

УДК 539.43; 620.178.3

Л.Б. Гецов¹, А.С. Семенов², А.И. Рыбников¹, Е.А. Тихомирова¹

¹ ОАО «НПО ЦКТИ», Россия

² Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Россия

КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Оценка термоусталостной прочности монокристаллических лопаток газовых турбин является актуальной задачей, не получившей окончательного решения и требующей проведения экспериментальных исследований и разработки критериев разрушения. В работе представлены результаты испытаний для двух монокристаллических сплавов на основе никеля с различной ориентацией кристаллографических осей ($\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$) при различных температурах и длительностях цикла. Эксперименты проводились на плоских корсетных образцах. Полученные данные позволили определить зависимость мод разрушения (кристаллографической и некристаллографической) от режимов испытаний. Приведены критерии разрушения монокристаллов при статическом и термоциклическом нагружении. Для определения напряженно-деформированного состояния монокристаллических образцов были выполнены конечно-элементные расчеты с использованием «физических» моделей пластичности и ползучести, учитывающих, что неупругое деформирование монокристалла происходит по системам скольжения и определяется кристаллографической ориентацией. Предложенный деформационный критерий термоусталостной прочности позволил количественно и качественно предсказать процесс разрушения монокристаллов.

Ключевые слова: термоусталостная прочность, монокристалл, лопатки газовых турбин, статическая прочность.

Введение

Широкое использование для изготовления лопаток газотурбинных двигателей монокристаллических сплавов и возможности, в связи с этим, значительного повышения температуры газа перед турбиной ставит ряд задач, решение которых должно позволить повысить надежность соответствующих расчетов прочности. В настоящем сообщении рассматриваются как результаты экспериментальных исследований монокристаллических сплавов на никелевой основе, так и подходы к расчетам напряженно-деформированного состояния (НДС) и прочности деталей из них изготовленных.

1. Материалы, методики исследования

Экспериментальные исследования выполнялись на двух монокристаллических сплавах марок ЖС32 и ЖС36 с различным легированием и, главное, различным содержанием углерода и были нацелены на расширение сведений, приведенных в [1, 2]. Проводились испытания механических свойств, сопротивления ползучести и сопротивления термической усталости при разных температурах. Испытания на ползучесть проводились на установке АТС (США) с определением кинетики накопления неупругих деформаций как на первой стадии, так и стадии установившейся ползучести.

Методика проведения испытаний на термическую усталость описана в частности в [3]. Для испытаний используются жестко зашпеченные образцы с одной полированной поверхностью, изображенные на рис. 1. Испытания проводятся в вакууме, что позволяет в процессе испытаний наблюдать образование полос скольжения, зародившиеся трещины и определять скорость их роста на полированной поверхности с увеличением $\times 250$.

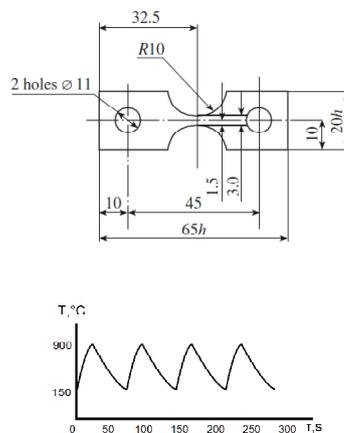


Рис. 1. Образец для испытаний на термоусталость (сверху) и типичный график изменения температуры в средней части образца (снизу).

Испытания проводились по режимам, отличающимся максимальной ($T_{\max} = 900 - 1100 \text{ }^\circ\text{C}$) и минимальной ($T_{\min} = 200 - 700 \text{ }^\circ\text{C}$) температурами цикла. Для части образцов при T_{\max} осуществлялись выдержки в течение 2 и 5 минут. Некоторые образцы имели концентраторы в виде центрального отверстия диаметром 0,5 мм. Испытуемые образцы имели различную кристаллографическую ориентацию. Для определения кристаллографической ориентации – определения трех углов Эйлера (см. рис. 2) φ, θ, ψ для каждого образца снималась лауэграмма и проводилось расчетное определение углов φ, θ, ψ и коэффициента Шмида по следующей методике:

1) На основе результатов рентгеновской дифрактометрии (по лауэграмме) определяются три угла $\alpha_N, \alpha_H, \alpha_\omega$, характеризующих отклонение осей лабораторной системы координат (N, H, ω), связанной с образцом, от осей кристаллографической системы координат $\langle 100 \rangle$.

