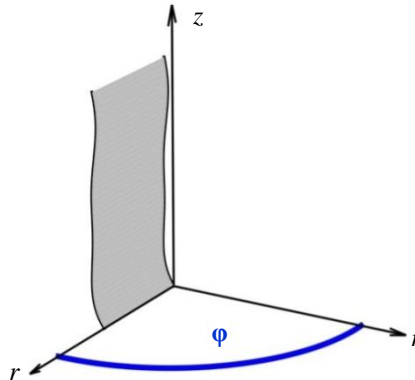


Рис. 5. Цилиндрическая система координат при описании осесимметричной модели

Перемещения не зависят от параметра φ , но допустимы в направлениях r и z . Двумерная осесимметричная геометрическая форма рассматривается как пересечение исходного трехмерного тела и полуплоскости с $\varphi = 0$ и $r \geq 0$. Градиент перемещения относительно цилиндрических координат имеет вид:

$$\nabla u = \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial R} & \frac{1}{R} \frac{\partial u}{\partial \varphi} - \frac{u}{R} & \frac{\partial u}{\partial Z} \\ \frac{\partial v}{\partial R} & \frac{1}{R} \frac{\partial v}{\partial \varphi} + \frac{v}{R} & \frac{\partial v}{\partial Z} \\ \frac{\partial w}{\partial R} & \frac{1}{R} \frac{\partial w}{\partial \varphi} & \frac{\partial w}{\partial Z} \end{bmatrix},$$

где R – радиальная координата; φ – угловая координата; z – осевая координата; $u(R, Z)$ – радиальное перемещение; $v(R, Z)$ – окружное (тангенциальное) перемещение; $w(R, Z)$ – осевое перемещение.

Предположение об осевой симметрии позволяет пренебрегать градиентами в азимутальном направлении – вектор перемещения считается независимым от азимутального угла $u = u(R, Z)$, поэтому:

$$\frac{\partial u}{\partial \varphi} = \frac{\partial v}{\partial \varphi} = \frac{\partial w}{\partial \varphi} = 0$$

и градиент перемещения после этого соотношения имеет вид:

$$\nabla u = \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial R} & \frac{v}{R} & \frac{\partial u}{\partial Z} \\ \frac{\partial v}{\partial R} & \frac{u}{R} & \frac{\partial v}{\partial Z} \\ \frac{\partial w}{\partial R} & 0 & \frac{\partial w}{\partial Z} \end{bmatrix}.$$

Далее предполагаем, что кручение вокруг оси симметрии отсутствует, поэтому нет и перемещения вне плоскости, т. е. $v = 0$:

$$\nabla u = \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial R} & 0 & \frac{\partial u}{\partial Z} \\ 0 & \frac{u}{R} & 0 \\ \frac{\partial w}{\partial R} & 0 & \frac{\partial w}{\partial Z} \end{bmatrix}.$$

В качестве функции нагружения в модели использовалась функция треугольника с пиковыми значениями деформации, соответствующими контролируемым значениям из эксперимента (рис. 6). Размах перемещения грани B вычисляли посредством интегрирования компоненты тензора деформации ε_z в точке A . Для расчета долговечности необходимы как минимум два последовательных блока нагружения. В первом блоке определяется начальное условие напряженно-деформированного состояния, которое затем переопределяется во втором блоке для оценки параметра усталости.

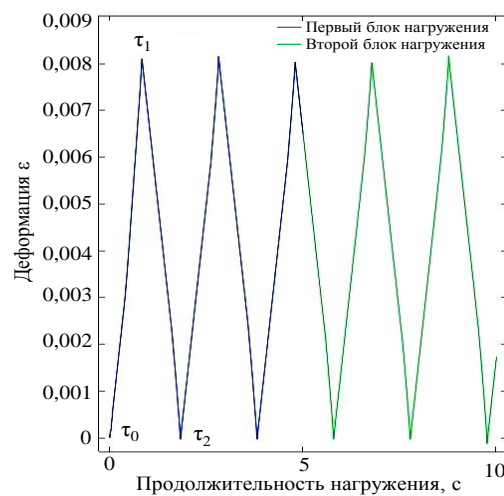


Рис. 6. Форма волны нагружения при моделировании циклического нагружения, соответствующая контролируемым пикам деформации из эксперимента при $\Delta\varepsilon = 0,8\%$

Рассмотрим изменение компоненты тензора напряжений σ_z в точке A гладкого образца в течение двух блоков нагружения при размахе деформации $0,8\%$ (рис. 7).

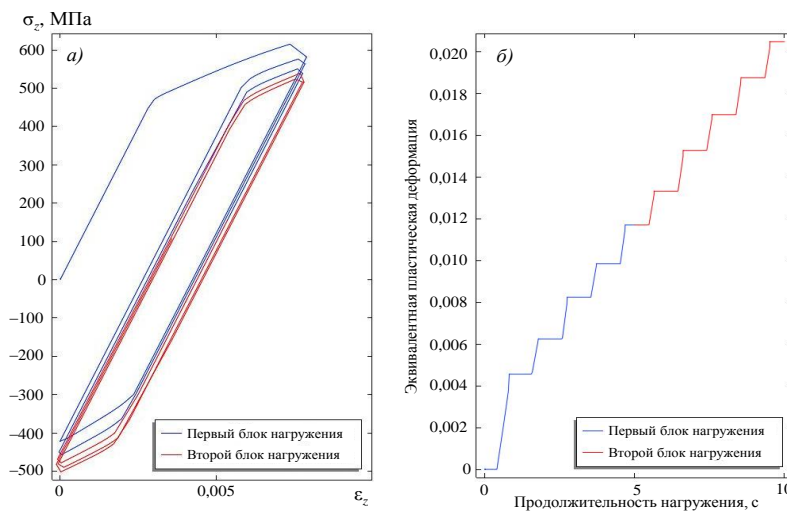


Рис. 7. Петли упругопластического гистерезиса (а) и изменение пластической деформации (б) в точке A гладкого образца

При нагружении образца до первого достижения максимальной нагрузки τ_1 напряжения в области рабочей части заметно превышают предел текучести материала (490 МПа), поэтому следует ожидать значительных пластических деформаций, что отражено на рис. 8, б.

