Семенова А.А., Грищенко А.И., Семенов А.С. Влияние кристаллографической ориентации ГЦК-монокристаллов на уровень пластических деформаций при одноосном монотонном и циклическом термомеханическом воздействиях // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2023. – № 5. С. 81–98. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.5.08

Semenova A.A., Grishchenko A.I., Semenov A.S. Influence of the crystallographic orientation of FCC single crystals on plastic strain under uniaxial monotonic and cyclic thermomechanical loading. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2023, no. 5, pp. 81-98. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.5.08

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 5, 2023
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2023.5.08
УДК 539.3

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ НА УРОВЕНЬ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ОДНООСНОМ МОНОТОННОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

А.А. Семенова[1], А.И. Грищенко[1,2], А.С. Семенов[1]

[1]Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация
[2]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 20 сентября 2023 г.
Одобрена: 10 октября 2023 г.
Принята к публикации: 31 октября 2023 г.

Ключевые слова:

пластичность монокристаллов, кристаллографическая ориентация, микроструктурные модели, октаэдрические системы скольжения, кубические системы скольжения, циклическое нагружение.

АННОТАЦИЯ

Жаропрочные монокристаллические сплавы, используемые при изготовлении рабочих и направляющих лопаток газотурбинных двигателей, обладают ярко выраженной анизотропией механических свойств, высокими показателями кратковременной, длительной и термоусталостной прочности. На основе микроструктурной модели упругопластического деформирования, учитывающей наличие октаэдрических и кубических систем скольжения, выполнено исследование влияния кристаллографической ориентации монокристаллических образцов на уровень пластической деформации при одноосном растяжении и на размах пластической деформации при интенсивном термоциклическом воздействии. Анизотропия пластических свойств монокристаллов проявляется в зависимости от уровня пластических деформаций от направления нагружения. В работе произведена оценка вклада октаэдрических и кубических систем скольжения при одноосном нагружении в различных направлениях по отношению к кристаллической решетке. Исследована эволюция ориентационных зависимостей пластической деформации при монотонном увеличении нагрузки, проанализированы процессы возникновения и конкурирующего роста локальных максимумов. Найдены угловые координаты всех возможных в пределах стереографического треугольника 7 локальных максимумов и указаны диапазоны нагрузки их доминирования. Представлены результаты исследования влияния температуры и упрочнения на характер ориентационного распределения пластической деформации. Исследовано влияние кристаллографической ориентации на уровень пластических деформаций при симметричном и несимметричном циклическом нагружении. Представлены результаты моделирования поцикловой кинетики пластических деформаций и их ориентационного распределения от цикла к циклу. Результаты вычислительных экспериментов для корсетных образцов для термоусталостных испытаний показали значительную чувствительность размаха пластической деформации к отклонению от аксиальной ориентации [001] даже на несколько градусов, что указывает на необходимость пересмотра принятого на практике допуска в 10 градусов.

© ПНИПУ

© **Семенова Алиса Артемовна** – студент 2-го года обучения в магистратуре, e-mail: semenova.alisa@gmail.com.
Грищенко Алексей Иванович – научный сотрудник, e-mail: gai-gr@yandex.ru, iD: 0000-0001-6029-5670.
Семенов Артем Семенович – д.ф.-м.н., профессор, e-mail: semenov.artem@googlemail.com, iD: 0000-0002-8225-3487.

Alisa A. Semenova – student, e-mail: semenov.artem@googlemail.com.
Alexey I. Grishchenko – Researcher, e-mail: gai-gr@yandex.ru, iD: 0000-0001-6029-5670.
Artem S. Semenov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, e-mail: semenov.artem@googlemail.com, iD: 0000-0002-8225-3487.

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

INFLUENCE OF THE CRYSTALLOGRAPHIC ORIENTATION OF FCC SINGLE CRYSTALS ON PLASTIC STRAIN UNDER UNIAXIAL MONOTONIC AND CYCLIC THERMOMECHANICAL LOADING

A.A. Semenova[1], A.I. Grishchenko[1,2], A.S. Semenov[1]

[1]Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russian Federation
[2]St. Petersburg State University, St. Petersburg, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 20 September 2023
Approved: 10 October 2023
Accepted for publication:
31 October 2023

Keywords:

crystal plasticity, crystallographic orientation, micromechanical models, octahedral slip systems, cubic slip systems, cyclic loading.

ABSTRACT

Single-crystal superalloys, used in production of gas turbine blades, have a pronounced anisotropy of mechanical properties and high short-term, long-term and thermal fatigue strength. Based on a microstructural model of elastoplastic deformation, which takes into account the presence of octahedral and cubic slip systems, a study was carried out of the influence of the crystallographic orientation of single-crystal samples on the level of plastic strain under uniaxial tension and on the range of plastic strain under intense thermal cycling. Anisotropy of the plastic properties of single crystals manifests itself in the dependence of the level of plastic strain on the direction of loading. The contribution of octahedral and cubic slip systems under uniaxial loading in different directions with respect to the crystal lattice has been evaluated. The evolution of the spatial orientation of plastic strain with a monotonic increasing of loading has been studied; the initiation and competing growth of local maxima have been analyzed. The angular coordinates of all possible 7 local maxima within the stereographic triangle are found and the load ranges of their dominance are indicated. The results of studying the influence of temperature and hardening on the orientation distribution of plastic strain are presented. The influence of the sample crystallographic orientation on the plastic strain level under symmetric and nonsymmetric cyclic loading has been studied. The results of modeling the cycle-by-cycle kinetics of plastic strains and their orientation distribution are presented. The results of the computational experiments for corset samples for thermal fatigue tests showed a significant sensitivity of the plastic strain range to the deviation of the sample axis from the [001] orientation even by a few degrees, which indicates the need to revise the accepted tolerance of 10 degrees.

© PNRPU

Введение

Рациональное повышение экономичности, удельной мощности и ресурса газотурбинных двигателей (ГТД) и стационарных газотурбинных установок (ГТУ) приводит к необходимости увеличения температуры газа на входе в турбину, что требует совершенствования характеристик длительной прочности и термостойкости материалов горячего тракта. Поскольку при высокотемпературной ползучести разрушение поликристаллических жаропрочных сплавов происходит по границам зерен, нормаль к которым максимально близка к направлению действия максимальных главных напряжений [1], то решением данной проблемы является разработка материалов с отсутствующими в определенных направлениях межзеренными границами, к числу которых относят материалы направленной кристаллизации, а также получившие в последнее время широкое распространение монокристаллические материалы.

Впервые идея о гипотетической возможности использования монокристаллов в качестве материала лопаток была высказана в 1946 г. Н. Грантом [1; 2]. Систематические экспериментальные исследования транскристаллитных механизмов разрушения при высокотемпературной ползучести и разработка метода направленной кристаллизации были выполнены в СССР под руководством академика С.Т. Кишкина [3]. Первые экспериментальные работы по получению монокристаллов жаропрочных сплавов были проведены в ВИАМ в 1968 г. В.В. Герасимовым, В.Н. Толораия и др. [4]. Опыт практического применения монокристаллических лопаток в ГТД начинается с их установки Pratt and Whitney на самолетах Boeing-767 в 1982 г. Впервые в отечественном гражданском авиадвигателестроении монокристаллические рабочие лопатки использованы в двигателе ПД-14 (начало разработки – 2008 г.) для семейства самолетов МС-21 [5; 6].

Отличительными особенностями монокристаллических сплавов на никелевой основе [1] являются повышенные показатели длительной прочности и сопротивления высокотемпературной ползучести за счет отсутствия межзеренных границ [7], высокая коррозионная стойкость [8], ярко выраженная анизотропия механических свойств [1; 7–10], а также рост сопротивления малоцикловой усталости, обусловленный уменьшением модуля упругости в осевом направлении лопаток [1; 9].

Экспериментальное и теоретическое исследование влияния кристаллографической ориентации (КГО) на физико-механические свойства испытываемых образцов, отражающее проявления анизотропии монокристаллов под действием одноосного термомеханического воздействия, выполнено в ряде работ [11–58]. В частности, влияние аксиальной и азимутальной КГО жаропрочных монокристаллических сплавов на модуль Юн-

га и коэффициент линейного расширения исследовалось в работах [11–15], на кратковременную прочность в [11; 16–21], на длительную прочность [20–25; 1], на малоцикловую усталость [1; 15; 20; 26–29], на термическую усталость [20; 30–40], на пластичность [1; 16; 21; 41–45], на ползучесть [1; 20–23; 44; 46–48], на микроструктурные деформации (поведение дислокаций, локализация и неоднородность деформаций) [49–51], на рост трещин малоцикловой усталости [52–54], на сопротивление коррозии [55–57], на частоты и формы колебания лопаток [33; 58].