2) На основе углов $\alpha_N, \alpha_H, \alpha_\omega$ определяются три угла Эйлера φ, θ, ψ по формулам:

$$\left\{ \begin{array}{l} \varphi = \frac{1}{2} \left(\pm \arccos \frac{\cos \alpha_\omega + \cos \alpha_H}{1 + \cos \alpha_N} \pm \arccos \frac{\cos \alpha_\omega - \cos \alpha_H}{1 - \cos \alpha_N} \right) \\ \theta = \pm \alpha_N \\ \psi = \frac{1}{2} \left(\pm \arccos \frac{\cos \alpha_\omega + \cos \alpha_H}{1 + \cos \alpha_N} \mp \arccos \frac{\cos \alpha_\omega - \cos \alpha_H}{1 - \cos \alpha_N} \right) \end{array} \right. \quad (1)$$

3) На основе углов Эйлера φ, θ, ψ определяется матрица поворота базиса A_{ij} из лабораторной в кристаллографическую систему координат по формуле:

$$A_{ij} = \begin{bmatrix} \cos \psi \cos \varphi - \sin \psi \cos \theta \sin \varphi & \cos \psi \sin \varphi + \sin \psi \cos \theta \cos \varphi & \sin \psi \sin \theta \\ -\sin \psi \cos \varphi - \cos \psi \cos \theta \sin \varphi & -\sin \psi \sin \varphi + \cos \psi \cos \theta \cos \varphi & \cos \psi \sin \theta \\ \sin \theta \sin \varphi & -\sin \theta \cos \varphi & \cos \theta \end{bmatrix}$$

4) На основе матрицы A_{ij} определяются коэффициенты Шмида λ в предположении действия нагрузки вдоль оси 1 лабораторной системы координат по формуле:

$$\lambda = \frac{A_{i1}n_i}{\sqrt{n_k n_k}} \frac{A_{j1}l_j}{\sqrt{l_m l_m}}, \quad (2)$$

где n_i - координаты нормали к плоскости скольжения (hkl), заданные в кристаллографическом базисе ($n_1 = h, n_2 = k, n_3 = l$), l_j - координаты вектора направления скольжения [hkl], заданные в кристаллографическом базисе ($l_1 = h, l_2 = k, l_3 = l$). При вычислении λ выше предполагается выполненным правило суммирования по повторяющимся индексам.

5) На основе матрицы поворота базиса A_{ij} также определяются наклоны линий скольжения, образуемые плоскостями скольжения с нормалью n_i на поверхностях образца OXY и OXZ, по формулам:

$$\cos \xi_{OXY} = \frac{A_{i2}n_i}{\sqrt{n_k n_k - (A_{j3}n_j)^2}}$$

$$\cos \xi_{OXZ} = \frac{-A_{i3}n_i}{\sqrt{n_k n_k - (A_{j2}n_j)^2}} \quad (3)$$

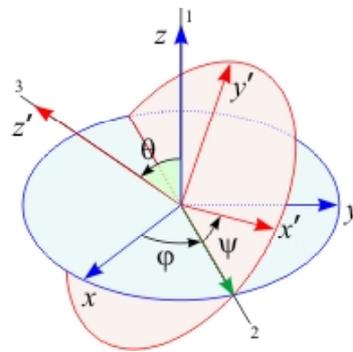


Рис. 2. Схема углов Эйлера

Исходя из значений коэффициента Шмида рассчитывались возможные направления (углы) полос скольжения на образцах для их сравнения с фактическими углами разрушения образцов. Местоположение очагов разрушения определялось по результатам фрактографических исследований с использованием микроскопа TESCAN.

2. Результаты экспериментальных исследований

Проведенные испытания механических свойств показали, что высокой пластичностью монокристаллические сплавы обладают не при всех температурах (см., например, табл. 1). Видно, что в безуглеродистом сплаве ЖС36 (в отличие от углеродистого сплава ЖС32) при 500 °C наблюдается провал пластичности.

На рис. 3 приведены кривые кратковременной ползучести сплава ЖС32. Видно, что кривые, полученные при напряжении 550 МПа при 850 °C для разных образцов заметно отличаются. Результаты испытаний на ползучесть сплава ЖС36 приведены в [4].

Таблица 1

Механические свойства монокристаллических сплавов с ориентацией [001] при 500 °С

Сплав		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %
ЖС36		964	982	1,3	5,0
		967	1000	2,3	6,9
ЖС32	Режим т/о 1	850	880	19,5	35,5
	Режим т/о 2	810	1110	13,0	11,7

