

Критерии термоусталостного разрушения монокристаллических жаропрочных сплавов и методы определения их параметров

А. С. Семенов, Л. Б. Гецов

ФГБОУ ВПО Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия

Представлен критерий деформационного разрушения и выполнена его проверка на образцах монокристаллического сплава ЖСЗ6 с различными кристаллографическими ориентациями, испытанных на термоусталость при разных температурах и длительностях цикла.

Ключевые слова: деформационный критерий, термоусталостная долговечность, монокристаллический материал, кристаллографическая ориентация.

Введение. В связи с широким применением монокристаллических материалов в газотурбостроении для изготовления лопаток требуется разработка адекватных моделей деформирования и критериев разрушения при статическом и особенно при термоциклическом нагружении. Многие работы посвящены изучению этих вопросов [1–15]. Тем не менее в практике расчетов нередко используются модели деформирования материала, пригодные лишь для поликристаллических лопаток, а термоусталостная прочность оценивается по формуле универсального наклона Мэнсона, которая во многих случаях дает очень большие ошибки в оценке долговечности.

В настоящей работе рассматриваются методы определения термоусталостной долговечности монокристаллических материалов на основе применения деформационных критериев с учетом кристаллографической ориентации (КГО), разделения вкладов от циклической и односторонне накопленной (рэтчетинг) составляющих деформации, раздельного учета влияния пластических деформаций и деформаций ползучести, позволяющих адекватно описывать процессы термоусталостного разрушения материалов при сложном переменном непропорциональном высокотемпературном нагружении с учетом наличия промежуточных выдержек. Верификация разработанных методов проводится по результатам испытаний образцов на термическую усталость по методике, описанной в [8].

1. Формулировка деформационного критерия. Процесс накопления повреждений монокристаллическими материалами при термоциклическом нагружении включает следующие параллельно развивающиеся стадии: возникновение полос скольжения; зарождение и развитие микротрещин; накопление необратимых деформаций; образование и распространение магистральной трещины вплоть до разрушения образца (детали). Для прогнозирования термоусталостного разрушения монокристаллических материалов рациональным является использование модификаций деформационного критерия, изначально предложенного в работе [16]. Критерием зарождения макротрещин служит условие достижения критической величины суммарной меры повреждений, описываемой следующим соотношением:

$$D = D_1(\Delta\varepsilon_{eq}^p) + D_2(\Delta\varepsilon_{eq}^c) + D_3(\varepsilon_{eq}^p) + D_4(\varepsilon_{eq}^c) = 1 \quad (1)$$

Введенный критерий (1) основывается на линейном суммировании повреждений, вызванных изменениями пластической деформации в пределах цикла

$$D_1 = \sum_{i=1}^n \frac{(\Delta \varepsilon_{eq_i}^p)^k}{C_1(T_i)}, \quad (2)$$

деформаций ползучести в пределах цикла

$$D_2 = \sum_{i=1}^n \frac{(\Delta \varepsilon_{eq_i}^p)^m}{C_2(T_i)}, \quad (3)$$

односторонне накопленной пластической деформацией

$$D_3 = \max_{0 \leq t \leq t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r^p(T)} \quad (4)$$

и односторонне накопленной деформацией ползучести

$$D_4 = \max_{0 \leq t \leq t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^c}{\varepsilon_r^c(T)}, \quad (5)$$

где $C_1, C_2, k, m, \varepsilon_r^p, \varepsilon_r^c$ – параметры материала, зависящие от температуры и КГО. Обычно принимают соотношения $k = 2; m = 5/4; C_1 = (\varepsilon_r^p)^k; C_2 = [(3/4)\varepsilon_r^c]^m$, где $\varepsilon_r^p, \varepsilon_r^c$ – предельные деформации пластичности и ползучести при одноосном растяжении.

В качестве эквивалентной меры деформаций ε_{eq} в уравнениях (1)–(5) могут рассматриваться различные нормы тензора деформаций:

максимальная сдвиговая деформация в системе скольжения с нормалью к плоскости скольжения $\mathbf{n}_{\{111\}}$ и направлением скольжения $\mathbf{l}_{\langle 011 \rangle}$:

$$\varepsilon_{eq} = \mathbf{n}_{\{111\}} \boldsymbol{\varepsilon} \mathbf{l}_{\langle 011 \rangle}, \quad (6)$$

максимальная главная деформация (максимальное собственное значение тензора деформаций):

$$\varepsilon_{eq} = \varepsilon_1, \quad (7)$$

интенсивность деформаций по Мизесу:

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{9} \left[(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2} (\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2) \right]} \quad (8)$$

и максимальная деформация сдвига:

$$\varepsilon_{eq} = \frac{1}{2} (\varepsilon_1 - \varepsilon_3). \quad (9)$$

Эквивалентная деформация (6) соответствует кристаллографической моде разрушения, а эквивалентные деформации (7)–(9) относятся к некристаллографической

моде. Выбор наиболее подходящего варианта эквивалентной деформации на основе сравнения прогнозируемой долговечности с результатами эксперимента являлся одной из задач проведенного исследования.