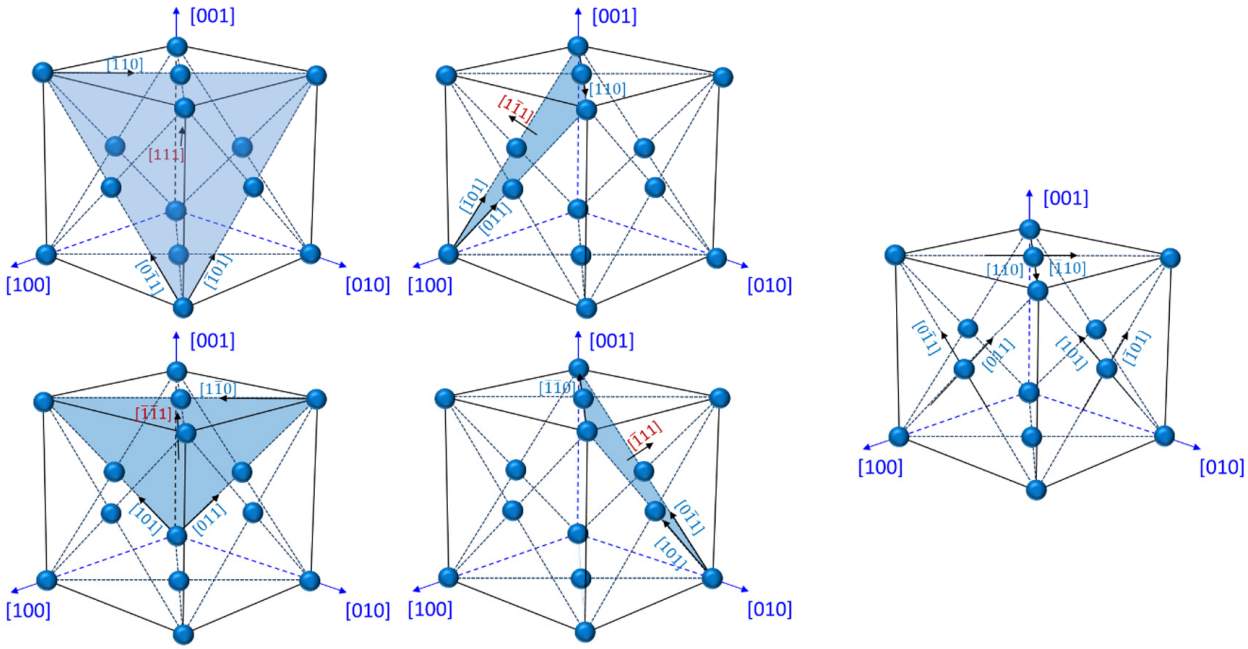
Целью данной работы является анализ влияния отклонения кристаллографических осей монокристаллических сплавов на никелевой основе от направления термомеханического воздействия на уровень пластических деформаций при монотонном и циклическом нагружении. На основе склерономной микромеханической модели неупругого деформирования, учитывающей наличие октаэдрических и кубических систем скольжения, получены и проанализированы ориентационные зависимости пластической деформации монокристалла. Произведена оценка вклада октаэдрических и кубических систем скольжения (СС).

Важность исследования влияния кристаллографической ориентации на размах пластических деформаций в цикле обусловлена доминирующим влиянием последнего на термоусталостную долговечность ответственных элементов ГТУ. Полученные результаты могут быть использованы при выполнении дизайна каналов охлаждения рабочих лопаток. Кроме этого, качественный и количественный анализ чувствительности пластической деформации к ориентации кристаллита позволяет оценить уровень микронапряжений в соседних разориентированных зернах в поликристаллическом агрегате.

1. Определяющие уравнения упругопластического деформирования монокристаллического сплава

Неупругое деформирование монокристаллических сплавов осуществляется в соответствии с механизмом множественного скольжения, реализуемым в активных СС, представляющих собой совокупность плоскостей скольжения (плотноупакованных плоскостей атомов) и направлений скольжения (направлений плотнейшей упаковки атомов в указанных плоскостях). СС становится активной (дающей вклад в изменение тензора пластической деформации) при достижении в ней абсолютной величины касательного напряжения критического значения.

Монокристаллические сплавы на никелевой основе имеют гранецентрированную кубическую (ГЦК) решетку и, соответственно, характеризуются двумя семействами СС [1]: семейство *октаэдрических* СС, насчитывающее двенадцать СС вида {111}<011> (рис. 1, *a*) и семейство *кубических* СС вида {001}<011> (рис. 1, *b*), включающее в себя шесть СС. Октаэдрические СС состоят из четырех плоскостей скольжения {111}, при этом в каждой из этих плоскостей существует три различных направления скольжения <011>.



a *b*

Рис. 1. Системы скольжения в монокристалле с кубической гранецентрированной решеткой: *a* – октаэдрические, *b* – кубические

Fig. 1. Slip systems in cubic face-centered crystal: *a* – octahedral, *b* – cubic

Для кубической СС характерны три плоскости {001} с двумя независимыми направлениями <011> в каждой из этих плоскостей. При одноосном воздействии практически для всех направлений нагружения, за исключением близких к направлению [111], имеют превалирующие значения октаэдрические СС [1; 29]. Для направлений, близких к [111], существенный вклад в общий уровень неупругих деформаций вносят кубические СС, при этом их роль существенно возрастает при высокотемпературном воздействии [1]. Вклад кубических СС подтверждается наличием соответствующих линий скольжения при высокотемпературном воздействии [40; 53]. Учет всех вышеуказанных особенностей описания процессов неупругого деформирования может быть выполнен в рамках микроструктурных моделей материала [59–65].

При формулировке определяющих уравнений упругопластического монокристаллического материала ниже ограничимся инфинитезимальным случаем, поскольку во всех рассматриваемых в данной работе примерах уровень неупругих деформаций не превосходит 5 %. Обобщения на случай конечных деформаций для монокристаллов общеизвестны и связаны с использованием мультипликативного разложения градиента места, записи определяющих соотношений в скоростях [66] с введением коротационных производных [64; 67–69]. Ограничение случаем малых градиентов перемещений, актуальном для практики эксплуатации элементов ГТУ, также позволяет исключить из рассмотрения эффекты, вызванные поворотом решетки в результате пластической деформации.

В предположении малости градиентов перемещений предполагается, что тензор скоростей деформаций допускает аддитивное разложение на упругую и неупругую составляющие:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{e} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{p}. \tag{1}$$

Упругая составляющая тензора деформации определяется на основе закона Гука:

$$\boldsymbol{\sigma} = {}^{4}\mathbf{D} \cdot\cdot \boldsymbol{\varepsilon}^{e}, \tag{2}$$

а неупругая часть следующими равенствами:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{p} = \sum_{\alpha=1}^{N} \dot{\gamma}^{\alpha} \mathbf{P}^{\alpha}, \tag{3}$$

$$\dot{\gamma}^{\alpha} = f\left(\tau^{\alpha}, ...\right), \tag{4}$$

$$\tau^{\alpha} = \boldsymbol{\sigma} \cdot\cdot \mathbf{P}^{\alpha}, \tag{5}$$

$$\mathbf{P}^{\alpha} = \frac{1}{2}\left(\mathbf{n}^{\alpha}\mathbf{l}^{\alpha} + \mathbf{l}^{\alpha}\mathbf{n}^{\alpha}\right) = \left(\mathbf{n}^{\alpha}\mathbf{l}^{\alpha}\right)^{Sym}, \tag{6}$$

где ${}^{4}\mathbf{D}$ – тензор упругих модулей четвертого ранга, число независимых констант и структура которого определяется группой симметрии материала. Для случая кубической симметрии он определяется тремя независимыми константами. N – число активных СС, $\dot{\gamma}^{\alpha}$ – скорость сдвига (скольжения) в α-й СС, которая зависит от напряженного состояния (касательных напряжений τ^{α}, приведенных к данной СС), а также может зависеть еще от ряда внутренних переменных, $\mathbf{P}^{\alpha}$ – тензор Шмида, определяемый исключительно геометрией кристаллической решетки. Для замыкания связи между напряжениями и деформациями вводятся соотношения (4), связывающие скорость скольжения $\dot{\gamma}^{\alpha}$ и касательные напряжения τ^{α}.

Выбор формы выражения (4) для скорости неупругих деформаций $\dot{\gamma}^{\alpha}$ определятся классом рассматриваемых явлений (упругопластичность, вязкопластичность, нелинейная вязкоупругость (см. [70] для деталей)) и зависит от особенностей неупругого деформирования рассматриваемого монокристалла. В настоящей работе рассматриваются склерономные модели упругопластического деформирования, для которых скорости неупругих сдвиговых деформаций $\dot{\gamma}^{\alpha}$ вычисляются на основе условия пластичности для α-й системы скольжения

$$f^{\alpha} = \left|\tau^{\alpha} - X^{\alpha}\right| - R^{\alpha} - \tau_{0} = 0, \tag{7}$$

где X^{α} – микронапряжения сдвига, характеризующие местоположение центра поверхности нагружения $f^{\alpha} = 0$, R^{α} – переменные, характеризующие изменение размера поверхности нагружения. В случае $f^{\alpha} < 0$ α-я система скольжения является неактивной. В этом случае принимается $\dot{\gamma}^{\alpha} = 0$.