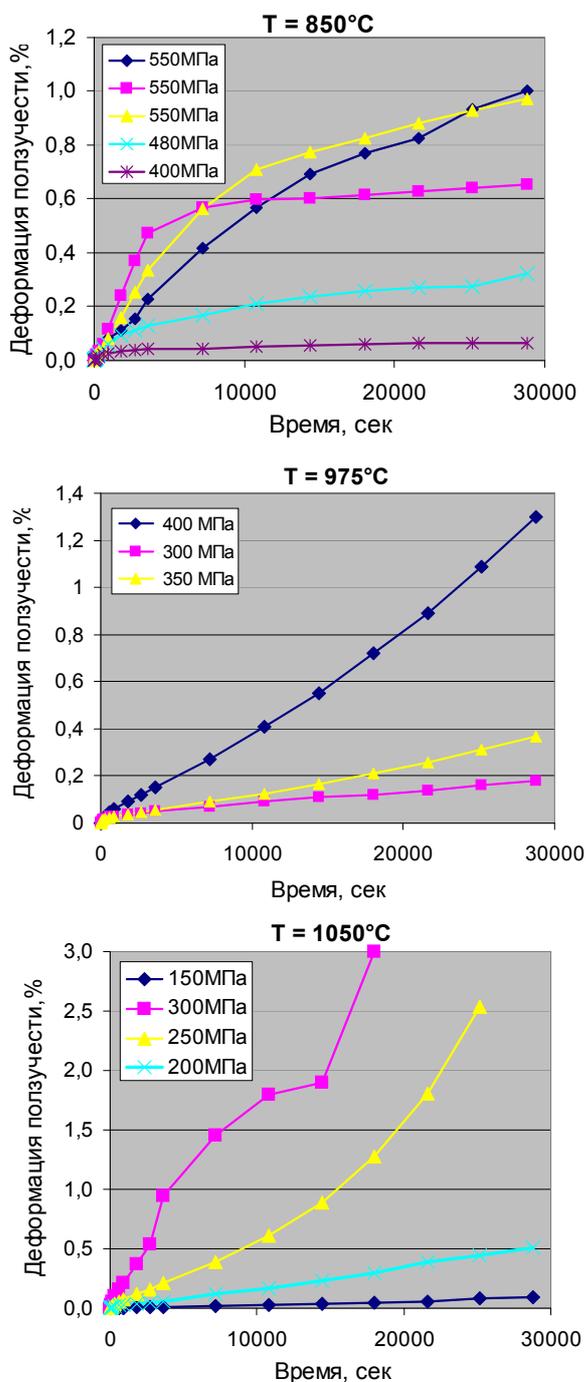


Рис. 3. Кривые ползучести сплава ЖС32 при 850, 975 и 1050 °С

Испытаниями сплава ЖС36 было установлено, что условия разрушения при термоциклическом нагружении зависят от кристаллографической ориентации монокристаллического сплава и режима термоциклирования. К сожалению, опыты, проведенные со сплавом ЖС36 с ориентациями [001], [011] и [111], были немногочисленны, и полученные зависимости отражают лишь тенденцию. В то же время от моды разрушения (1 - кристаллографической и 2 - некристаллографической) зависит выбор формулировки деформационного критерия разрушения [5]. В настоящей работе были получены зависимости мод разрушения сплава ЖС32 с ориентациями, близкими к [001], от параметров цикла термоциклического нагружения (см. рис. 4). Установлено, что при этом следует различать моды зарождения, моды замедленного развития и моды ускоренного распространения трещин.

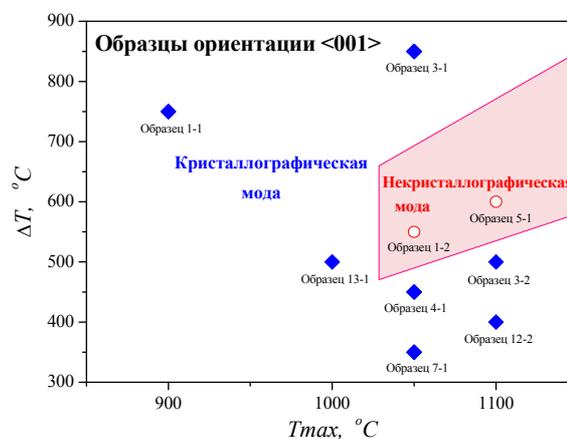


Рис. 4. Механизм разрушения образцов из сплава ЖС32 при термоциклическом нагружении.

У обоих сплавов в процессе испытаний наблюдалось накопление необратимых деформаций (ретендинг) (см. рис. 5), которые могут вносить заметный вклад в накопление повреждений при термоциклическом нагружении. Из рис. 5 видно, что максимальная величина ретендинга заметно отличается для разных образцов и мало отличается для обоих сплавов.

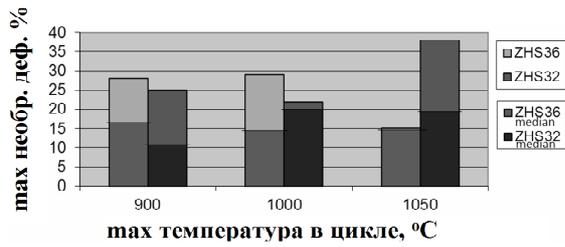


Рис. 5. Диаграмма накопления необратимых деформаций в образцах из сплавов ЖС32 и ЖС36 при термоциклическом нагружении

3. Критерии разрушения при статическом нагружении

Монокристаллические жаропрочные сплавы, как правило, являются пластичными материалами и возможность хрупких разрушений при статическом нагружении лопаток газовых турбин, из них изготовленных, вызывает сомнение. Тем не менее, этот вопрос требует специального рассмотрения. Такую возможность рассмотрим, исходя из двух критериев разрушения - силового и деформационного.