2. Результаты экспериментальных исследований. Верификация предложенного деформационного критерия (1) проводилась на плоских корсетных образцах из сплава ЖС36 с КГО $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$. Рассматривались образцы с центральным круговым отверстием и без него, нагружаемые до различных уровней температур при разной длительности цикла. Образцы вырезали из пластин (рис. 1) с различной КГО (табл. 1).

Т а б л и ц а 1

Кристаллографическая ориентация пластин для изготовления образцов

№ пластины	Ориентация	Отклонение от аксиальной ориентации, град	Азимутальная ориентация плоскости шлифов, град
1	$\langle 111 \rangle$	5,64	8,26
2	$\langle 011 \rangle$	4,51	11,27
3	$\langle 011 \rangle$	8,33	14,43
4	$\langle 011 \rangle$	9,67	7,86
5	$\langle 001 \rangle$	5,47	41,97

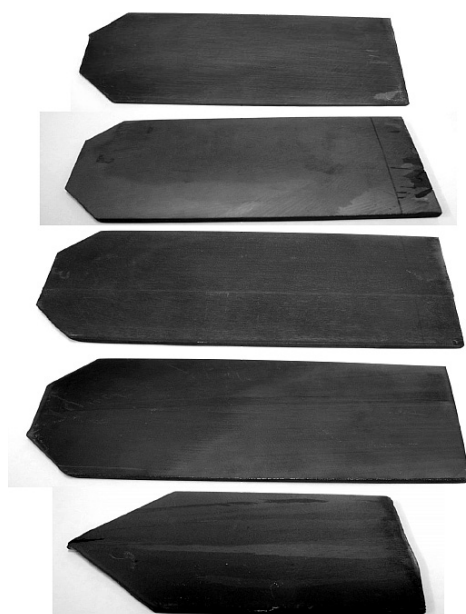


Рис. 1

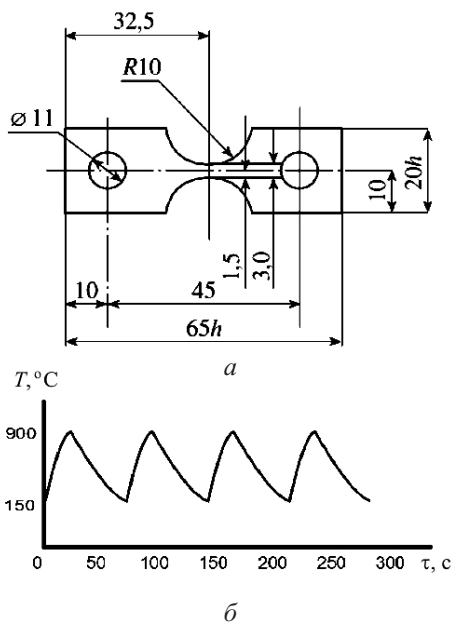


Рис. 2

Рис. 1. Пластины для вырезки образцов.

Рис. 2. Образец для испытаний (а) и изменение температуры в центральной его части (б).

Следует отметить, что использование пластин для изготовления образцов гарантирует получение последних с одинаковыми аксиальными и азимутальными ориентациями, имеющих преимущество перед образцами, изготовленными из прутков, для которых обеспечивается совпадение только аксиальных ориентаций, а неизбежные

вариации в азимутальной ориентации снижают точность результатов. Кроме того, получить образцы с точно совпадающей аксиальной ориентацией весьма проблематично.

Для испытаний используются жестко заземленные образцы с одной полированной поверхностью. Размеры образца и характерное изменение температуры в центральной его части показаны на рис. 2. Испытания проводились в вакууме по режимам, отличающимся максимальной ($T_{\max} = 900...1100^{\circ}\text{C}$) и минимальной ($T_{\min} = 200...700^{\circ}\text{C}$) температурами цикла, что позволяет наблюдать образование полос скольжения, зарождение и рост трещин, а также определять скорость их роста на полированной поверхности с увеличением $\times 250$. Часть образцов при T_{\max} выдерживали в течение 2 и 5 мин. Некоторые образцы имели концентраторы в виде центрального кругового отверстия диаметром 0,5 мм. Чтобы определить КГО, для каждого образца снималась лауэграмма и путем расчета устанавливались эйлеровы углы φ , θ , ψ , аксиальное и азимутальное отклонения, а также коэффициент Шмида.

В процессе испытаний измерялись в пределах цикла относительные осевые перемещения ΔK двух отпечатков микротвердости, нанесенных на границе рабочей части образцов на расстоянии 4 мм друг от друга (табл. 2). На основе данной информации производилась оценка осредненных в пределах рабочей области размахов осевых механических деформаций.