Внутренние переменные состояния, соответствующие нелинейному изотропному и кинематическому упрочнению, определяются на основе следующих соотношений [65]:

$$R^{\alpha} = Q\sum_{\beta=1}^{N} h^{\alpha\beta} r^{\beta}, \quad \dot{r}^{\alpha} = (1 - br^{\alpha})\dot{\gamma}^{\alpha}\,\mathrm{sign}\left(\tau^{\alpha} - X^{\alpha}\right), \tag{8}$$

$$X^{\alpha} = Cx^{\alpha}, \; \dot{x}^{\alpha} = \left[\mathrm{sign}\left(\tau^{\alpha} - X^{\alpha}\right) - Dx^{\alpha}\right]\dot{\gamma}^{\alpha}\,\mathrm{sign}\left(\tau^{\alpha} - X^{\alpha}\right), \tag{9}$$

где $\alpha = 1, ..., N$.

Учет перекрестного (латентного) упрочнения может быть осуществлен путем рассмотрения взаимного влияния различных систем друг на друга, осуществляемого благодаря недиагональной структуре матрицы изотропного упрочнения $h^{\alpha\beta}$, задаваемой в виде [61]:

$$h^{\alpha\beta} = H\left[q + (1-q)\delta_{\alpha\beta}\right]. \tag{10}$$

В уравнениях (7)–(10) $\tau_{0}, b, Q, q, H, C, D$ – константы материала, в общем случае допускающие зависимость от температуры, $\delta_{\alpha\beta}$ – символ Кронекера.

В общем случае нелинейного изотропно-кинематического упрочнения $(D \neq 0, b \neq 0)$ множители $\dot{\gamma}^{\alpha}$ (4)

находятся на основе уравнения (7) с учетом (8) и (9) из решения системы дифференциальных уравнений:

$$\sum_{\beta=1}^{N}\left[Qh_{\alpha\beta}e^{-b\gamma^{\beta}\mathrm{sign}\left(\tau^{\beta}-X^{\beta}\right)}+C\delta_{\alpha\beta}e^{-D\gamma^{\beta}\mathrm{sign}\left(\tau^{\beta}-X^{\beta}\right)}\right]\times \\ \times\dot{\gamma}^{\alpha}\mathrm{sign}\left(\tau^{\beta}-X^{\beta}\right)=\mathrm{sign}\left(\tau^{\alpha}-X^{\alpha}\right)\mathbf{P}^{\alpha}\cdot\cdot\dot{\boldsymbol{\sigma}}. \quad (11)$$

В работе рассматриваются два монокристаллических сплава на никелевой основе АМ1 и ВЖМ4-ВИ. Параметры сплава АМ1 [59] при $T = 950$ °С представлены в табл. 1. Параметры сплава ВЖМ4-ВИ [21; 72] для широкого диапазона температур показаны в табл. 2. Следует отметить, что в модели учитывается анизотропия упругих свойств монокристаллов и упругие константы приводятся для случая кубической симметрии с тремя независимыми модулями $E = E_{[001]}$, $\nu = \nu_{[001][010]}$, $G = G_{[001][010]} \neq E/2(1+\nu)$.

Таблица 1

Параметры упругопластических моделей (7)–(10) для сплава АМ1

Table 1

Parameters of elastoplastic models (7)–(10) for AM1 alloy

E	[ГПа]	89,3	
ν	[–]	0,34	
G	[ГПа]	201	
		Модель линейного упрочнения	Модель нелинейного упрочнения
$\tau_{0_{oct}}$	[МПа]	167,3	156,5
C_{oct}	[МПа]	141120	261900
D_{oct}	[–]	0	1886
$\tau_{0_{cub}}$	[МПа]	176,3	174,5
C_{cub}	[МПа]	3940	6080
D_{cub}	[–]	0	160

Идентификация параметров упругопластической модели, представленных в табл. 1 и 2, производилась на основе метода наименьших квадратов для кривых деформирования образцов КГО [001] для октаэдрических СС и [111] для кубических СС. Компактные аналитические выражения, полученные на основе уравнений (7)–(10) для частных случаев одноосного нагружения образцов кристаллографических ориентаций [001] и [111], представлены в [64]. Верификация моделей производилась путем сравнения экспериментальных кривых деформирования монокристаллического сплава на никелевой основе АМ1 [59] для КГО [011] и [123] (отличных от ориентаций в базовых опытах для определения параметров материала) с результатами, полученными на основе уравнений (7)–(10). Одновременный учет кубических и октаэдрических СС позволяет с высокой точностью описать экспериментальные кривые деформирования (рис. 2, *a*), в то же время неучет СС вида {001}<011> не позволяет описать кривые деформирования для ориентаций, существенно отличающихся от КГО [001] (рис. 2, *b*).

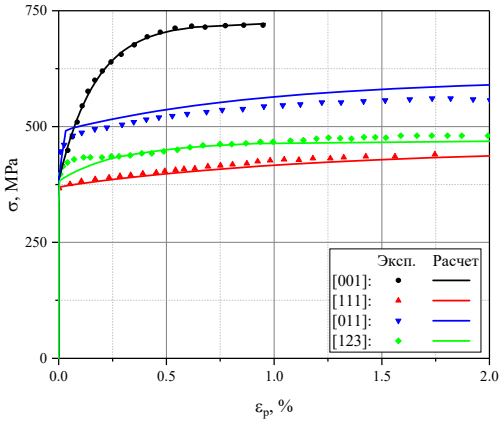
Таблица 2

Параметры упругопластических моделей (7)–(10) для сплава ВЖМ4-ВИ

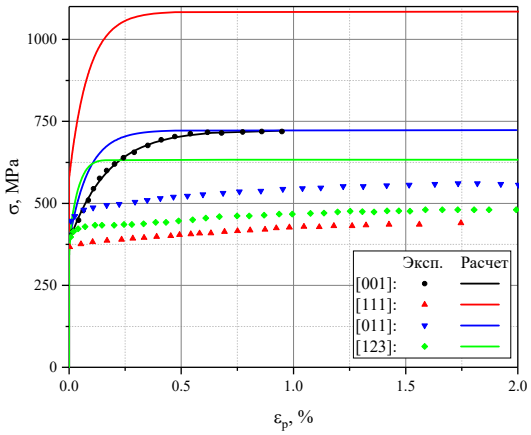
Table 2

Parameters of elastoplastic models (7)–(10) for VZhM4-VI alloy

		Температура T, °С					
		20	600	700	800	900	1000
E	[ГПа]	130	105	103	98	92	86
ν	[–]	0,39	0,41	0,42	0,42	0,42	0,43
G	[ГПа]	119	97	95	90	85	83
$\tau_{0_{oct}}$	[МПа]	349	328	350	355	343	288
C_{oct}	[МПа]	7550	58756	87559	26240	19150	2840
D_{oct}	[–]	30	192	215	100	150	200



a



b

Рис. 2. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными: *a* – одновременный учет октаэдрических и кубических систем скольжения, *b* – учет только октаэдрических систем скольжения

Fig. 2. Comparison of modeling results with experimental data: *a* – with account of both octahedral and cubic slip systems, *b* – with account of only octahedral slip systems

2. Вычисление пластической деформации вдоль линии действия нагрузки

Для определения ориентационных зависимостей в рассмотрение вводятся две системы координат: первая (лабораторная) система координат XYZ связана с образцом (Z направлена вдоль оси образца, вдоль оси Z также прикладывается внешнее воздействие (растягивающая сила)), вторая (кристаллографическая) система координат [100][010][001] связана с ориентацией кристаллической решетки. Кристаллографическая ориентация образца в общем случае может быть задана на основе введения трех углов Эйлера φ, θ, ψ (см. рис. 3), характеризующих переход от кристаллографической системы к лабораторной путем трех последовательных поворотов. Результирующая матрица поворота из кристаллографической в лабораторную систему координат определяется как произведение трех элементарных матриц поворота вокруг осей $Z''=[001]$, X' и Z соответственно.