Влияние напряженного состояния на деформационную способность для поликристаллических материалов обычно определяется по формулам Ханкука-Маккензи [6] или Махутова Н.А.:

$$\varepsilon^* = \varepsilon_{np} 1.7 \exp(-1.5\sigma_{cp} / \sigma_i), \quad (4)$$

$$\varepsilon^* = \varepsilon_{np} K_e \sigma_i^2 / (3\sigma_1 \sigma_{cp}), \quad (5)$$

где ε_{np} - предельная деформация (деформационная способность), определяемая из опытов при кратковременном растяжении, K_e - характеристика состояния материала (при хрупком состоянии $K_e=1$, при вязком - $K_e=1,2$), σ_i - интенсивность тензора напряжений по Мизесу

$$\sigma_i = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2]} + \sqrt{3(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad (6)$$

В случае многоосного деформируемого состояния для изотропного материала эквивалентной мерой ε_i тензора деформации, энергетически сопряженной с σ_i , для которой необходимо выполнять сравнение с деформационной способностью ε^* , является:

$$\varepsilon_i = \sqrt{\frac{2}{9}[(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2]} + \frac{1}{3}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2) \quad (7)$$

В случае монокристаллических материалов, обладающих ярко выраженной анизотропией механических свойств, деформационная способность ε^* также будет чувствительной к направлению в кристалле. Использование эквивалентных мер напряженного и деформированного состояния, удовлетворяющих преобразованиям группы симметрии для конкретного класса анизотропии может рассматриваться в качестве возможного подхода при обобщении (4) и (5) на случай монокристаллических материалов. Для ортотропного материала Хилл [13] предложил модификацию интенсивности напряжений по Мизесу (6) в виде квадратичной формы в пространстве напряжений, содержащей 5 дополнительных констант. Материалы с кубической симметрией могут рассматриваться частным случаем ортотропного материала, для них эквивалентное напряжение упрощается до выражения, содержащего 1 дополнительную константу, [14, 15]:

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2]} + K^* (\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) \quad (8)$$

Обобщением (7) на случай монокристаллов с кубической симметрией будет:

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{9}[(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2]} + \frac{1}{K^*} (\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2) \quad (9)$$

Для определения константы K^* необходимо располагать информацией о деформационной способности ε^* для двух направлений в кристалле, например для $\varepsilon_{\langle 001 \rangle}^*$ и $\varepsilon_{\langle 011 \rangle}^*$:

$$K^* = \frac{9}{4 \left(\frac{\varepsilon_{\langle 001 \rangle}^*}{\varepsilon_{\langle 011 \rangle}^*} \right)^2 - 1} \quad (10)$$

С учетом введенных эквивалентных мер напряжений и деформаций возможным обобщением критериев (4) и (5) на случай анизотропных материалов могут рассматриваться уравнения

$$\varepsilon^* = \varepsilon_{np[001]} 1.7 \exp(-1.5\sigma_{cp} / \sigma_{eq}), \quad (11)$$

$$\varepsilon^* = \varepsilon_{np[001]} K_e \sigma_{eq}^2 / (3\sigma_1 \sigma_{cp}). \quad (12)$$

В целях оценки возможности хрупкого разрушения первоначально рассмотрим влияние напряженного состояния на условия разрушения с позиций силового критерия. Рассмотрим общий случай напряженного состояния:

$\sigma_2 = A_1\sigma_1$, $\sigma_3 = A_2\sigma_1$, где A_1 и A_2 могут меняться от $-\infty$ до 1. В зависимости от соотношений между $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ существует область хрупких разрушений, зависящая от отношения $\sigma_{np} / \sigma_{0,2}$, в которой в качестве предельной характеристики прочности σ_{np} для местных напряжений целесообразно принимать сопротивление отрыву. Следует отметить, что для анизотропных материалов величины σ_{np} и $\sigma_{0,2}$ зависят от направления по отношению к осям кристалла. Для упрощения дальнейших рассуждений пренебрежем подобной зависимостью. Следует отметить, что с ростом температуры ориентационная зависимость ослабевает и при высоких температурах является незначительной.

Указанные выше соотношения можно также записать в несколько другом виде. Рассмотрим случай, когда $\sigma_1 / \sigma_{eq} > 1$. Примем аппроксимацию кривой растяжения в виде

$$\sigma_{eq} = \sigma_{0,2} + A\varepsilon_{eq}^p{}^m, \quad (13)$$

а условие разрушения согласно первой теории прочности, как $\sigma_1 = \sigma_{np}$

Пусть $q = \sigma_1 / \sigma_{eq}$, тогда имеем $q(\sigma_{0,2} + A\varepsilon_{eq}^p{}^m) = \sigma_{np}$, откуда пластическая деформация

$$\varepsilon_{eq}^p = \left[(\sigma_{np} / q - \sigma_{0,2}) / A \right]^{1/m}. \quad (14)$$

Пусть $k = \sigma_{np} / \sigma_{0,2}$, тогда

$$\varepsilon_{eq}^p = \left[(\sigma_{0,2} k / q - \sigma_{0,2}) / A \right]^{1/m} = \left[\sigma_{0,2} (k / q - 1) / A \right]^{1/m},$$

где $k / q > 1$. При $k / q = 1$ имеем хрупкое разрушение.