Т а б л и ц а 2

Результаты испытаний на термическую усталость образцов сплава ЖС36

Серия образца	КГО	T_{\max} , $^{\circ}\text{C}$	T_{\min} , $^{\circ}\text{C}$	Время выдержки, с	ΔK , мкм	N_{in} , цикл	N_f , цикл
1	2	3	4	5	6	7	8
1-1с	$\langle 111 \rangle$	900	150	–	12	10	50
1-2	$\langle 111 \rangle$	900	150	–	15...18	190	823
1-5d	$\langle 111 \rangle$	900	150	120	19...16	50	140
1-7d	$\langle 111 \rangle$	900	150	300	16	10	16
1-6с	$\langle 111 \rangle$	850	350	–	9	150	320
1-4cd	$\langle 111 \rangle$	850	350	300	11	51...102	118
1-3d	$\langle 111 \rangle$	1000	500	120	10	50...80	194
2-2	$\langle 011 \rangle$	1000	500	–	14...12	300	472
2-5d	$\langle 011 \rangle$	1000	500	300	10	200	317
2-1	$\langle 011 \rangle$	900	150	–	18	17	100
2-4с	$\langle 011 \rangle$	850	350	–	12...8	270	2952
2-6с	$\langle 011 \rangle$	1000	500	–	10	10...130	187
2-3cd	$\langle 011 \rangle$	1000	500	120	13, 11	1...2	62
3-0	$\langle 011 \rangle$	900	150	–	22...14	730	951
3-1	$\langle 011 \rangle$	950	200	–	18...12	52	450
3-2	$\langle 011 \rangle$	1000	250	–	18	20	63
3-3	$\langle 011 \rangle$	1000	500	–	11...8	455	1220
3-4	$\langle 011 \rangle$	1050	550	–	20...17	160	356
3-5	$\langle 011 \rangle$	950	450	–	14...11	1500	2535

1	2	3	4	5	6	7	8
4-1с	$\langle 011 \rangle$	900	150	–	12	10	25
4-2	$\langle 011 \rangle$	900	150	–	13	160	308
4-6d	$\langle 011 \rangle$	900	150	120	13	6	17
4-4d	$\langle 011 \rangle$	900	150	300	12	3	26
4-5	$\langle 011 \rangle$	900	450	–	12...10	407	626
4-3d	$\langle 011 \rangle$	900	450	120	13	90	128
5-1	$\langle 001 \rangle$	900	150	–	13...10	435	560
5-2	$\langle 001 \rangle$	1000	250	–	15	40...55	95
5-3	$\langle 001 \rangle$	1000	500	–	13...7	305	1460
5-7cd	$\langle 001 \rangle$	1000	500	–	9,5	8	344

Примечание. Буквой “с” обозначена серия образцов с концентратором; “d” – серия образцов с режимами нагружения с выдержками; N_{in} – число циклов до образования магистральной трещины; N_f – число циклов до полного разрушения образцов.

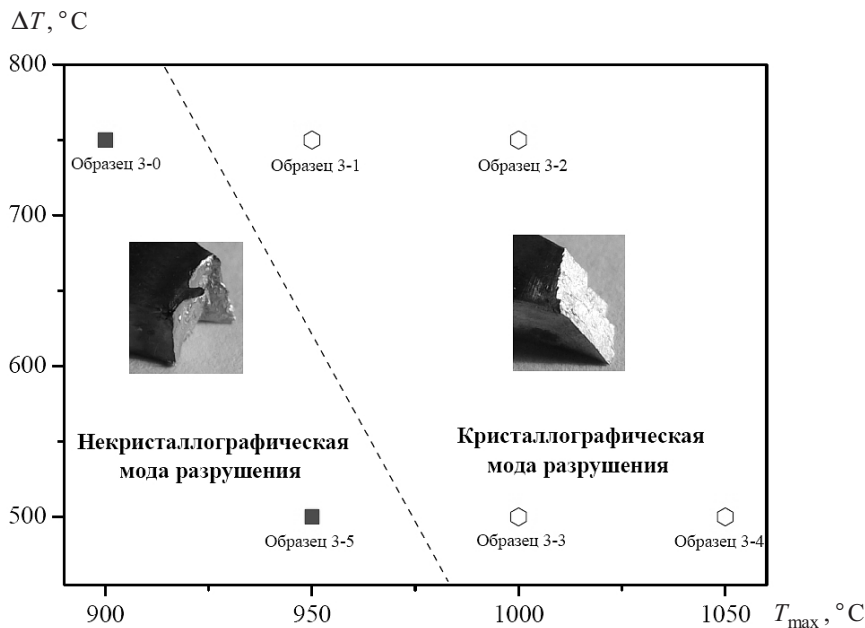


Рис. 3. Карта механизмов разрушения образцов третьей серии.

В зависимости от режима нагружения (максимальная температура цикла и размах температур в пределах цикла) наблюдались разные моды разрушения (кристаллографическая или некристаллографическая), различающиеся ориентацией поверхности разрушения. Пример карты механизмов разрушения образцов третьей серии представлен на рис. 3.

В табл. 2 приведены экспериментальные данные о термоусталостной долговечности монокристаллических образцов с различной КГО при разных режимах нагружения, используемые для проверки предложенного деформационного критерия (1).

3. Определяющие уравнения. Для оценки напряженно-деформированного состояния (НДС) монокристаллических образцов при сложных программах термо-механического нагружения рационально применять физические модели неупругого деформирования материала, учитывающие, что неупругие деформации происходят в соответствии с механизмом скольжения по активным системам скольжения и значительно зависят от кристаллографической ориентации монокристалла по отношению к направлению внешнего воздействия. К использованию феноменологических моделей пластичности и ползучести с учетом только анизотропии упругих свойств в критерии пластичности следует относиться с осторожностью.