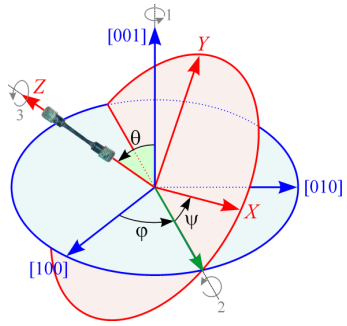


Рис. 3. Углы Эйлера, характеризующие кристаллографическую ориентацию образца

Fig. 3. Euler angles specifying the crystallographic orientation of the sample

При получении ориентационных зависимостей компонент тензора пластических деформаций $\varepsilon_{ij}^{p'}$ в лабораторной системе координат, связанной с образцом, на основе компонент ε_{st}^{p}, заданных в кристаллографической системе координат, использовались соотношения:

$$\varepsilon_{ij}^{p'} = \alpha_{is}\alpha_{jt}\varepsilon_{st}^{p}, \qquad (12)$$

где результирующая матрица поворота из кристаллографической в лабораторную систему координат определяется выражением, характеризуемым тремя углами Эйлера φ, θ, ψ [5]:

$$\left[\alpha_{ij}\right] = \begin{bmatrix} \cos\psi & \sin\psi & 0 \\ -\sin\psi & \cos\psi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\theta & \sin\theta \\ 0 & -\sin\theta & \cos\theta \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \cos\phi & \sin\phi & 0 \\ -\sin\phi & \cos\phi & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} = \qquad (13)$$

$$= \left[\begin{array}{c|c|c} \cos\psi\cos\varphi - \sin\psi\cos\theta\sin\varphi & \cos\psi\sin\varphi + \sin\psi\cos\theta\cos\varphi & \sin\psi\sin\theta \\ \hline -\sin\psi\cos\varphi - \cos\psi\cos\theta\sin\varphi & -\sin\psi\sin\varphi + \cos\psi\cos\theta\cos\varphi & \cos\psi\sin\theta \\ \hline \sin\theta\sin\varphi & -\sin\theta\cos\varphi & \cos\theta \end{array}\right].$$

При ограничении анализом только осевых деформаций образца достаточно рассмотреть зависимость от углов φ и θ в предположении $\psi = 0$.

3. Результаты расчета ориентационных зависимостей пластических деформаций при монотонном одноосном нагружении

Для определения пластических деформаций при монотонном одноосном мягком нагружении использовалась модель линейного кинематического упрочнения. Константы материала соответствовали сплаву АМ1 (см. табл. 1). Аналитические преобразования и графическое построение ориентационных зависимостей пластической деформации производились на основе уравнений (1)–(13) с использованием программного пакета символьных вычислений Maple 2017.

3.1. Влияние уровня нагружения

Анизотропия пластических свойств монокристаллов проявляется в зависимости уровня пластических деформаций от направления нагружения (ориентационная неоднородность пластического деформирования). Минимальные и максимальные значения пластических деформаций, а также направления нагружения по отношению к кристаллической решетке, при которых они реализуются, зависят от типа кристаллической решетки и меняются с ростом нагрузки. Исследование эволюции доминирования различных локальных максимумов при увеличении уровня нагрузки является основной целью данного раздела.

В пределах телесного угла в кристаллической решетке существуют направления нагружения, для которых пластические деформации отсутствуют до определенного уровня нагрузки, а также особые направления, нагружение вдоль которых не сопровождается пластическим деформированием даже при сколь угодно большом уровне нагрузки (например, направления $\langle 001 \rangle$ в кубической СС). Направление нагружения и минимальный уровень нагрузки, при котором в кристалле зарождается пластическая деформация, определяются направлением реализации максимального значения фактора Шмида (рис. 4).

Для *октаэдрической* СС максимальное значение фактора Шмида $\max\limits_{\alpha} \tau^{\alpha} / \tau_0^{oct} = \max\limits_{\alpha} \boldsymbol{\sigma} \cdot\cdot \mathbf{P}^{\alpha} / \tau_0^{oct} = \sigma_z / \tau_0^{oct}$, равное 0,5, реализуется для направления, близкого к $[4\,\bar{1}\,10]$ (см. точку M_1 внутри стереографического треугольника на рис. 4, *а*), определяемого углами:

$$\theta^{oct} = \arg\max_{\theta,\varphi} \varepsilon_{zz}^{p}\Big|_{\tau\to\tau_0^{oct}} = 24,7°,$$
$$\varphi^{oct} = \arg\max_{\theta,\varphi} \varepsilon_{zz}^{p}\Big|_{\tau\to\tau_0^{oct}} = -12,7°. \qquad (14)$$

Для *кубической* СС максимальное значение фактора Шмида $\max\limits_{\alpha} \tau^{\alpha} / \tau_0^{cub} = \max\limits_{\alpha} \boldsymbol{\sigma} \cdot\cdot \mathbf{P}^{\alpha} / \tau_0^{cub} = \sigma_z / \tau_0^{cub}$, равное также 0,5, реализуется для направления, близкого

к $[2\,\bar{2}\,3]$ (см. точку N_1 на стороне $[001]-[\bar{1}11]$ стереографического треугольника на рис. 4, *c*), определяемого углами:

$$\theta^{cub} = \arg\max_{\theta,\varphi} \varepsilon^{p}_{zz}\Big|_{\tau\to\tau_0} = 45°,$$
$$\varphi^{cub} = \arg\max_{\theta,\varphi} \varepsilon^{p}_{zz}\Big|_{\tau\to\tau_0} = -45°. \quad (15)$$

С ростом напряжений возникают направления альтернативных локальных максимумов пластической деформации, которые в процессе дальнейшего увеличения нагрузки могут стать абсолютными максимумами. Для октаэдрической СС *первый* максимум пластической деформации (M_1 на рис. 5), определяемый направлением (14), возникает при 335 МПа; *второй* локальный максимум (M_2 на рис. 5) зарождается при 343 МПа на стороне $[001]-[011]$ для направления $\theta^{oct}_{\max_2} = 22,5°$, $\varphi^{oct}_{\max_2} = 0°$ (при 345 МПа второй локальный максимум начинает преобладать над первым и становится глобальным максимумом); *третий* локальный максимум (M_3 на рис. 5) зарождается при 407 МПа на стороне $[001]-[\bar{1}11]$ при $\theta^{oct}_{\max_3} = 12,7°$, $\varphi^{oct}_{\max_3} = -45°$ (при 447 МПа третий максимум начинает преобладать над вторым и становится абсолютным); *четвертый* локальный максимум (M_4 на рис. 5) зарождается при 441 МПа для направления $[001]$ при $\theta^{oct}_{\max_4} = 0°$ (при 453 МПа четвертый локальный максимум начинает преобладать над третьим и будет неизменно абсолютным максимумом при дальнейшем росте нагрузки). Локальные максимумы не меняют ориентации с увеличением уровня нагрузки. Максимумы пластических деформаций с большими номерами возникают позднее, но растут более высокими темпами.