В связи со сказанным при расчете НДС лопаток для условий их статического нагружения (ЦБС + изгиб) и условий образования в них трещин **в рамках силового критерия разрушения** необходимо:

1. Провести расчет стационарного температурного поля лопатки;

2. Выполнить конечно-элементный расчет упругих напряжений с определением $q = \sigma_1 / \sigma_{эКВ}$ и $k = \sigma_{np} / \sigma_{0,2}$ материала при соответствующих температурах всех элементов охлаждаемой лопатки;

3. В рамках первой теории прочности принять $\sigma_{пр} = \sigma_{от} \sim \sigma_B / (1 - \psi)$ и проверить отсутствие равенства $q = k$ во всех точках. Для остальных случаев рассчитывается величина пластической деформации по формуле (13);

4. Оценка прочности по данным, рассчитанным по формуле (13), производится в рамках деформационного критерия сравнением с предельной пластичностью.

При расчете НДС для условий статического нагружения лопаток (ЦБС + изгиб) и условий образования в них трещин **в рамках деформационного критерия разрушения** необходимо:

1. Провести расчет стационарного температурного поля лопатки;

2. Выполнить конечно-элементный расчет упруго-пластических напряжений и пластических деформаций (с использованием соответствующих диаграмм деформирования) с определением зон образования пластических деформаций и их максимальных величин $\varepsilon_{рmax}$ для всех элементов охлаждаемой лопатки.

3. Сравнить полученные величины $\varepsilon_{рmax}$ с предельными характеристиками при соответствующих температурах, определяемыми по формулам (6) с учетом их снижения под действием старения при эксплуатационных температурах и длительностях выдержек.

4. Выполнить конечно-элементный расчет процессов релаксации напряжений при начальных условиях, рассчитанных в рамках упруго-пластического расчета (см. п.2).

5. Рассчитать эквивалентные напряжения по формуле

$$\bar{\sigma}_{eq} = \left(\frac{1}{\tau} \int \sigma_{eq}^m d\tau \right)^{1/m}, \quad (15)$$

где m -наклон кривой длительной прочности при соответствующей температуре, сравнить полученные величины с значениями пределов длительной прочности и определить запас прочности.

Если величина $(\sigma_0 - \sigma_{ост}) / E$ меньше или примерно равна значению предельной пластичности в условиях ползучести при соответствующей температуре, определяемой по формулам

$$p^* = \varepsilon_{n[001]} 1.7 \exp(-1.5\sigma_{cp} / \bar{\sigma}_{eq}), \quad (16)$$

$$p^* = \varepsilon_{\eta[001]} K_e \bar{\sigma}_{eq}^{-2} / (3\sigma_1 \sigma_{cp}). \quad (17)$$

то хрупкое разрушение в условиях релаксации напряжений возможно.

6. Принять предположение, что в зоне неупругих деформаций с течением времени образуются микротрещины. Определить размеры зоны неупругих деформаций (пластической и ползучести) и сравнить их с предельными величинами, отвечающими началу ускоренного роста трещин в рамках нелинейной механики разрушения.

В заключение этого раздела следует отметить значительные экспериментальные трудности экспериментальной проверки (11), (12), (16), (17).

4. Критерий разрушения при термоциклическом нагружении

Для прогнозирования термоциклического разрушения монокристаллических материалов целесообразно использовать деформационный критерий, предложенный в работе [5]. Критерием зарождения трещин являются условия достижения критической величины общего повреждения, описываемого следующим соотношением:

$$D_1(\Delta\varepsilon_{eq}^p) + D_2(\Delta\varepsilon_{eq}^c) + D_3(\varepsilon_{eq}^p) + D_4(\varepsilon_{eq}^c) = 1. \quad (18)$$

Критерий (18) основывается на линейном суммировании повреждений циклической пластической деформации

$$D_1 = \frac{1}{C_1} \sum_{i=1}^n (\Delta\varepsilon_{eq_i}^p)^k, \quad (19)$$

циклической ползучести

$$D_2 = \frac{1}{C_2} \sum_{i=1}^n (\Delta\varepsilon_{eq_i}^c)^m, \quad (20)$$

накопленной пластической деформации

$$D_3 = \frac{1}{\varepsilon_r^p} \max \varepsilon_{eq}^p \quad (21)$$

и накопленной деформации ползучести

$$D_4 = \frac{1}{\varepsilon_r^c} \max \varepsilon_{eq}^c. \quad (22)$$

Здесь C_1 , C_2 , k , m , ε_r^p , ε_r^c параметры материала, зависящие от температуры и кристаллографической ориентации. Обычно принимают соотношения $k = 2$, $m = 5/4$, $C_1 = (\varepsilon_r^p)^k$, $C_2 = (\frac{3}{4}\varepsilon_r^c)^m$.