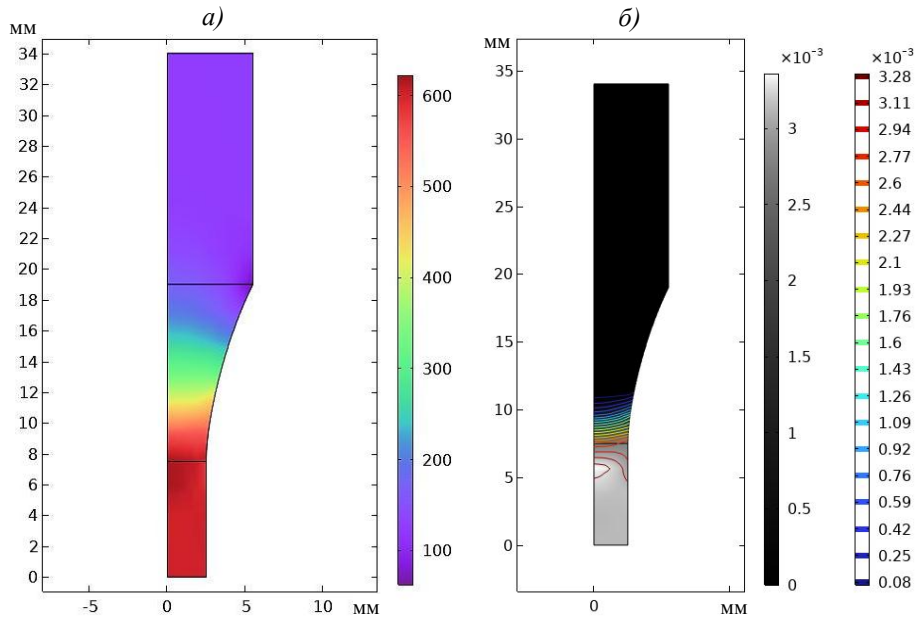


Рис. 8. Распределение напряжений (а) и эквивалентной пластической деформации (б) при достижении первой пиковой нагрузки τ_1 гладкого образца

При разгрузке τ_2 внешние силы отсутствуют, но присутствуют остаточные напряжения после снятия нагрузки в первом цикле (рис. 9).

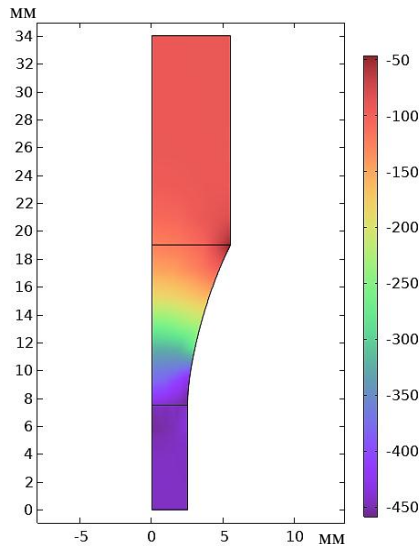


Рис. 9. Распределение напряжений при снятии нагрузки с гладкого образца

При втором блоке нагружения подразумевается стационарное состояние нагружения. Накопление пластической деформации следует рассматривать как главный повреждающий параметр при усталости. Максимальные напряжения при этом снижаются,

что обусловлено процессом релаксации напряжений. Интенсивность снижения определяет комбинация изотропного и кинематического упрочнения. Часто изотропное упрочнение связывают с продолжительностью циклического нагружения, в то время как кинематическое – с процессами внутри каждого цикла.

По результатам стабилизации петли гистерезиса и накопленной пластической деформации рассчитывают долговечность при использовании энергетического критерия в области рабочей части образца (рис. 10).

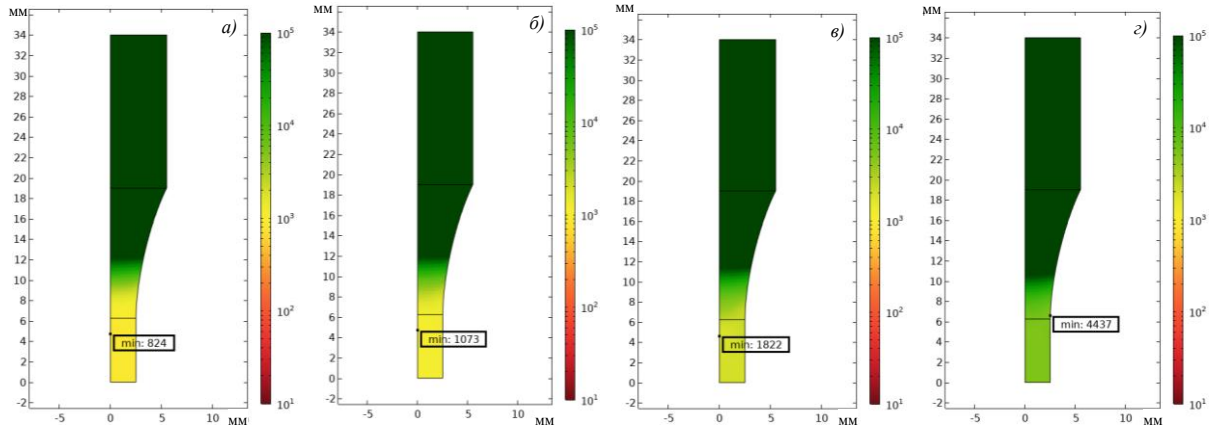


Рис. 10. Распределение усталостной долговечности гладкого образца при деформации $\Delta\varepsilon/2$, %: 0,3 (а); 0,4 (б); 0,5 (в) и 0,6 (г)

Сравнение экспериментальных результатов с результатами моделирования по параметру P_{SWT} представлено на рис. 11.

Результаты моделирования упругопластического поведения материала и применение энергетического критерия малоциклового усталости демонстрируют консервативную оценку долговечности, расположенную в окрестности линии минимальных значений.