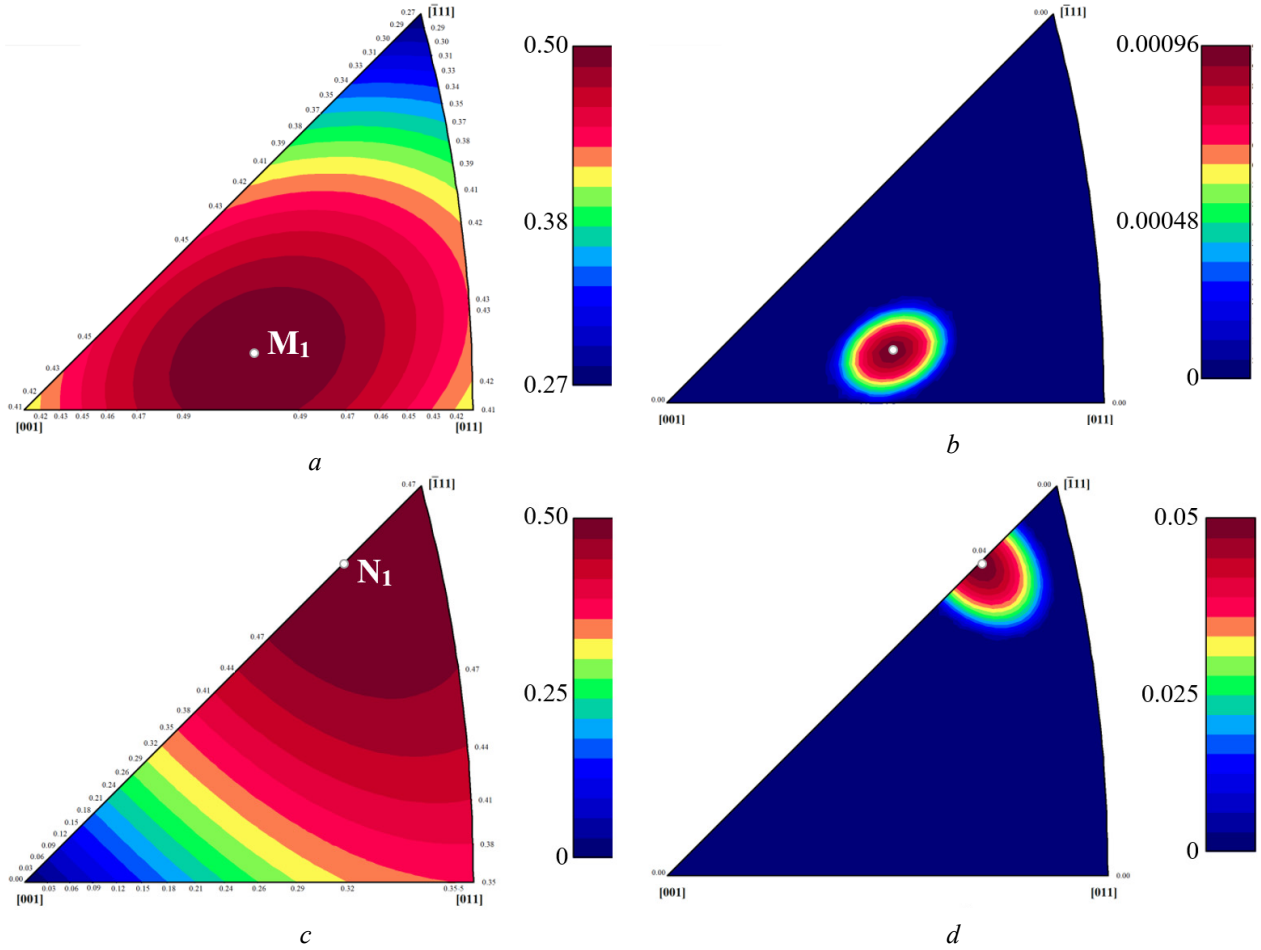


Рис. 4. Распределение полей в стереографическом треугольнике: *a* – фактора Шмида для октаэдрической СС $(\bar{1}11)[101]$; *b* – пластической деформации [%] при 340 МПа для октаэдрической СС $(\bar{1}11)[101]$; *c* – фактора Шмида для кубической СС $(001)[\bar{1}10]$; *d* – пластической деформации [%] при 360 МПа для кубической СС $(\bar{1}11)[101]$

Fig. 4. Field distribution in the stereographic triangle: *a* – Schmid factor for octahedral SS $(\bar{1}11)[101]$; *b* – plastic strain [%] at 340 MPa for octahedral SS $(\bar{1}11)[101]$; *c* – Schmid factor for cubic SS $(001)[\bar{1}10]$; *d* – plastic strain [%] at 360 MPa for cubic SS $(001)[\bar{1}10]$

Для кубической СС первый максимум пластической деформации (N_1 на рис. 4), определяемый направлением (15), возникает при 353 МПа; *второй* локальный максимум (N_2 на рис. 5) зарождается при 368 МПа на стороне $[011]-[\bar{1}11]$ при $\theta^{cub}_{\max_2}=51{,}1°$, $\varphi^{cub}_{\max_2}=-36{,}2°$ (при 380 МПа второй максимум начинает преобладать над первым и становится глобальным максимумом); *третий* локальный максимум (N_3 на рис. 5) зарождается при 387 МПа в направлении $[\bar{1}11]$ с $\theta^{cub}_{\max_3}=54{,}7°$, $\varphi^{cub}_{\max_3}=-45°$ (при 395 МПа третий максимум начинает преобладать над вторым и становиться глобальным максимумом с неизменной ориентацией при дальнейшем росте нагрузки).

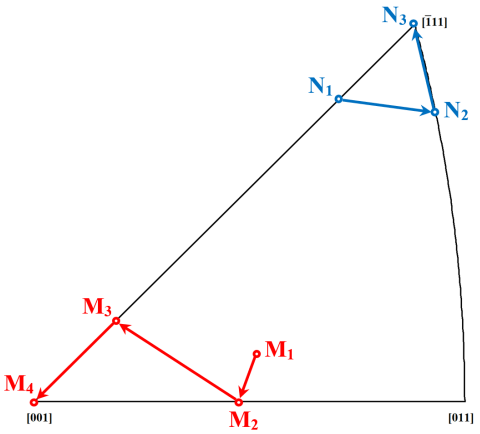


Рис. 5. Эволюция местоположения глобального максимума пластической деформации с ростом нагрузки: $M_1 \to M_2 \to M_3 \to M_4$ для октаэдрической СС $(\bar{1}11)[101]$, $N_1 \to N_2 \to N_3$ для кубической СС $(\bar{1}11)[101]$

Fig. 5. Location evolution of the global maximum of plastic strain with increasing load: $M_1 \to M_2 \to M_3 \to M_4$ for octahedral SS $(\bar{1}11)[101]$, $N_1 \to N_2 \to N_3$ for cubic SS $(\bar{1}11)[101]$

Более наглядное представление ориентации локальных максимумов пластической деформации в пределах полного телесного угла дает ее распределение в сферической системе координат, показанное в табл. 3 для различных уровней осевой нагрузки, позволяющее также оценить локализацию (узконаправленность) пластической деформации вдоль направлений максимумов и произвести прямое сравнение октаэдрической, кубической и смешанной систем скольжения.

Как видно из данных табл. 3, при рассмотрении октаэдрической СС при небольшом уровне нагрузки (например, при напряжении 340 МПа) в угловом распределении в пределах полного телесного угла наблюдается 48 направлений максимумов типа M_1. С ростом нагрузки максимумы становятся менее узконаправленными. При уровнях нагрузки 360, 380 и 440 МПа наблюдается 24 направления максимумов типа M_2 (как указано выше, этот максимум является глобальным в диапазоне нагрузок от 345 до 447 МПа). При 600 МПа остаются доминирующими всего лишь 6 направлений $\langle 001 \rangle$ глобальных максимумов типа M_4.

При 340 МПа в кубической СС пластические деформации отсутствуют (см. табл. 3), они возникают при 353 МПа. При напряжении 360 МПа наблюдается 24 направления максимумов типа N_1. При 380 МПа доминирующими становятся 24 максимума типа N_2. При 600 МПа остаются доминирующими 8 направлений $\langle 111 \rangle$ глобальных максимумов типа N_3. Значения пластических деформаций при уровне напряжений, большем 400 МПа, оказались завышенными вследствие использования в расчетах упрощенной модели материала с линейным упрочнением с константами, определенными на базе до 400 МПа. Однако расчеты с использованием более сложных моделей упрочнения демонстрируют схожий характер углового распределения пластических деформаций.

В смешанной СС, представляющей комбинацию октаэдрических и кубических СС, при низком уровне напряжений доминирует вклад от октаэдрических СС (так как у них предел текучести ниже, см. табл. 1). Начиная с 354 МПа, ориентационный максимум пластической деформации определяется кубической СС (вследствие более пологой диаграммы деформирования $C_{cub} << C_{oct}$, см. табл. 1), и характер ориентационного распределения пластических деформаций в смешанной СС становится близок к характеру распределения для кубической СС (см. табл. 3 для случаев 380, 440 и 800 МПа).

Полученные результаты указывают на значительную чувствительность уровня пластической деформации к кристаллографической ориентации образца. Причем характер углового распределения также значительно меняется с ростом напряжений. Общей тенденцией с увеличением нагрузки для октаэдрических СС является приближение глобального максимума к направлению $\langle 001 \rangle$, а для октаэдрических СС является стремление глобального максимума к направлению $\langle 111 \rangle$.

Предел текучести для направления $\langle 001 \rangle$, который обычно измеряется в традиционных испытаниях, на 32 % выше предела текучести монокристалла, наблюдаемого для направления M_1: $\sigma_{T_{\langle 001 \rangle}} = 1{,}32\sigma_{T_{M_1}}$. Предел текучести для направления $\langle 111 \rangle$ на 10 % выше предела текучести монокристалла, наблюдаемого для направления N_1: $\sigma_{T_{\langle 111 \rangle}} = 1{,}10\sigma_{T_{N_1}}$.

В ряде случаев более информативными оказываются двумерные центральные сечения приведенных в табл. 3 трехмерных распределений. Примеры подобных центральных сечений, иллюстрирующие чувствительность уровня пластической деформации к кристаллографической ориентации образца, представлены в табл. 4. С ростом нагрузки наблюдается увеличение ширины лепестков.