Предполагается, что пластическое течение является результатом возможного скольжения в N октаэдрических системах скольжения, характеризуемых нормалью к α -й плоскости скольжения \mathbf{n}^α и направлением скольжения \mathbf{l}^α ($\alpha = 1, \dots, N$). Для рассматриваемого случая монокристаллов с кубической гранцентрированной решеткой имеем $N = 12$. Описание процессов неупругого деформирования при конечных деформациях основано на использовании концепции мультипликативного разложения градиента деформации \mathbf{F} [2–7]:

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^* \mathbf{F}^p, \quad (10)$$

где пластическая составляющая определяется уравнениями

$$\mathbf{L}^p = \dot{\mathbf{F}}^p \mathbf{F}^{p-1} = \sum_{\alpha=1}^N \dot{\gamma}^\alpha \mathbf{l}^\alpha \mathbf{n}^\alpha; \quad (11)$$

$$\dot{\gamma}^\alpha = f(\tau^\alpha, \dots); \quad (12)$$

$$\tau^\alpha = \sigma \cdot \mathbf{l}^\alpha \mathbf{n}^\alpha, \quad (13)$$

а упругая –

$$\mathbf{E}^* = \frac{1}{2}(\mathbf{C} - \mathbf{1}) = \frac{1}{2}(\mathbf{F}^* \mathbf{F}^{*T} - \mathbf{1}); \quad (14)$$

$$\mathbf{S}^* = {}^4\mathbf{D} \cdot \mathbf{E}^*, \quad (15)$$

$\dot{\gamma}^\alpha$ – скорость скольжения в α -системе скольжения, которая зависит от напряженного состояния (касательных напряжений τ^α , приведенных к данной системе скольжения), также может зависеть от ряда внутренних переменных; \mathbf{S}^* – тензор напряжений Пиола–Кирхгофа 2-го рода, который связан с тензором напряжений Коши σ равенством $\mathbf{S}^* = \mathcal{L} \mathbf{F}^{*-1} \sigma \mathbf{F}^{*-T}$; $\mathbf{1}$ – единичный тензор. Выбор конкретной формы выражения (12) зависит от исследуемых явлений (упругопластичность, вязкопластичность, вязкоупругость), а также от особенностей неупругого деформирования рассматриваемого монокристалла.

Для вязкоупругой модели, используемой при описании вязких эффектов в монокристалле ниже предела текучести, множители $\dot{\gamma}^\alpha$, характеризующие интенсивность неупругого деформирования в α -системе скольжения, вычислялись по уравнениям

$$\dot{\gamma}^\alpha = A |\tau^\alpha|^n (\dot{\gamma}^\alpha)^m \text{sign}(\tau^\alpha). \quad (16)$$

Для вязкопластической модели, используемой при описании вязких эффектов в монокристалле выше предела текучести, вычисление множителей $\dot{\gamma}^\alpha$ проводилось на основе соотношений

$$\dot{\gamma}^\alpha = \text{sign}(\tau^\alpha - X^\alpha) \left\langle \frac{|\tau^\alpha - X^\alpha| - R^\alpha - \tau_0}{K} \right\rangle^n, \quad (17)$$

где переменные, характеризующие изотропное и кинематическое упрочнение, определяются равенствами

$$R^\alpha = bQ \sum_\beta h^{\alpha\beta} r^\beta; \quad \dot{r}^\alpha = (1 - br^\alpha) \dot{\gamma}^\alpha; \quad h^{\alpha\beta} = H[q + (1 - q)\delta_{ab}]; \quad (18)$$

$$X^\alpha = Cx^\alpha; \quad \dot{x}^\alpha = [\text{sign}(\tau^\alpha - X^\alpha) - Dx^\alpha] \dot{\gamma}^\alpha. \quad (19)$$

В выражении (17) используются скобки Макоули $\langle x \rangle = \begin{cases} x, & x \geq 0; \\ 0, & x < 0. \end{cases}$ В уравнениях (16)–(19) $A, n, m, \tau_0, K, b, Q, H, q, C, D$ – константы материала. Недиagonальная структура матрицы $h^{\alpha\beta}$ позволяет учитывать перекрестное (латентное) упрочнение различных систем скольжения.

Для упругопластической модели, используемой при описании эффектов необратимого деформирования в условиях кратковременного нагружения в монокристалле выше предела текучести, вычисление множителей $\dot{\gamma}^\alpha$ проводилось на основе уравнений

$$f^\alpha = |\tau^\alpha - X^\alpha| - R^\alpha - \tau_0 = 0, \quad (20)$$

где переменные, характеризующие изотропное и кинематическое упрочнение, определяются равенствами (18) и (19). Множители $\dot{\gamma}^\alpha$ находятся как решения системы нелинейных алгебраических уравнений, которая получается из (20), (13), (18), (19).

Дальнейшего уточнения моделей можно добиться путем введения в законы упрочнения плотностей мобильных дислокаций и уравнений их эволюции [17].