Различные нормы тензора деформаций рассматривались в качестве эквивалентной меры деформаций ε_{eq} в уравнении (11): *максимальная сдвиговая деформация в системе скольжения*

с нормалью $\mathbf{n}_{\{111\}}$ к плоскости скольжения и направлением скольжения $\mathbf{l}_{\langle 011 \rangle}$

$$\varepsilon_{eq} = \mathbf{n}_{\{111\}} \cdot \boldsymbol{\varepsilon} \cdot \mathbf{l}_{\langle 011 \rangle}, \quad (23)$$

максимальная главная деформация (максимальное собственное значение тензора деформаций)

$$\varepsilon_{eq} = \varepsilon_1 = \max \arg \{ \det(\boldsymbol{\varepsilon} - \lambda \mathbf{1}) = 0 \}, \quad (24)$$

интенсивность деформаций по Мизесу

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{9} [(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2} (\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)]} \quad (25)$$

и *максимальной деформации сдвига*

$$\varepsilon_{eq} = \frac{1}{2} [\varepsilon_1 - \varepsilon_3] = \frac{1}{2} [\max \arg \{ \det(\boldsymbol{\varepsilon} - \lambda \mathbf{1}) = 0 \} - \min \arg \{ \det(\boldsymbol{\varepsilon} - \lambda \mathbf{1}) = 0 \}] \quad (26)$$

Эквивалентная деформация (23) относится к кристаллографической моде разрушения, а эквивалентные деформации (24)-(25) относятся к некристаллографической моде.

5. Результаты конечно-элементных расчетов

При термоциклическом нагружении (неоднородное по пространству и нестационарное во времени поле температуры) 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 осложняет возможность получения простых аналитических оценок НДС. Поэтому для определения НДС использовались КЭ решения в трехмерной постановке с применением неупругих моделей материала.

Расчеты проводились с использованием конечно-элементного программного комплекса PANTOCRATOR, разработанного одним из авторов [7]. Использование в расчетах «физических» моделей материала позволяет учесть, 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 упруго-пластические и вязкоупругопластические модели матери-

ала [8,9] с нелинейным кинематическим и изотропным упрочнением, а также с учетом автоупрочнения и перекрестного (латентного) упрочнения различных систем скольжения [10]. Было установлено, что применение вязкоупругих моделей приводит к нереально завышенным уровням напряжений.

К использованию феноменологических моделей пластичности и ползучести с учетом только анизотропии в критерии разрушения и в упругих свойствах следует относиться с осторожностью, поскольку в ряде случаев наблюдаются значительные отличия результатов в сравнении с прогнозами по «физическим» моделям.

Полученные результаты КЭ решения трехмерных нелинейных краевых задач с характерными неоднородными полями напряжений, деформаций и повреждений позволяют определить местоположения наиболее нагруженных точек образца, в которых возможность зарождения трещин наиболее вероятна. Типичное распределение поля повреждений, рассчитанное с использованием критерия (11) после первого термического цикла ($20\text{ }^{\circ}\text{C} \rightarrow T_{\max} = 900\text{ }^{\circ}\text{C} \rightarrow T_{\min} = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$),

представлено на рис. 6 для образца 5-1 из сплава ЖС36 с ориентацией [001].

Результаты конечно-элементного моделирования показали, что кристаллографическая ориентация оказывает существенное влияние на напряженно-деформированное состояние образцов (см. рис. 7), что также подтверждается экспериментами [11]. Ширина петли гистерезиса и односторонне накопленные деформации также весьма чувствительны к изменению режима термоциклирования (см. рис. 8).

С использованием полученных экспериментальных данных по ползучести и кривым сопротивления упругопластическому деформированию на основе полученных в КЭ расчетах проводилась верификация деформационного критерия (11). Числа циклов до образования магистральной трещины, рассчитанные на основе критерия (11) с использованием эквивалентных деформаций (16)-(19) представлены в таблице 2. Наблюдается корреляция между рассчитанными и экспериментальными значениями (без соответствующей статистической обработки).

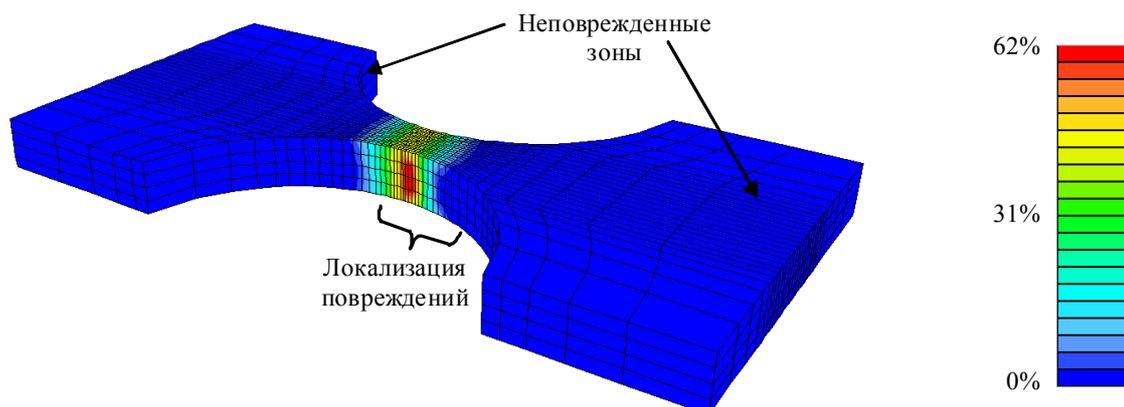


Рис. 6. Поле распределения повреждений после 1-го цикла для образца 5-1 с ориентацией $\langle 001 \rangle$