Таблица 3

Сравнение ориентационных зависимостей пластической деформации [%] для октаэдрической, кубической и смешанной систем скольжения при различных уровнях нагрузки

Table 3

Comparison of orientation dependences of plastic deformation [%] for octahedral, cubic and mixed slip systems at different load levels

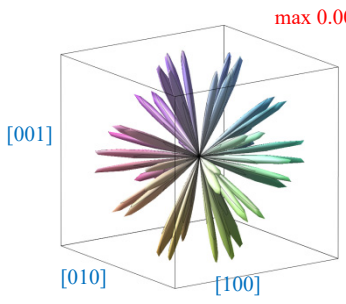
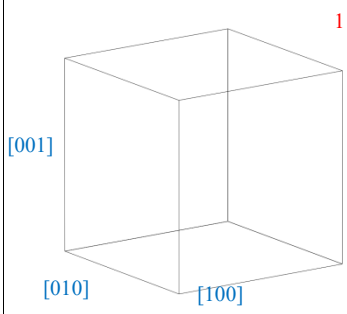
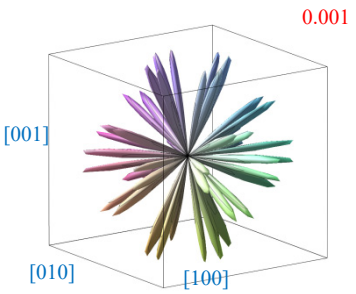
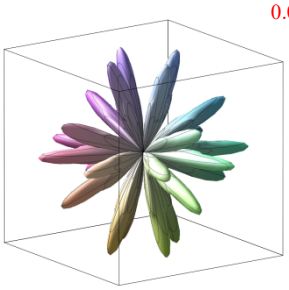
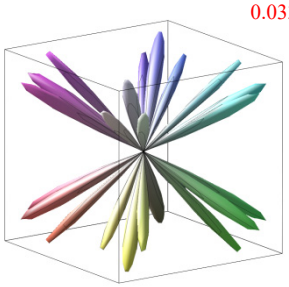
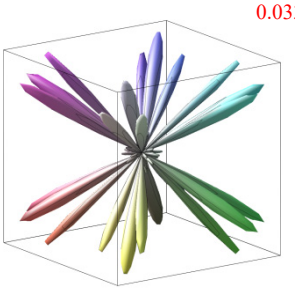
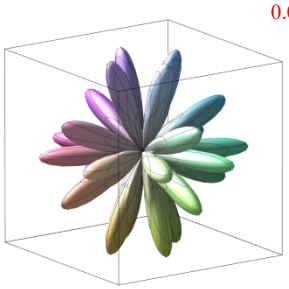
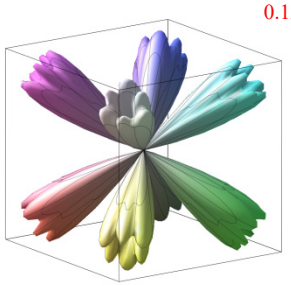
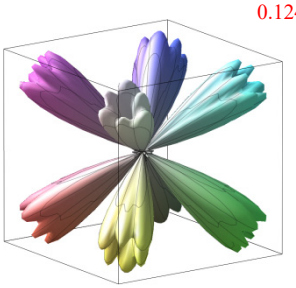
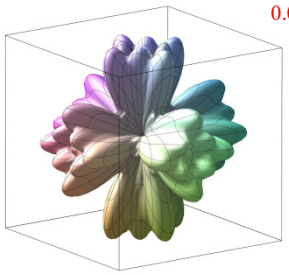
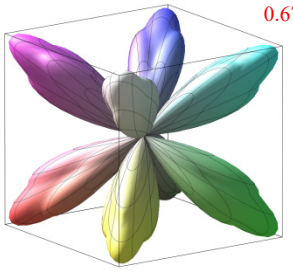
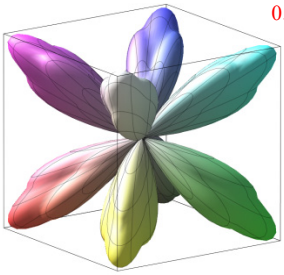
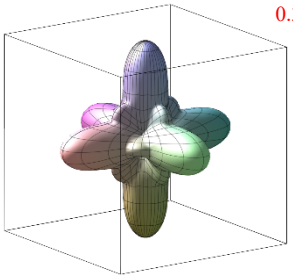
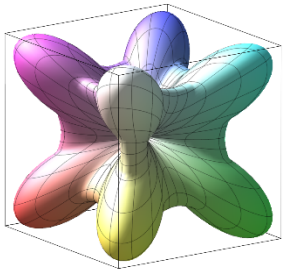
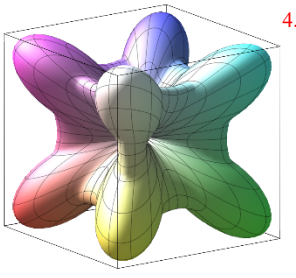
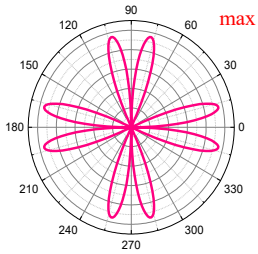
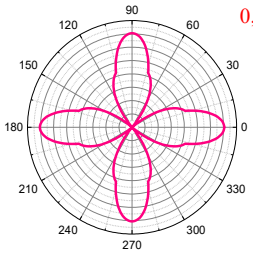
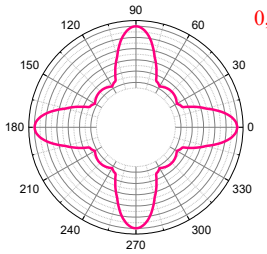
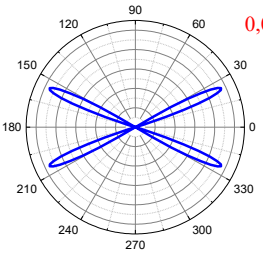
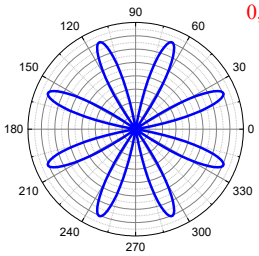
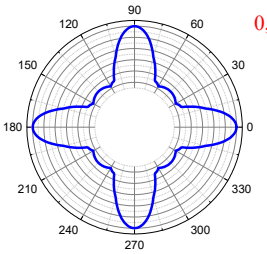
σ, [МПа]	Октаэдрическая СС	Кубическая СС	Смешанная СС
340			
360			
380			
440			
800			

Таблица 4

Медианные и экваториальные сечения ориентационных зависимостей пластических деформаций [%] для октаэдрических СС

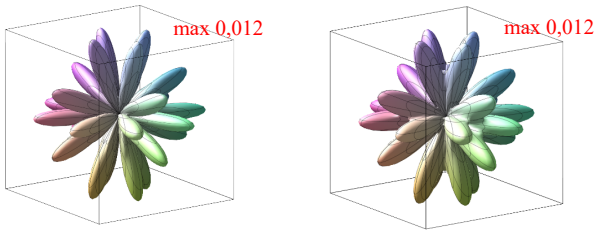
Table 4

Median and equatorial sections of orientation dependences of plastic strains [%] for octahedral SS

Параметр	σ = 340 МПа	σ = 360 МПа	σ = 600 МПа
θ	24,7°	22,5°	90°
$\varepsilon^P(\varphi)$			
φ°	12,7°	90°	90°
$\varepsilon^P(\theta)$			

3.2. Влияние вида упрочнения

Сравнение двух аппроксимаций диаграммы деформирования с использованием моделей линейного и нелинейного кинематического упрочнения продемонстрировало близость ориентационного распределения пластических деформаций (рис. 6). В расчетах использовались константы материала для сплава АМ1, представленные в табл. 1 для октаэдрических СС.



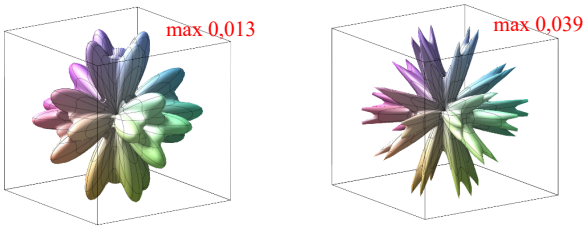
a *b*

Рис. 6. Сравнение ориентационных распределений полей пластической деформации [%] для: *a* – линейного; *b* – нелинейного упрочнения при 380 МПа для октаэдрической СС

Fig. 6. Comparison of plastic strain depending on orientation for: *a* – linear; *b* – nonlinear hardening under 380 MPa for octahedral SS

3.3. Влияние температуры

Пластические константы материала существенно зависят от температуры (см. табл. 1). Сравнение ориентационного распределения пластических деформаций при 20 и 950 °C для напряжений 890 МПа показано на рис. 7. Наблюдается уширение старых и возникновение новых локальных максимумов, а также рост уровня пластических деформаций при увеличении температуры. В расчетах использовались константы материала для сплава ВЖМ4-ВИ, представленные в табл. 2 для октаэдрических СС.



a *b*

Рис. 7. Сравнение ориентационных распределений полей пластической деформации [%] для: *a* – 20 °C; *b* – 950 °C при 890 МПа для октаэдрической СС

Fig. 7. Comparison of plastic strain [%] depending on orientation for: *a* – 20 °C; *b* – 950 °C under 890 MPa for octahedral SS

4. Результаты расчета ориентационных зависимостей пластических деформаций при циклическом нагружении

При *симметричном* циклическом мягком нагружении (постоянной амплитудой 550 МПа) ориентационные зависимости пластических деформаций от цикла к циклу не меняются (рис. 8, *b*–*e*). Явление ретчеттинга в этом

случае отсутствует. Следует отметить, что гистерезисные кривые для различных направлений демонстрируют чувствительность к направлению нагружения (рис. 8, *a*). В расчетах использовалась модель с нелинейным кинематическим упрочнением с константами для сплава AM1, представленными в табл. 1 для октаэдрических СС.