Для проверки точности решений с использованием физических моделей экспериментальные данные по относительному смещению в пределах цикла базовых точек (два отпечатка микротвердости) образца сравнивались с расчетными. Сопоставление данных экспериментов без выдержек с расчетами по упругопластической модели показало хорошее их совпадение (табл. 3), в то время как точность расчета с учетом выдержек по вязкопластическим моделям несколько ниже, что обусловлено недостаточным количеством исходных данных по ползучести во всем диапазоне температур.

4. Верификация деформационного критерия. При термоциклическом нагружении (неоднородное по пространству и нестационарное во времени поле температур) плоских корсетных образцов из монокристаллического сплава при наличии центрального отверстия и при его отсутствии наблюдаются неоднородные поля напряжений и деформаций. Возможность произвольной ориентации анизотропного (кубическая группа симметрии) материала по отношению к геометрическим осям образца и ярко выраженное физически нелинейное поведение также затрудняют получение простых аналитических оценок НДС. Поэтому для определения НДС образцов использовались конечноэлементные (КЭ) решения в трехмерной постановке с применением неупругих моделей материала, описанных в разд. 3.

Т а б л и ц а 3

Сопоставление экспериментальных данных по смещению базовых точек с расчетными

Серия образца	КГО	T_{\max} , °С	T_{\min} , °С	Смещение базовых точек ΔK , мкм		
				Расчет	Эксперимент	δ , %
1-2	$\langle 111 \rangle$	900	150	15,1	15...18	8
2-1	$\langle 011 \rangle$	900	150	18,3	18	2
2-2	$\langle 011 \rangle$	1000	500	17,4	12...14	34
2-4с	$\langle 011 \rangle$	850	350	5,6	8	30
2-6с	$\langle 011 \rangle$	1000	500	11,0	10	10
3-0	$\langle 011 \rangle$	900	150	19,3	14...22	7
3-2	$\langle 011 \rangle$	1000	250	17,1	18	5
3-4	$\langle 011 \rangle$	1050	550	19,5	17...20	5
3-5	$\langle 011 \rangle$	950	450	14,6	11...14	17
4-2	$\langle 011 \rangle$	950	450	14,1	13	7
4-5	$\langle 011 \rangle$	950	450	10,2	10...12	7
5-1	$\langle 001 \rangle$	900	150	10,2	10...13	11
5-2	$\langle 001 \rangle$	1000	250	13,9	15	13
5-3	$\langle 001 \rangle$	1000	500	10,2	7...13	2

Анализ НДС и процессов накопления повреждений в корсетных образцах проводился с использованием КЭ программного комплекса PANTOCRATOR [18]. Применение в расчетах физических моделей материала позволяет учитывать, что неупругие деформации происходят в соответствии с механизмом скольжения по активным системам скольжения и в значительной мере зависят от кристаллографической ориентации монокристалла по отношению к направлению внешнего воздействия. При проведении вычислительных экспериментов использовались упругопластические и вязкоупругопластические модели материала [6, 7] с нелинейным кинематическим и изотропным упрочнением, а также с автоупрочнением и перекрестным (латентное) упрочнением различных систем скольжения. Было установлено, что применение вязкоупругих моделей приводит к нереально завышенным уровням напряжений.

Полученные результаты КЭ решения трехмерных нелинейных краевых задач с характерными неоднородными полями напряжений, деформаций и повреждений позволяют определить местоположение наиболее нагруженных точек образца, в которых наиболее вероятно зарождение трещин. Типичное распределение поля повреждений с использованием критерия (1) после десятого термического цикла ($20 \rightarrow T_{\max} = 900 \Leftrightarrow T_{\min} = 150^\circ \text{C}$) для образца 5-1 из сплава ЖС36 с ориентацией, близкой к $\langle 001 \rangle$, представлено на рис. 4. Соответствующая кривая циклического деформирования для центральной точки образца 5-1 показана на рис. 5.

Верификация деформационного критерия (1) проводилась с использованием экспериментальных данных по ползучести и кривых сопротивления упругопластическому деформированию сплава ЖС36 [11] на основе КЭ расчетов, выполненных для каждого образца с учетом КГО и режима нагружения. Расчеты осуществлялись прямым пошаговым моделированием поцикловой кинетики деформирования с автоматическим определением в процессе решения всей истории изменения полей повреждений. Числа циклов до образования магистральной трещины, рассчитанные на

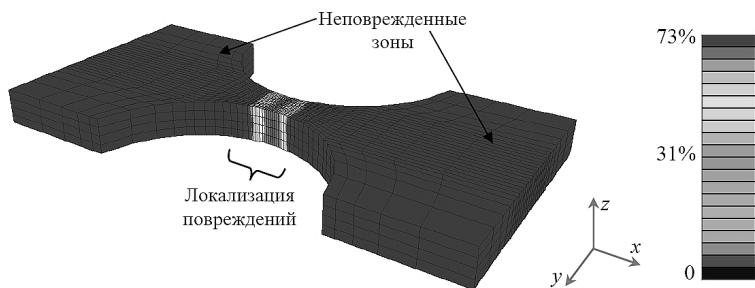


Рис. 4. Распределение поля повреждений после десятого термического цикла для образца 5-1 с ориентацией $\langle 001 \rangle$.