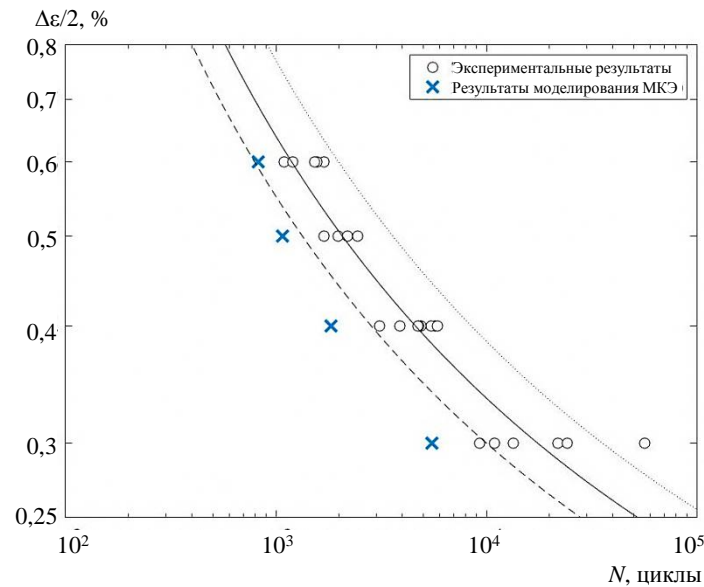


Рис. 11. Сравнение экспериментальных результатов определения усталостной долговечности с результатами численного моделирования

Моделирование упругопластического поведения образцов с концентратором напряжений С-типа

В качестве функции нагружения модели использовалась функция треугольника с пиковыми значениями деформации, соответствующими контролируемым значениям из эксперимента. Размах перемещения грани вычисляли посредством интегрирования компоненты тензора деформации ϵ_z в точке на удалении 6,25 мм от вершины надреза. Указанное расстояние соответствует точке фиксации датчика экстензометра из эксперимента (рис. 12).

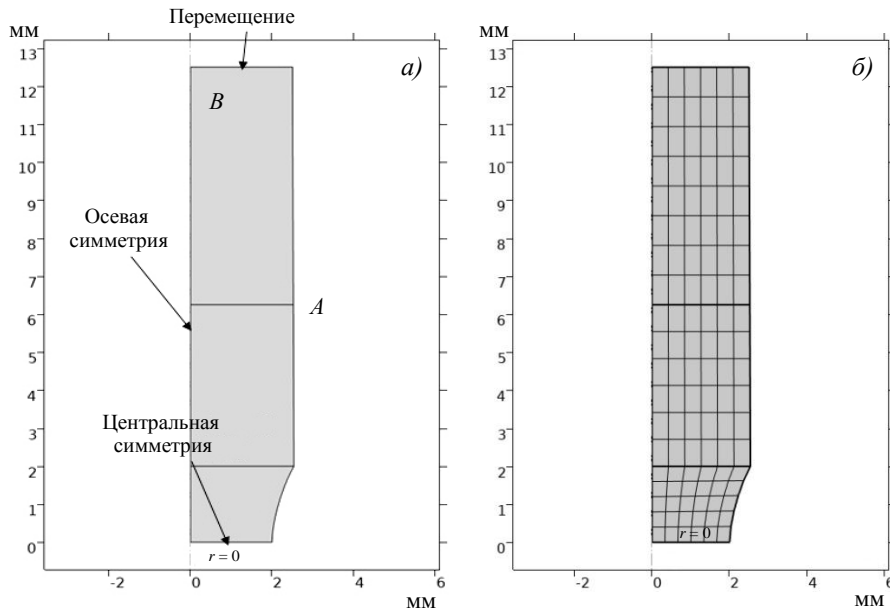


Рис. 12. Осесимметричная модель образца с концентратором напряжений С-типа: а – граничные условия; б – сеточное разбиение

На рис. 13 представлены петли гистерезиса для трех исследуемых уровней деформации, полученных численным моделированием в вершине концентратора напряжений.

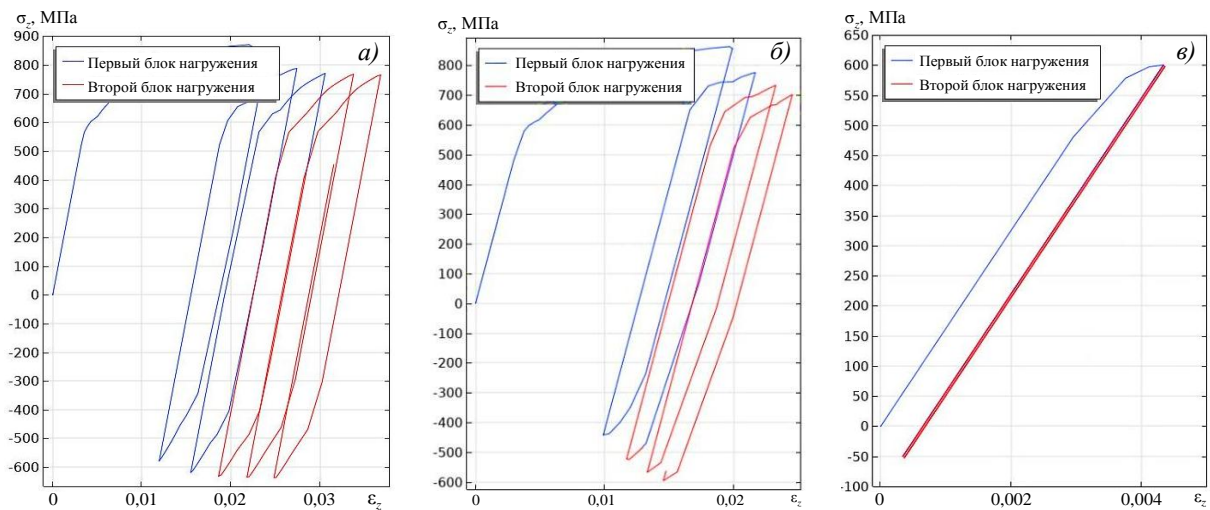


Рис. 13. Петли упругопластического гистерезиса образцов с концентратором напряжений при деформации $\Delta\epsilon/2$, %: 0,25 (а); 0,225 (б) и 0,2 (в)

Применение параметра P_{SWT} позволило рассчитать усталостную долговечность по всему сечению образца (рис. 14).