При *несимметричном* циклическом мягком нагружении (постоянной амплитудой с программой нагружения 0→550→–530→550→–530 МПа…) меняются ориентационные зависимости пластических деформаций от цикла к циклу (рис. 9, *b*–*e*). В этом случае наблюдается явление ретчеттинга различной интенсивности в зависимости от направления нагружения (рис. 9, *a*), что приводит к изменению формы угловой зависимости пластических деформаций от цикла к циклу.

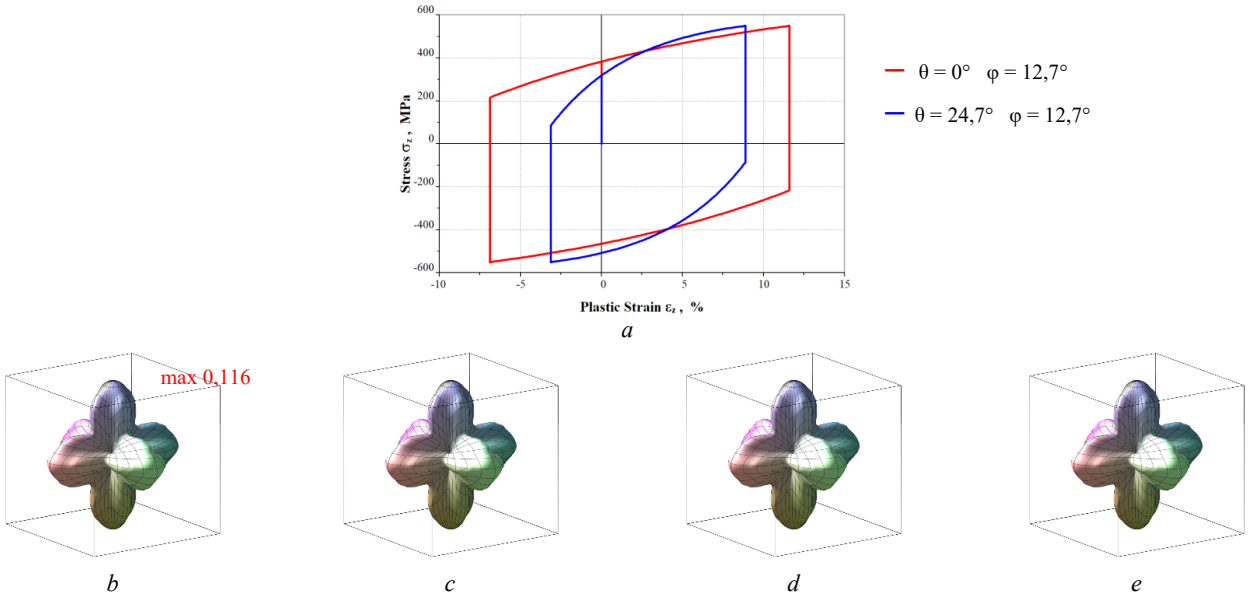


Рис. 8. Ориентационные зависимости пластических деформаций [%] при симметричном циклическом нагружении амплитудой 550 МПа: *a* – кривые циклического деформирования для направления максимальных деформаций и направления [001]; *b*–*e* – пространственное распределение пластических деформаций для первых четырех циклов

Fig. 8. Orientation dependences of plastic strain [%] under symmetrical cyclic loading: *a* – cyclic hysteresis for the direction of maximum strains and the [001] direction; *b*–*d* – spatial distribution of plastic deformations for the first four cycles

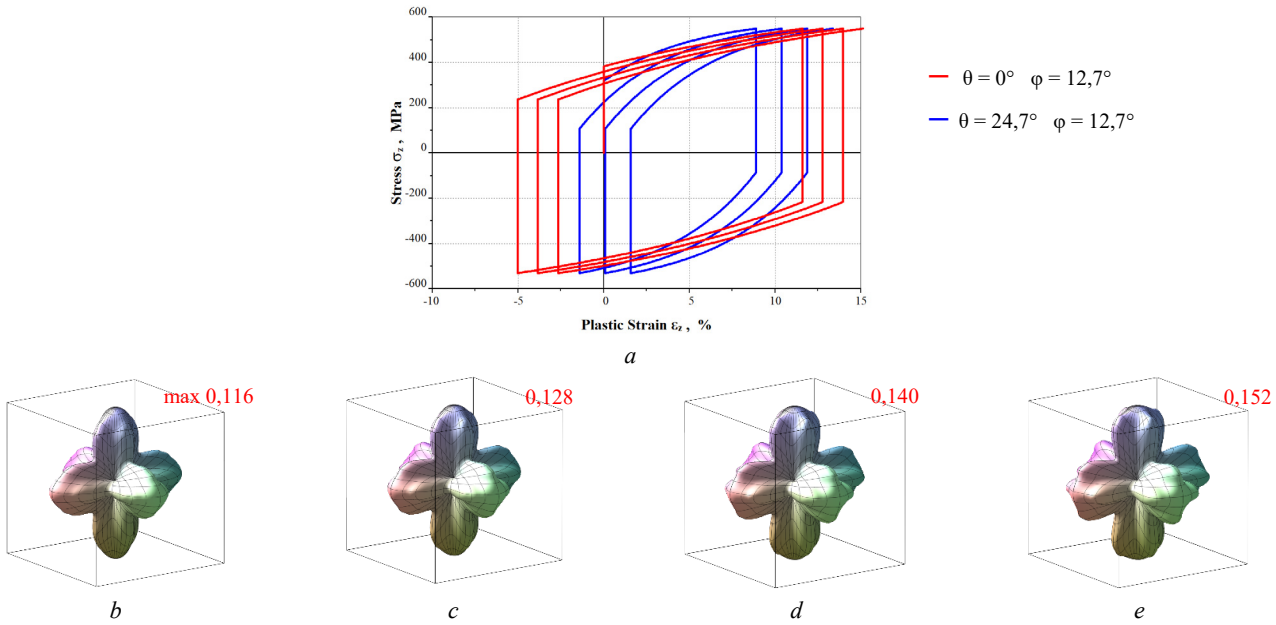


Рис. 9. Ориентационные зависимости пластических деформаций [%] при несимметричном циклическом нагружении: *a* – кривые циклического деформирования для направления максимальных деформаций и направления [001]; *b*–*e* – пространственное распределение пластических деформаций для первых четырех циклов

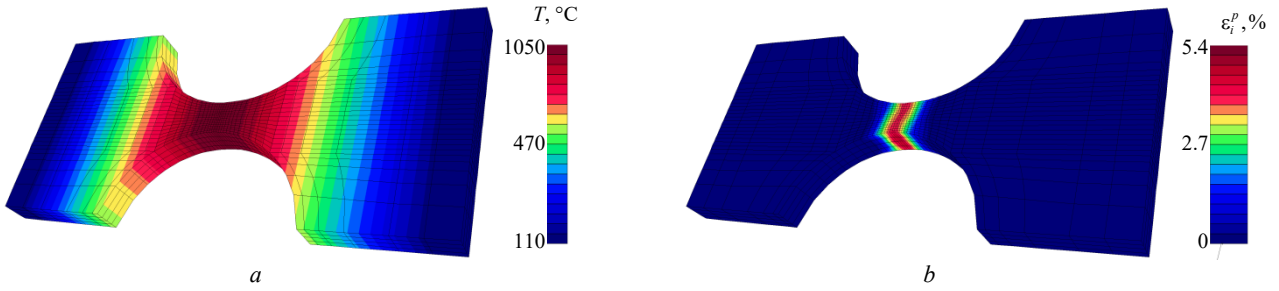
Fig. 9. Orientation dependences of plastic strain [%] under nonsymmetrical cyclic loading: *a* – cyclic hysteresis for the direction of maximum strains and the [001] direction; *b*–*d* – spatial distribution of plastic deformations for the first four cycles

5. Результаты расчета ориентационных зависимостей пластических деформаций при термоциклическом воздействии

Термическая усталость [62–64] является одной из основных причин разрушения лопаток ГТУ и представляет собой разновидность малоцикловой усталости. В качестве объекта исследования влияния КГО на накопление пластических деформаций рассматривался плоский корсетный образец, применяемый для термоусталостных испытаний жаропрочных сплавов [29–32] (рис. 10), изготовленный из сплава ВЖМ4-ВИ. Образец подвергался интенсивному термомеханическому воздействию с изменением температуры в цикле 100 °С ↔ 1050 °С в условиях жесткого защемления в осевом направлении. В расчетах использовалась модель нелинейного кинематического упрочнения. Определение неоднородного напряженно-деформированного состояния корсетного образца производилось при помощи конечно-элементного пакета PANTOCRATOR [65]. Рассматривалось влияние отклонения аксиальной ориентации образца от направления [001] в диапазоне от 0° до 15°. В силу малости отклонения от направления [001] вклад кубических систем скольжения не учитывался.

На рис. 10, *b*, представлено распределение полей интенсивности пластических деформаций в корсетном образце аксиальной ориентации с отклонением 10° от [100] для фазы цикла максимального нагрева с $T_{max} = 1050$ °С. Распределение полей температур задавалось на основе аппроксимации экспериментальных данных 10 термопар (рис. 10, *a*). В центральной рабочей части образца наблюдается локализация пластических деформаций.