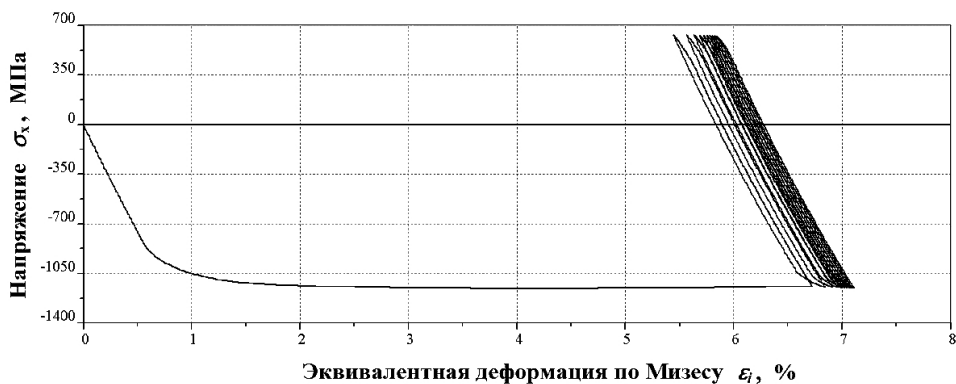


Рис. 5. Кривая циклического деформирования для центральной точки образца 5-1.

основе критерия (1) с использованием эквивалентных деформаций (6)–(9), представлены в табл. 4. Наибольшую точность в сравнении с экспериментальными результатами показал критерий с использованием эквивалентной деформации, учитывающий кристаллографическую ориентацию (6) – табл. 4. Для критерия (1) максимальная относительная погрешность прогноза долговечности δ не превышает 130%, средняя погрешность – 60%. При использовании в критерии разрушения интенсивностей деформации Мизеса (8) получена наиболее консервативная оценка. Наблюдается корреляция между рассчитанными по (1)–(6) и экспериментальными значениями (рис. 6).

5. Сравнение данных по критериям (1)–(6) с прогнозами по другим критериям. Проведем сравнение результатов, полученных по предложенному критерию (1)–(6), с прогнозами по критериям Коффина и Мэнсона. Ограничимся рассмотрением случая кратковременного нагружения без учета вкладов от деформаций ползучести. В этом случае деформационный критерий (1)–(6) допускает упрощенное представление:

$$\sum_{j=1}^N \left(\frac{\Delta \varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r} \right)^k + \frac{\max \varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r} = 1, \quad (21)$$

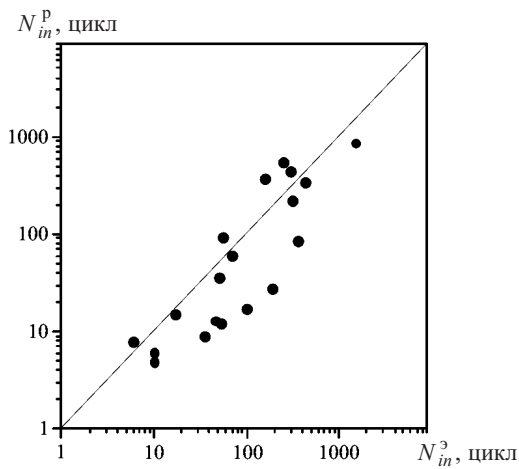
критерий Коффина определяется равенством

$$\sum_{j=1}^N \left(\frac{\Delta \varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r} \right)^k = 1, \quad (22)$$

Т а б л и ц а 4

Сопоставление экспериментальных данных по долговечности с расчетными

Серия образ-ца	КГО	T_{\max} , °C	T_{\min} , °C	ΔT , °C	N_{in} , цикл				Экспе-римент	δ , %
					$\varepsilon_{eq} = \varepsilon_{n1}$ (6)	$\varepsilon_{eq} = \varepsilon_1$ (7)	$\varepsilon_{eq} = \varepsilon_i$ (8)	$\varepsilon_{eq} = \gamma_{\max}$ (9)		
1-1с	$\langle 111 \rangle$	900	150	750	5	4	3	4	10	50
1-2	$\langle 111 \rangle$	900	150	750	28	19	21	25	190	85
1-5d	$\langle 111 \rangle$	900	150	750	36	13	20	24	50	28
1-6с	$\langle 111 \rangle$	850	350	500	11	8	7	8	45	93
2-1	$\langle 011 \rangle$	900	150	750	15	9	10	15	17	12
2-2	$\langle 011 \rangle$	1000	500	500	444	340	248	431	300	15
2-4с	$\langle 011 \rangle$	850	350	500	34	28	28	29	210	84
2-6с	$\langle 011 \rangle$	1000	500	500	61	44	56	57	10...130	13
3-0	$\langle 011 \rangle$	900	150	750	17	2	11	17	100	83
3-1	$\langle 011 \rangle$	950	200	750	12	3	7	12	52	77
3-2	$\langle 011 \rangle$	1000	250	750	9	2	5	9	35	74
3-3	$\langle 011 \rangle$	1000	500	500	550	494	328	540	250	120
3-4	$\langle 011 \rangle$	1050	550	500	365	293	172	358	160	128
3-5	$\langle 011 \rangle$	950	450	500	866	538	580	866	1500	42
4-1с	$\langle 011 \rangle$	900	150	750	6	4	4	5	10	40
4-2	$\langle 011 \rangle$	950	450	500	24	15	17	21	160	85
4-5	$\langle 011 \rangle$	950	450	500	86	25	8	85	360	76
4-6d	$\langle 011 \rangle$	900	150	750	8	6	5	7	6	33
5-1	$\langle 001 \rangle$	900	150	750	338	275	195	280	435	22
5-2	$\langle 001 \rangle$	1000	250	750	94	473	28	68	55	71
5-3	$\langle 001 \rangle$	1000	500	500	218	196	150	172	305	29