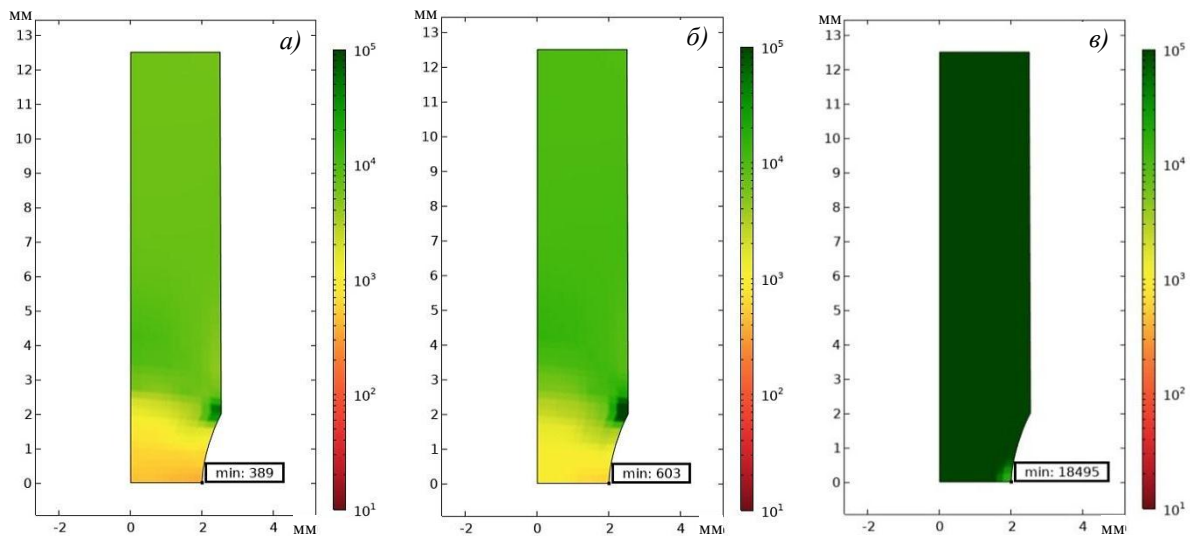


Рис. 14. Распределение усталостной долговечности образцов с концентратором напряжений при деформации $\Delta\varepsilon/2$, %: 0,25 (а); 0,225 (б) и 0,2 (в)

Сравнение экспериментальных результатов с результатами моделирования представлено на рис. 15.

Как и в случае с гладкими образцами, применение энергетического критерия малоциклового усталости для образцов с концентратором напряжений С-типа демонстрирует консервативную оценку долговечности, расположенную в окрестности линии минимальных значений.

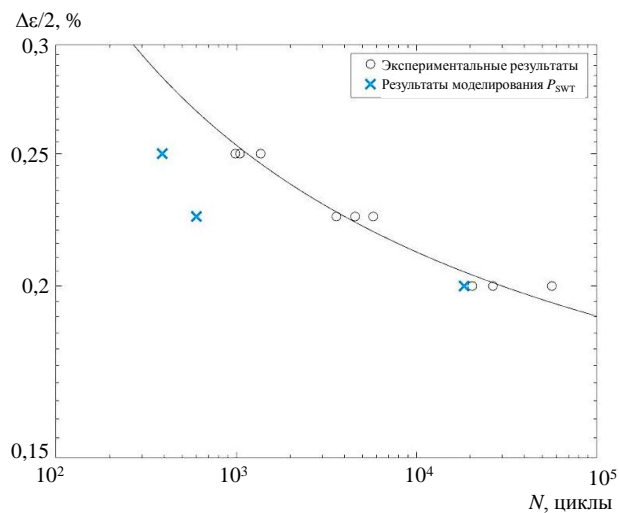


Рис. 15. Сравнение результатов прогнозирования усталостной долговечности по методу SWT с экспериментальными результатами образцов с концентратором напряжений

Таким образом, предполагается, что разрушение протекает в две стадии, при этом энергетический критерий P_{SWT} определяет долговечность при зарождении повреждений. Вторая стадия определяется вторым участком кинетической диаграммы (рис. 16).

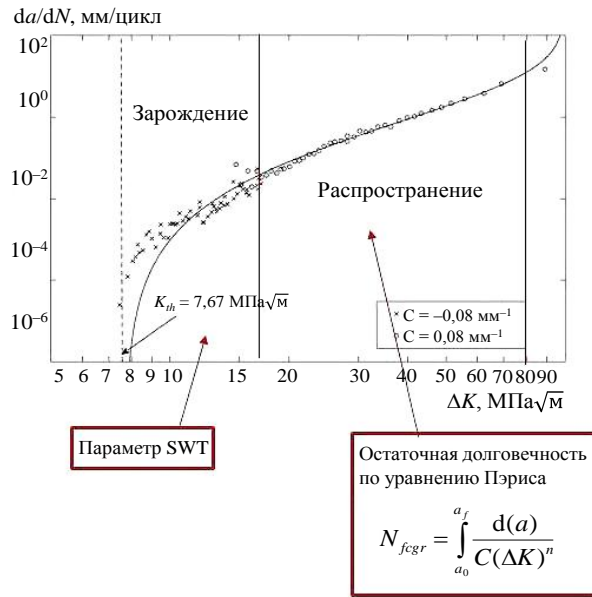


Рис. 16. Представление усталостного разрушения в виде двух стадий

Результаты фрактографии образцов и расчет КИН по данным фрактографии

На рис. 17 изображены поверхности разрушения гладкого образца, испытанного при амплитуде деформации 0,3 %.