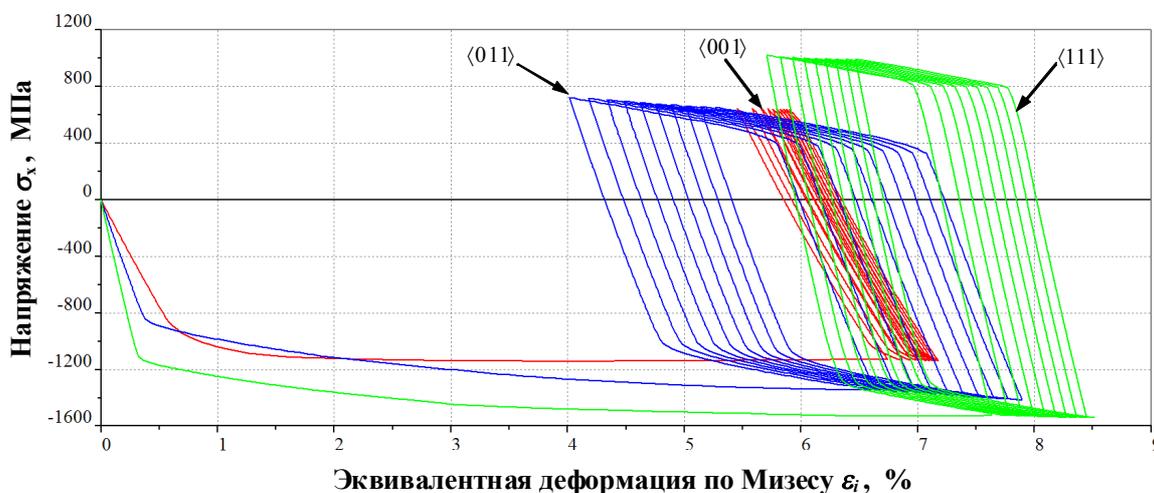


Рис. 7. Влияние кристаллографической ориентации на кривые циклического деформирования. Результаты КЭ расчетов для термического цикла с $T_{\max} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $T_{\min} = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (центральная точка образца)

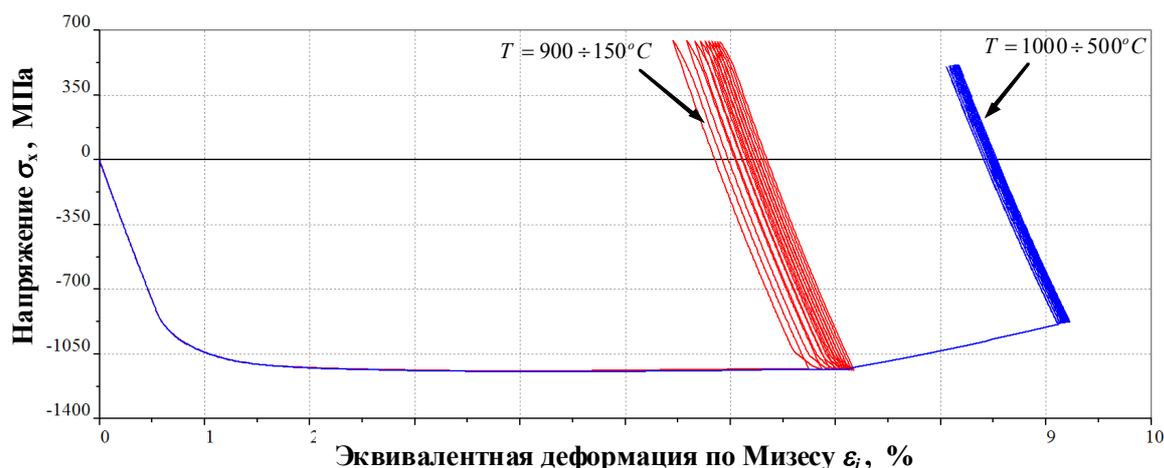


Рис. 8. Влияние температурных параметров цикла на кривые циклического деформирования. Результаты КЭ расчетов для образцов с ориентацией $\langle 001 \rangle$ (центральная точка образца)

Таблица 2
Сопоставление расчетов с использованием критерия (11) и результатов экспериментов для сплава ЖС36

Образец	Ориентация	$T_{max}, ^\circ C$	$T_{min}, ^\circ C$	Число циклов до образования магистральной трещины				Эксперимент
				$\epsilon_{eq} = \epsilon_{nl}$ (16)	$\epsilon_{eq} = \epsilon_1$ (17)	$\epsilon_{eq} = \epsilon_i$ (18)	$\epsilon_{eq} = \gamma_{max}$ (19)	
5-1	$\langle 001 \rangle$	900	150	291	238	163	237	435
5-3	$\langle 001 \rangle$	1000	500	218	196	150	172	90
1-2	$\langle 111 \rangle$	900	150	85	73	59	75	190
2-1	$\langle 011 \rangle$	900	150	20	20	13	20	17

Заключение

В развитие работ И.Л. Светлова, Е.Р. Голубовского, и других исследователей, проведен цикл работ по определению сопротивления термической усталости и кратковременной ползучести монокристаллического сплава ЖС32 с определением температурных режимов, вызывающих изменение характера (мод) разрушения.