Рис. 6. Сопоставление расчетного числа циклов N_{in}^p до образования магистральной трещины с использованием критерия (1)–(6) с результатами экспериментов N_{in}^z .

критерий универсальных наклонов Мэнсона –

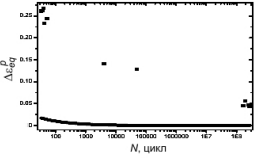
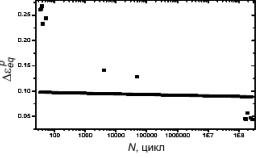
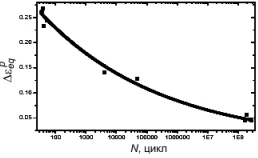
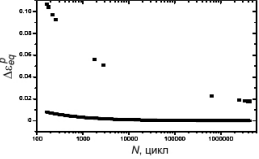
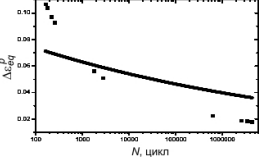
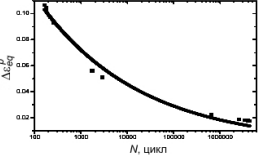
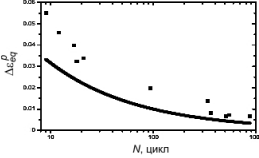
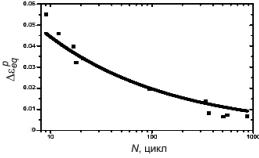
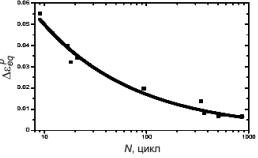
$$\Delta \varepsilon_{eq}^p = 1,75 \frac{\sigma_B}{E} N^{-0,12} + \varepsilon_r N^{-0,6}, \quad (23)$$

где σ_B – предел прочности при растяжении; E – модуль упругости.

Сравнение критериев проводилось на основе анализа значений среднеквадратичного отклонения χ_{red}^2 аппроксимирующих зависимостей (21)–(23) при определении констант k и ε_r методом наименьших квадратов (минимизация χ_{red}^2). Результаты сравнения представлены в табл. 5 для трех способов идентификации констант: с фиксированными значениями $k = 2$, $\varepsilon_r = \varepsilon_r^{p*}$ (ε_r^{p*} – предельная пластическая деформация при растяжении); с фиксированным значением $\varepsilon_r = \varepsilon_r^{p*}$ и варьируемым k ; двумя варьируемыми параметрами k и ε_r .

Т а б л и ц а 5

Сравнение критериев при различных способах определения параметров k и ε_r

Критерий	$\varepsilon_r = \varepsilon_r^{p*}, k = 2$	$\varepsilon_r = \varepsilon_r^{p*}, k = \text{var}$	$\varepsilon_r = \text{var}, k = \text{var}$
Коффина (22)	$\chi_{red}^2 = 9 \cdot 10^{-1}$ 	$\chi_{red}^2 = 1,2 \cdot 10^{-2}$ 	$\chi_{red}^2 = 9,8 \cdot 10^{-5}$ 
Мэнсона (23)	$\chi_{red}^2 = 1 \cdot 10^{-1}$ 	$\chi_{red}^2 = 6 \cdot 10^{-4}$ 	$\chi_{red}^2 = 2,2 \cdot 10^{-5}$ 
(21)	$\chi_{red}^2 = 6,4 \cdot 10^{-4}$ 	$\chi_{red}^2 = 1,8 \cdot 10^{-5}$ 	$\chi_{red}^2 = 6,8 \cdot 10^{-6}$ 

Примечание. Линии – результаты аппроксимации экспериментальных данных (отмечены точками).

Результаты сравнения критериев зарождения макротрещин при термической усталости для рассматриваемого класса задач при различных способах определения констант показали, что наиболее точным является комбинированный критерий (21). Однако данный вывод требует дальнейшей экспериментальной проверки при различных условиях нагружения и верификации критерия для других монокристаллических сплавов.

Заклучение. Предложены различные модификации деформационного критерия разрушения для монокристаллических сплавов при термоциклическом нагружении. Проведена верификация критерия для монокристаллического сплава ЖС36 на основе сравнения с данными экспериментов, полученными на корсетных образцах с различной ориентацией кристаллографических осей ($\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$) при разных температурах (150...1050°С) и длительностях цикла (20...385 с). Установлена высокая точность прогноза термоусталостной прочности с помощью предложенного критерия.