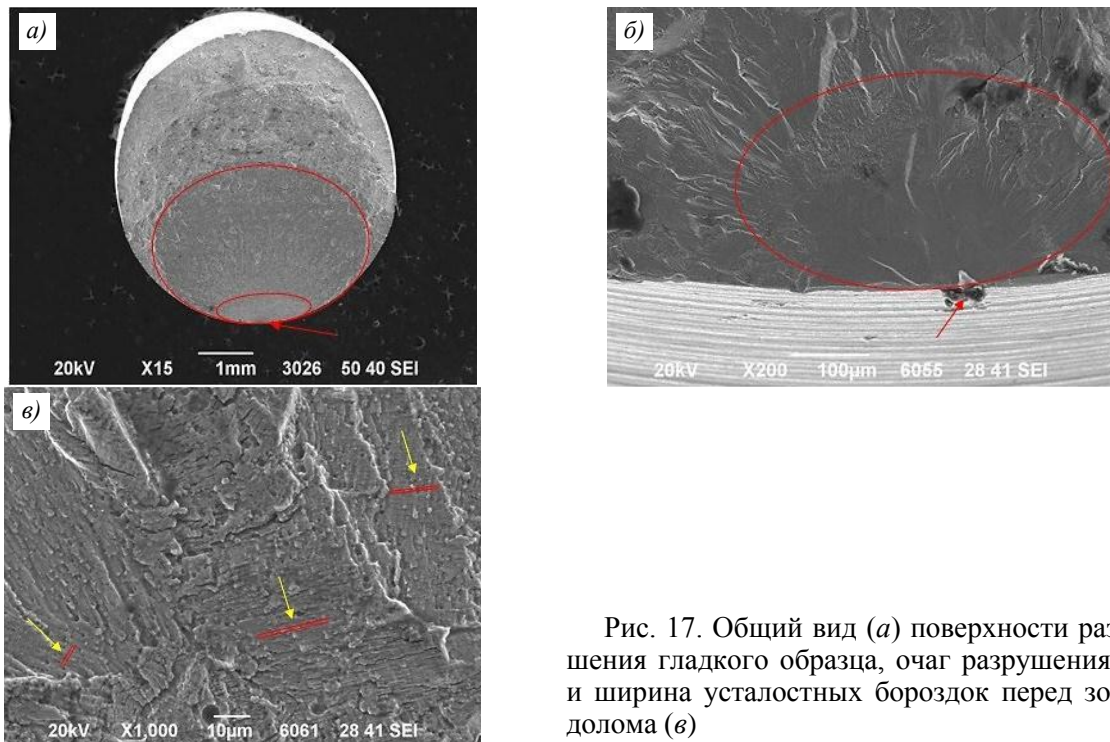


Рис. 17. Общий вид (а) поверхности разрушения гладкого образца, очаг разрушения (б) и ширина усталостных бороздок перед зоной долома (в)

Представленные изображения поверхности разрушения демонстрируют один очаг разрушения, представляющий собой фасетку скола, что свидетельствует о внутризеренном разрушении образца. Ширина усталостных бороздок перед зоной долома соответствует в среднем 1 мкм.

На рис. 18 изображены поверхности разрушения образца с концентратором напряжения С-типа, испытанного при амплитуде деформации 0,2 %.

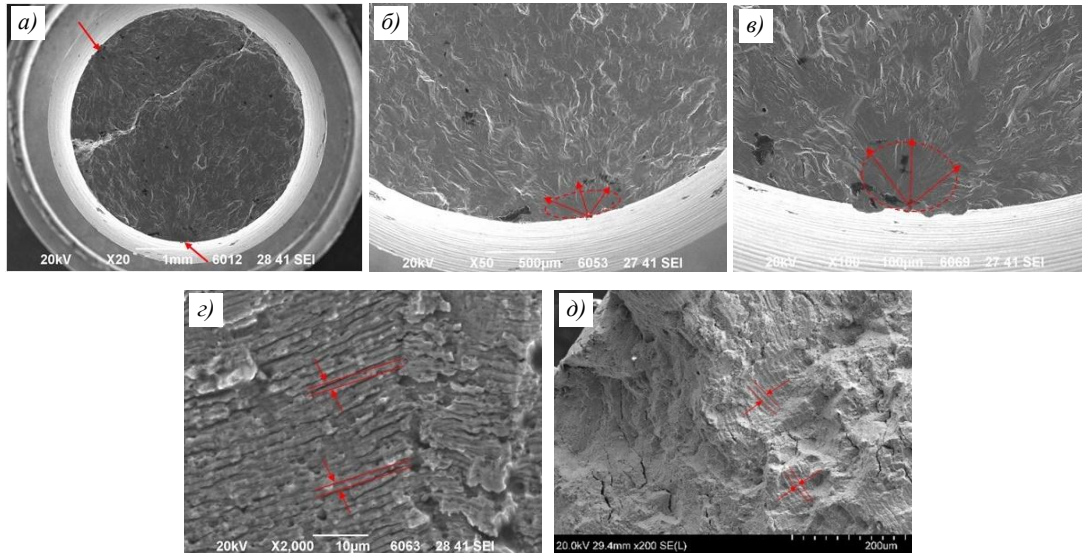


Рис. 18. Общий вид (а) поверхности разрушения образца с надрезом С-типа: очаги разрушения (б, в), ширина усталостных бороздок перед зоной долома (з) и после очага разрушения (д)

Представленные изображения поверхности разрушения демонстрируют два очага разрушения, расположенные на большом удалении друг от друга. При их соединении образуется «микроступенька». Очаг разрушения представляет собой фасетку скола эллиптической формы в одном случае с размером полуосей 154 и 346 мкм и 210 и 230 мкм – в другом. Ширина усталостных бороздок перед зоной долома соответствовала 1 мкм, что соответствует области КИН от 40 до 50 МПа√м на кинетической диаграмме. Ширина усталостных бороздок возле очага разрушения составляла 600 нм, что соответствует области КИН от 8 до 10 МПа√м на кинетической диаграмме.

Рассмотрим напряженно-деформированное состояние образца с трещиной, форма которой получена по результатам фрактографии, 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; ΔK – КИН; C, n – константы Пэриса.

Коэффициенты интенсивности напряжений (КИН) лабораторных образцов рассчитаем с использованием J -интеграла:

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T_i \frac{du_i}{dx} ds = \int_{\Gamma} \left(W n_x - T_i \frac{du_i}{dx} \right) ds,$$

в котором W – плотность энергии деформации:

$$W = \frac{1}{2} (\sigma_x \varepsilon_x + \sigma_y \varepsilon_y + \sigma_{xy} 2\varepsilon_{xy})$$

и T определяется как

$$T = \begin{bmatrix} \sigma_x n_x + \sigma_{xy} n_y \\ \sigma_{xy} n_x + \sigma_y n_y \end{bmatrix},$$

где σ_{ij} – компоненты напряжений; ε_{ij} – компоненты деформаций; n_i – нормаль к контуру интегрирования (рис. 19).