Предлагается и обсуждается критерий разрушения для монокристаллических сплавов при статических и термоциклических нагрузках. Наблюдается удовлетворительная корреляция между деформационным критерием (11) и полученными экспериментальными результатами. Все рассмотренные варианты эквивалентных деформаций (16)-(19) дают практически одинаковые результаты. Использование в критерии разрушения интенсивностей деформации Мизеса (18), предлагает наиболее консервативную оценку.

На основе результатов конечно-элементного моделирования процессов деформирования и разрушения образцов из монокристаллического спла-

ва при термоциклическом нагружении с использованием упругопластических и вязкопластических «физических» моделей материала определена история накопления повреждений и получены оценки числа циклов до возникновения макротрещины. Полученные результаты свидетельствуют о применимости предложенных деформационных критериев разрушения для монокристаллических сплавов ЖС32 и ЖС36 при температурах до 1100 °С.

Литература

1. Каблов Е.Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, Е.Р. Голубовский. – М.: Машиностроение, 1998. -463 с.
2. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов, В.Н. Толорая, О.С. Гаврилин. – М.: Машиностроение, 1997.- 333 с.
3. Гецов Л.Б., Добина Н.И., Рыбников А.И., Семенов А.С., Старосельский А.А., Туманов Н.В. Сопротивление термической усталости монокри-

сталлического сплава. Проблемы прочности №5, 2008, С.54-71.

4. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. Т.1 и 2. Рыбинск. Изд. Дом. Газотурбинные технологии, 2010, 2011.

5. Гецов Л.Б., Семенов А.С. Критерии разрушения поликристаллических и монокристаллических материалов при термоциклическом нагружении. Труды ЦКТИ, вып. 296, 2009, С. 83 - 91.

6. Гецов Л.Б., Марголин Б.З., Федорченко Д.Г. Вопросы определения запасов прочности элементов машиностроительных конструкций при расчетах методом конечных элементов. Труды НПО ЦКТИ, выпуск 296, Прочность материалов и ресурс элементов энергооборудования. Санкт – Петербург, 2009, С. 51 - 66.

7. Семенов А.С. PANTOCRATOR –конечно-элементный программный комплекс, ориентиро-

ванный на решение нелинейных задач механики // Труды V Международной конференции «Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения», - СПб: Изд-во СПбГПУ, 2003, С. 466 - 480.

8. Cailletaud G.A Micromechanical Approach to Inelastic Behaviour of Metals. Int. J. Plast., 8 (1991), pp 55 – 73.

9. Besson J., Cailletaud G., Chaboche J. -L., Forest S. Non-linear mechanics of materials. Springer, (2010).

10. Kocks U.F., Brown T.J. Latent hardening in aluminium. Acta Metall. 14 (1966), pp. 87 – 98.

11. Getsov L, Semenov A., Staroselsky A. A failure criterion for single crystal superalloys during thermocyclic loading. Materials and Technology. 42 (2008), pp. 3 - 12.

Поступила в редакцию 25.05.2012

L.B. Getsov, A.S. Semenov, A.I. Rybnikov, E.A. Tikhomirova. Failure criteria for single crystal alloys of gas turbine blades under static and thermocyclic loading

The problem of thermo–mechanical fatigue (TMF) of single crystal turbine blades has not been fully investigated neither theoretically nor experimentally. In the present work TMF tests were performed for two single crystal nickel-based alloys with various crystallographic orientations ($\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$) under different temperatures and cycle durations. The dependence of the failure modes (crystallographic or non-crystallographic) on loading regimes was analyzed. The non-linear viscoelastic, elastoplastic and viscoelastoplastic material models with non-linear kinematic hardening were used to predict the cyclic stress-strain state, ratcheting and creep of the samples. The deformation criterion of damage accumulation was introduced for the lifetime prediction. The stress analysis of single crystal samples with concentrators (in the form of circular holes) and without them was carried out with use of «physical» models of plasticity and creep. These material models take into account that the inelastic deformation occurs by a slip mechanism and is determined by the crystallographic orientation. The proposed failure model with using deformation criterion allows qualitatively and quantitatively to predict the TMF fracture process of single crystals. It is described the criteria for failure under static loading.

Key words: thermo-mechanical fatigue, single crystal, gas turbine blade, static strength.