Показана важность учета односторонне накопленной неупругой деформации наряду с размахом в пределах цикла при расчете числа циклов до зарождения макротрещины. Установлено, что использование в критерии разрушения эквивалентных деформаций, обусловленных максимальным сдвигом на площадках скольжения, дает более точный прогноз, чем использование эквивалентных деформаций, не учитывающих явно кристаллографической ориентации. При использовании интенсивностей деформации Мизеса получена наиболее консервативная оценка.

Для определения напряженно-деформированного состояния монокристаллических образцов выполнены конечноэлементные расчеты с помощью физических моделей пластичности и ползучести, учитывающих, что неупругое деформирование монокристалла происходит в соответствии с имеющимися активными системами скольжения и определяется кристаллографической ориентацией. Получены распределение полей повреждений в образце и история их изменения, что позволяет непосредственно определить потенциальные местоположения зарождения макротрещин термоусталости и оценить соответствующее число циклов. В результате эксперимента и расчета показана ярко выраженная чувствительность термоусталостной долговечности монокристаллов к кристаллографической ориентации образцов.

Полученные результаты рекомендуется использовать в расчетах термоусталостной прочности лопаток ГТУ из монокристаллических сплавов.

Исследование выполнено при поддержке РФФИ (проект № 12-08-00943).

Резюме

Представлено критерій деформаційного руйнування і виконано його перевірку на зразках монокристалічного сплаву ЖС36 із різною кристаллографічною орієнтацією, випробуваних на термовтому за різних температур і тривалостей циклу.

1. *Гецов Л. Б., Михайлов В. Е., Семенов А. С. и др.* Расчетное определение ресурса рабочих и направляющих лопаток ГТУ. Ч. 2. Монокристаллические материалы // Газотурбинные технологии. – 2011. – № 8. – С. 18 – 25.
2. *Hill R.* Generalized constitutive relations for incremental deformation of metal crystals by multislip // J. Mech. Phys. Solids. – 1966. – **14**. – P. 95 – 102.
3. *Hill R. and Rice J. R.* Constitutive analysis of elastic-plastic crystals at arbitrary strains // Ibid. – 1972. – **20**. – P. 401 – 413.
4. *Asaro R. J. and Rice J. R.* Strain localization in ductile single crystals // Ibid. – 1977. – **25**. – P. 309 – 338.
5. *Asaro R. J.* Crystal plasticity // J. Appl. Mech. – 1983. – **50**. – P. 921 – 934.
6. *Cailletaud G. A.* Micromechanical approach to inelastic behaviour of metals // Int. J. Plast. – 1991. – **8**. – P. 55 – 73.
7. *Бессон Ж., Каето Ж., Шабош Ж.-Л., Форест С.* Нелинейная механика материалов / Пер. с франц. под ред. Л. Б. Гецова. – СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2010. – 398 с.

8. Гецов Л. Б., Добина Н. И., Рыбников А. И. и др. Сопротивление монокристаллического сплава термической усталости // Пробл. прочности. – 2008. – № 5. – С. 54 – 71.
9. Getsov L., Semenov A., and Staroselsky A. A failure criterion for single-crystal superalloys during thermocyclic loading // Mater. Technol. – 2008. – 42, No. 1. – P. 3 – 12.
10. Гецов Л. Б., Рыбников А. И., Семенов А. С. Сопротивление термической усталости жаропрочных сплавов // Теплоэнергетика. – 2009. – № 5. – С. 51 – 58.
11. Гецов Л. Б., Рыбников А. И., Семенов А. С. и др. Сопротивление деформированию и разрушению монокристаллических сплавов при статическом и термоциклическом нагружении // Надежность и безопасность энергетики. – 2012. – № 18. – С. 53 – 62.
12. Каблов Е. Н., Голубовский Е. Р. Жаропрочность никелевых сплавов. – М: Машиностроение, 1998. – 463 с.
13. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. – М.: Машиностроение, 1997. – 333 с.
14. Arakere N. K. and Swanson G. Effect of crystal orientation on fatigue failure of single crystal nickel base turbine blade superalloys // Int. J. Eng. Gas Turbines Power. – 2002. – 124. – P. 161 – 176.
15. Garcia de la Yedra A., Martin-Meizoso A., Rodriguez Martin R., and Pedrejon J. L. Thermo-mechanical fatigue behaviour and life prediction of C-1023 nickel based superalloy // Int. J. Eng. Sci. Technol. – 2011. – 3, No. 6. – P. 88 – 101.
16. Гецов Л. Б. О критерии разрушения при сложной программе нагружения // Тр. Всесоюзного рабочего симпозиума по вопросам малоциклового усталости. – Каунас, 1971.
17. Одобаи-Фард Р. М., Семенов А. С., Гецов Л. Б. Моделирование процессов неупругого деформирования образцов из монокристаллических материалов с учетом динамики дислокаций. XI неделя науки СПбГПУ. Материалы междунар. научн.-практ. конф. – СПб., 2011. – Ч. V. – С. 72 – 73.
18. Семенов А. С. PANTOCRATOR – конечноэлементный программный комплекс, ориентированный на решение нелинейных задач механики // Тр. V Междунар. конф. “Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения”. – СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. – С. 466 – 480.

Поступила 10. 09. 2013