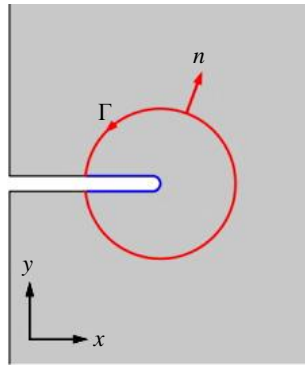


Рис. 19. Контур интегрирования Γ

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 ν – коэффициент Пуассона; K_i – КИН при i -й *моде* деформирования.

Компоненты напряжений и деформаций получим из трехмерной модели при осевом нагружении с использованием силового критерия, равного значению предела выносливости при фиксированной долговечности. Шаг продвижения эллиптических трещин (рис. 20) с отношением полуосей $b/a = 2$ соответствовал 0,2 мм.

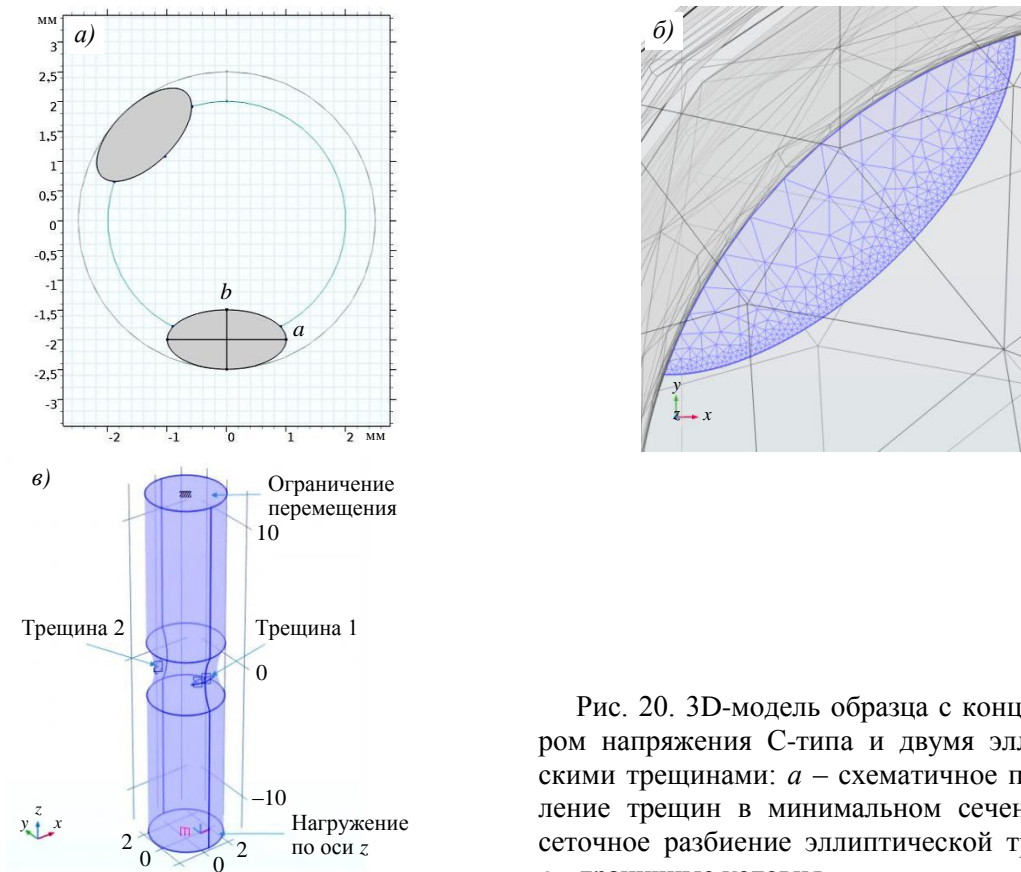


Рис. 20. 3D-модель образца с концентратором напряжения С-типа и двумя эллиптическими трещинами: a – схематичное представление трещинами; b – сеточное разбиение эллиптической трещины; c – граничные условия

Аналогичным образом выглядела модель гладкого образца с эллиптической трещиной. Сетка состояла из треугольных 2D-элементов с расширенной дискретизацией

в области фронта трещины. Распределение J -интеграла и расчет КИН по длине фронта трещины гладкого образца и образца с концентратором напряжений приведены на рис. 21 и 22 соответственно.

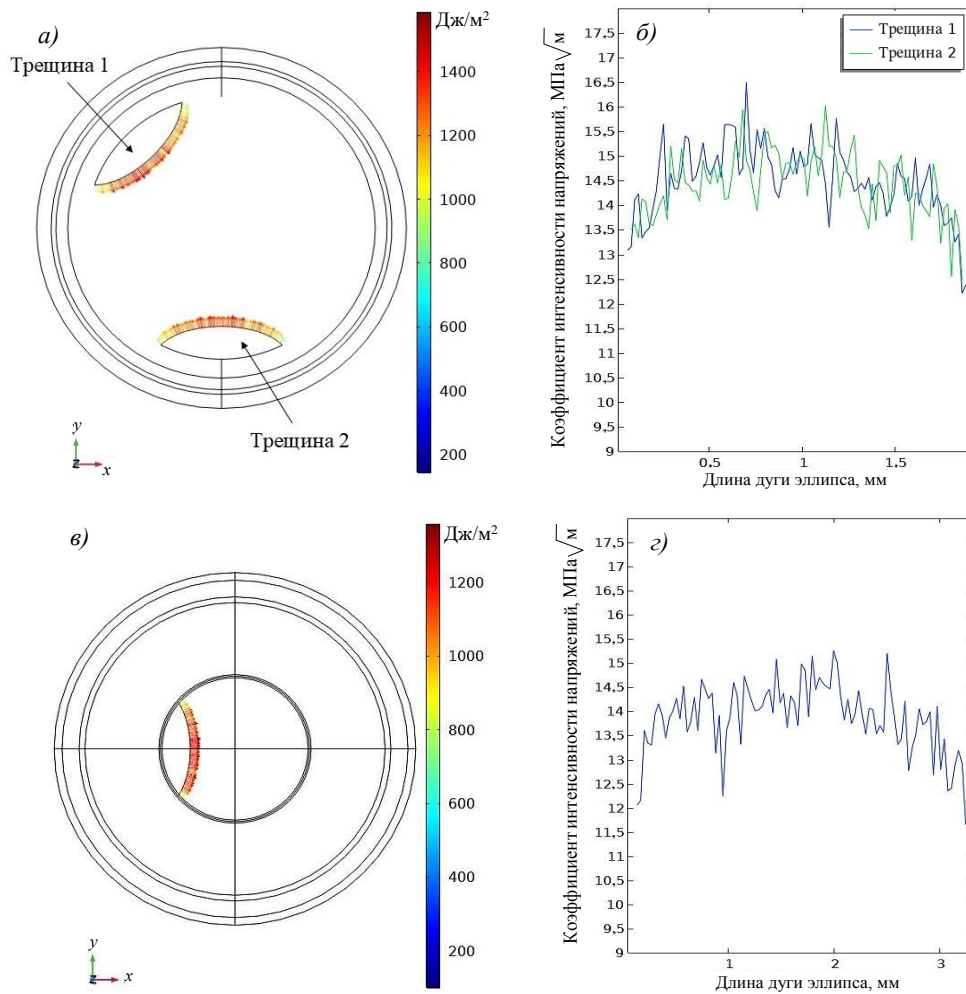


Рис. 21. Распределение J -интеграла и расчет КИН по дуге эллипса: образца с концентратором напряжений С-типа (а, б) и гладкого образца (в, з)

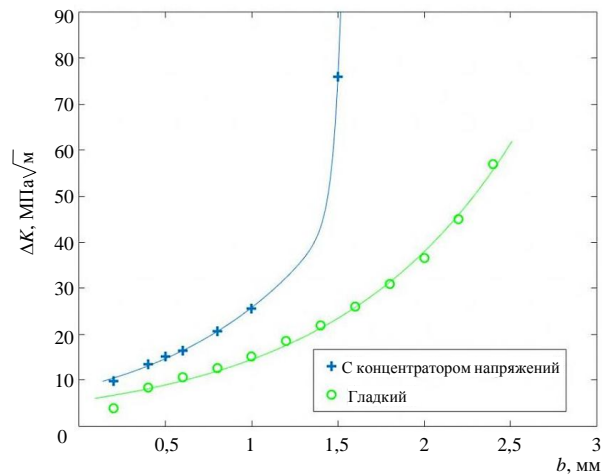


Рис. 22. Изменение КИН с увеличением длины трещины эллиптической формы лабораторных образцов

Условия расчета остаточной долговечности приведены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты расчета второй стадии распространения трещины

Тип образца	$\Delta\varepsilon/2$, %	Начальная длина трещины (мм)/КИН (МПа $\sqrt{м}$)	Конечная длина трещины (мм)/КИН (МПа $\sqrt{м}$)	Долговечность по кинетическому уравнению N_{fegr} , циклы
С концентратором напряжений	0,2	0,5/15,1	1,5/76	17 365
Гладкий	0,3	1/15,4	2,4/57	17 790

Полученные результаты моделирования роста трещин и расчета долговечности по параметру P_{SWT} обобщены в табл. 5.

Таблица 5

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

Тип образца	$\Delta\varepsilon/2$, %	Долговечность по параметру P_{SWT} : N_{SWT} , циклы	Долговечность по кинетическому уравнению N_{fegr} , циклы	$N_{SWT} + N_{fegr}$, циклы	Экспериментальная долговечность N_{exp} , циклы	Ошибка, %
С концентратором напряжений	0,2	18 495	17 365	35 860	29 530	21
Гладкий	0,3	4437	17 790	22 227	18 420	17

Критерий малоциклового усталости на основе энергетического критерия P_{SWT} позволил определить долговечность первой стадии кинетической диаграммы усталостного разрушения. Остаточная долговечность рассчитана с использованием кинетического уравнения Пэриса для линейного участка диаграммы. Для этого использовали кривую зависимости КИН от длины трещины, построенную с учетом геометрической формы образца, его напряженно-деформированного состояния и формы фронта трещины. Сопоставление расчетов с экспериментальными данными показало, что для образцов с цилиндрической рабочей частью ошибка прогноза относительно медианной кривой усталости составила 17 и 21 % – для образцов с надрезом С-типа.

Заключения

Таким образом, предложенный подход обеспечивает стадийное описание усталостного разрушения: долговечность зарождения трещины определяется энергетическим критерием P_{SWT} , а остаточный ресурс – уравнением Пэриса и экспериментально установленной зависимостью КИН от длины трещины. Фрактографический анализ подтвердил двухстадийность процесса: первая стадия соответствует внутризеренным сколам и микрорасслоениям, а вторая – линейному росту трещины. Разработанная методика показала достаточную точность (ошибка 17–21 %) и может быть использована для прогнозирования усталостной долговечности образцов различной геометрической формы.

Список источников

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: IV. Development of Superalloys // Russian Metallurgy (Metally). 2023. Vol. 2023. P. 1879–1887.

2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: III. Adaptation and Creation of Materials // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2023. Vol. 2023. P. 743–751.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: I. Synthesis Materials and Technologies // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2022. Vol. 2022. P. 611–618.
4. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. On the Mechanism of Formation of the Fine Structure of a Track in Selective Laser Melting // *Metal Science and Heat Treatment*. 2023. Vol. 65. P. 104–115.
5. Beretta S. More than 25 years of extreme value statistics for defects: Fundamentals, historical developments, recent applications // *International Journal of Fatigue*. 2021. Vol. 151. P. 106407. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106407.
6. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.11.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
7. Rogers J., Elambasseril J., Wallbrink C. et al. The impact of surface orientation on surface roughness and fatigue life of laser-based powder bed fusion Ti-6Al-4V // *Additive Manufacturing*. 2024. Vol. 85. P. 104149. DOI: 10.1016/j.addma.2024.104149.
8. Macoretta G., Romanelli L., Santus C. et al. Modelling of the surface morphology and size effects on fatigue strength of L-PBF Inconel 718 by comparing different testing specimens // *International Journal of Fatigue*. 2024. Vol. 181. P. 108120. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.108120.
9. Rivolta B., Gerosa R., Panzeri D. Selective laser melted 316L stainless steel: Influence of surface and inner defects on fatigue behavior // *International Journal of Fatigue*. 2023. Vol. 172. P. 107664. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.107664.
10. Демина Ю.А., Белецкий Е.Н., Болотников А.И. Влияние состояния поверхности на механические свойства и кинетику разрушения образцов из стали 316L, полученных селективным лазерным плавлением // *Деформация и разрушение материалов*. 2024. № 12. С. 26–38. DOI: 10.31044/1814-4632-2024-12-26-38.
11. Kethamukkala K., Meng C., Chen J., Liu Y. Crack growth-based life prediction for additively manufactured metallic materials considering surface roughness // *International Journal of Fatigue*. 2023. Vol. 176. P. 107914. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.107914.
12. Крыжевич Г.Б., Филатов А.Р. Модель упругопластического деформирования алюминиевых сплавов и критерии малоциклового усталости конструкций // *Труды Крыловского государственного научного центра*. 2018. Спец. вып. № 2. С. 85–95. DOI: 10.24937/2542-2324-2018-2-S-I-85-95.
13. 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.
14. Евгенов А.Г., Базылева О.А., Головлев Н.А., Зайцев Д.В. Особенности структуры и свойства сплавов на основе интерметаллида Ni₃Al, полученных методом СЛС // *Труды ВИАМ*. 2018. № 12 (72). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-25-36.
15. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Роголев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // *Труды ВИАМ*. 2021. № 8 (102). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
16. 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.

17. 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). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
18. Электронная справка по моделированию структурной механики // Comsol Multiphysics. URL: <https://www.comsol.com> (дата обращения: 01.12.2024).
19. Kujawski D. A deviatoric version of the SWT parameter // *International Journal of Fatigue*. 2014. Vol. 67. P. 95–102. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.12.002.
20. Simo J.C., Hughes T.J.R. *Computational Inelasticity*. New York: Springer, 1998. 392 p.
21. Levenberg K. A method for the solution of certain nonlinear problems in least squares // *Quarterly of Applied Mathematics*. 1944. Vol. 2. P. 164–168.
22. Marquardt D.W. An algorithm for least-squares estimation of nonlinear parameters // *Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics*. 1963. Vol. 11. P. 431–441.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: IV. Development of Superalloys. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2023, vol. 2023, pp. 1879–1887.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: III. Adaptation and Creation of Materials. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2023, vol. 2023, pp. 743–751.
3. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: I. Synthesis Materials and Technologies. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2022, vol. 2022, pp. 611–618.
4. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V. On the Mechanism of Formation of the Fine Structure of a Track in Selective Laser Melting. *Metal Science and Heat Treatment*, 2023, vol. 65, pp. 104–115.
5. Beretta S. More than 25 years of extreme value statistics for defects: Fundamentals, historical developments, recent applications. *International Journal of Fatigue*, 2021, vol. 151, p. 106407. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106407.
6. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 11, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
7. Rogers J., Elambasseril J., Wallbrink C. et al. The impact of surface orientation on surface roughness and fatigue life of laser-based powder bed fusion Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, 2024, vol. 85, p. 104149. DOI: 10.1016/j.addma.2024.104149.
8. Macoretta G., Romanelli L., Santus C. et al. Modelling of the surface morphology and size effects on fatigue strength of L-PBF Inconel 718 by comparing different testing specimens. *International Journal of Fatigue*, 2024, vol. 181, p. 108120. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.108120.
9. Rivolta B., Gerosa R., Panzeri D. Selective laser melted 316L stainless steel: Influence of surface and inner defects on fatigue behavior. *International Journal of Fatigue*, 2023, vol. 172, p. 107664. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.107664.
10. Demina Yu.A., Beletsky E.N., Bolotnikov A.I. Influence of surface condition on the mechanical properties and fracture kinetics of 316L steel samples obtained by selective laser melting. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2024, no. 12, pp. 26–38. DOI: 10.31044/1814-4632-2024-12-26-38.
11. Kethamukkala K., Meng C., Chen J., Liu Y. Crack growth-based life prediction for additively manufactured metallic materials considering surface roughness. *International Journal of Fatigue*, 2023, vol. 176, p. 107914. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2023.107914.
12. Kryzhevich G.B., Filatov A.R. Model of elastoplastic deformation of aluminum alloys and criteria for low-cycle fatigue of structures. *Trudy Krylovskogo gosudarstvennogo nauchnogo tsentra*, 2018, special is. no. 2, pp. 85–95. DOI: 10.24937/2542-2324-2018-2-S-I-85-95.

13. 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.
14. Evgenov A.G., Bazyleva O.A., Golovlev N.A., Zaitsev D.V. Features of structure and property of alloys on the basis of Ni₃Al intermetallic compound, half-scientists method SLM. *Trudy VIAM*, 2018, no. 12 (72), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 10, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-25-36.
15. 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 lase manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 21, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11.
16. 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.
17. 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), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: 10.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
18. The electronic reference on modeling of structural mechanics. *Comsol Multiphysics*. Available at: <https://www.comsol.com> (accessed: December 01, 2024).
19. Kujawski D. A deviatoric version of the SWT parameter. *International Journal of Fatigue*, 2014, vol. 67, pp. 95–102. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.12.002.
20. Simo J.C., Hughes T.J.R. *Computational Inelasticity*. New York: Springer, 1998, 392 p.
21. Levenberg K. A method for the solution of certain nonlinear problems in least squares. *Quarterly of Applied Mathematics*, 1944, vol. 2, pp. 164–168.
22. Marquardt D.W. An algorithm for least-squares estimation of nonlinear parameters. *Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics*, 1963, vol. 11, pp. 431–441.

Информация об авторах

Рыжков Петр Валерьевич, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Горбовец Михаил Александрович, начальник Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Petr V. Ryzhkov, Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 21.04.2025; получена после доработки 28.04.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 28.05.2025.
The article was submitted 21.04.2025; received in revised form 28.04.2025; approved and accepted for publication after reviewing 28.05.2025.