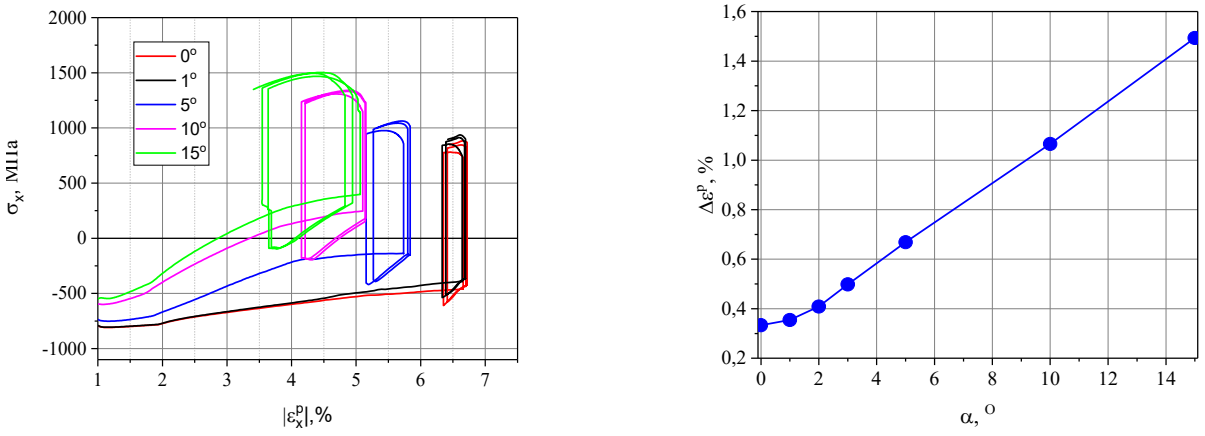
Результаты моделирования влияния КГО на гистерезисное поведение при термоциклическом воздействии представлены на рис. 11, *a*, для центральной точки образца. На рис. 11, *b*, показана зависимость ширины петли пластического гистерезиса от отклонения аксиальной ориентации от направления [100], видно, что рост разориентации приводит к увеличению ширины петли пластического гистерезиса, что способствует значительному ускорению накопления термоусталостных повреждений. Аксиальная разориентация в 10° приводит к трехкратному росту ширины петли гистерезиса по сравнению с направлением [100].



a *b*

Рис. 10. Распределение полей: *a* – температуры; *b* – интенсивности пластических деформаций в корсетном образце аксиальной ориентации с отклонением 10° от [100] при термоциклическом воздействии (100 °С ↔ 1050 °С) для фазы цикла $T_{max} = 1050$ °С

Fig. 10. Distribution of fields: *a* – temperature; *b* – von Mises intensity of plastic strain in a corset sample of axial orientation with a deviation of 10° from [100] under thermocyclic loading (100 °C ↔ 1050 °C) for the cycle phase $T_{max} = 1050$ °C



a *b*

Рис. 11. Влияние отклонения КГО корсетного образца от направления [001] на: *a* – гистерезисное поведение; *b* – размах пластических деформаций в цикле при термоциклическом воздействии (100 °С ↔ 1050 °С)

Fig. 11. The influence of crystallographic orientation deviation of specimen from the [001] on: *a* – hysteresis behavior; *b* – plastic strain range under thermocycling (100 °C ↔ 1050 °C)

Заключение

Результаты исследований продемонстрировали существенное влияние кристаллографической ориентации монокристаллических образцов на уровень пластической деформации при одноосном монотонном и циклическом нагружении. Характер углового распределения чувствителен к уровню нагрузки, виду системы скольжения, температуре, виду упрочнения, асимметрии цикла. Эволюция ориентационной зависимости пластической деформации при увеличении нагрузки определяется процессами возникновения и конкурирующего роста локальных максимумов. В пределах стереографического треугольника определены угловые координаты всех 7 локальных максимумов и указаны диапазоны нагрузки их доминирования. Общей тенденцией при увеличении нагрузки является приближение направления реализации глобального максимума пластической деформации к направлению $\langle 001 \rangle$ для октаэдрических систем скольжения и к направлению $\langle 111 \rangle$ для кубических систем скольжения. С ростом нагрузки и температуры наблюдается увеличение угловых размеров локальных максимумов, изменяющихся от игольчатых до восьмеркообразных.

При несимметричном циклическом нагружении происходит изменение ориентационных зависимостей пластических деформаций от цикла к циклу. В этом случае наблюдается явление ретчеттинга различной интенсивности в зависимости от направления нагружения, что приводит к изменению формы ориентационной зависимости пластических деформаций от цикла к циклу, не наблюдаемой при симметричном циклическом нагружении.

Результаты расчетов корсетных образцов при термоциклическом воздействии также указывают на существенное влияние кристаллографической ориентации на размах пластических деформаций, что показывает необходимость корректировки принятых норм, допускающих отклонение в 10° при изготовлении лопаток ГТУ.

Для исследования влияния кристаллографической ориентации монокристаллов на пластические деформации при одноосном нагружении для визуального анализа использовались (i) распределения в пределах стереографического треугольника, (ii) трехмерные распределения в сферической системе координат в пределах полного телесного угла, а также их (iii) двумерные сечения, показавшие свою специфику и эффективность для качественного и количественного анализа.

Полученные результаты могут быть использованы при проектировании и определении ресурса монокристаллических рабочих лопаток ГТУ, содержащих нетривиальную топологию охлаждающих отверстий.

Библиографический список

1. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов, В.Н. Толораия, О.С. Гаврилин. – М: Машиностроение, 1997. – 333 с.
2. Grant N.J. Stress Rupture Test; Structural Variations in Gas Turbine Alloys // Transactions of the ASM. – 1947. – Vol. 39. – P. 335–367.
3. Каблов Е.Н. Специальность – металл для авиации. К 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина // Вестник Российской академии наук. – 2006. – № 6 (76). – С. 553–558.
4. Герасимов В.В. От монокристаллических неохлаждаемых лопаток к лопаткам турбин с проникающим (транспирационным) охлаждением, изготовленным по аддитивным технологиям // Труды ВИАМ. – 2016. – № 10 (46). – С. 3–28.
5. Иноземцев А.А. Двигатель ПД-14 – будущее российского авиапрома // Инновации. Открытое акционерное общество «Трансфер-Инновации». – 2013. – Т. 12, № 182. – С. 77–80.
6. Иноземцев А.А. О программе создания авиационных газотурбинных двигателей пятого поколения для семейства самолетов МС-21 // Вестник Пермского федерального исследовательского центра. – 2010. – № 4. – С. 28–46.
7. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н., Орехов Н.Г. Монокристаллические никелевые рений содержащие сплавы для турбинных лопаток ГТД // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 7. – С. 7–11.
8. Nickel base single crystals across length scales / L. Naze, V. Maurel, G. Eggeler, J. Cormier, G. Cailletaud. – Elsevier, 2021. – 610 p. DOI: 10.1016/C2018-0-01723-5
9. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Елютин Е.С. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2011. – № 2. – С. 38–52.
10. Семенов А.С., Беляев М.О., Грищенко А.И. Моделирование процесса возникновения овальности поперечного сечения образцов из монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов при растяжении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2015. – № 2.– С. 153–177.
11. Температурно-ориентационная зависимость характеристик кратковременной прочности, модуля Юнга и коэффициента линейного расширения монокристаллов сплава ЖС6Ф / И.Л. Светлов [и др.] // Проблемы прочности. – 1987. – № 1. – С. 51–56.
12. Упругие свойства монокристаллов никелевых сплавов / А.И. Кривко, А.И. Епишин, И.Л. Светлов, А.И. Самойлов // Проблемы прочности. – 1988. – № 2. – С. 68–75.
13. Светлов И.Л., Епишин А.И., Кривко А.И. Анизотропия коэффициента Пуассона монокристаллов никелевого сплава // Доклады АН СССР. – 1988. – № 2. – С. 1372–1375.
14. Abdul-Aziz A., Kalluri S., McGaw M.A. The influence of primary and secondary orientations on the elastic response of a nickel-base single-crystal superalloy // Proc. of ASME 1993 Int. Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition. Vol. 3C: General. Cincinnati, USA, – 1993. V03CT17A037. DOI: 10.1115/93-GT-376
15. Li S., Smith D.J., Ellison, E.G. Influence of orientation on the elastic and low cycle fatigue properties of several single crystal nickel base superalloys // Journal of Strain Analysis for Engineering Design, – 1994. – Vol. 29, no. 2. – P. 147–153.

16. Shah D.M., Duhl D.N. The effect of orientation, temperature and gamma prime size on the yield strength of a single crystal nickel base superalloy // Superalloys. The Metallurgical Society of AIME, – 1984. – P. 105–114. DOI: 0.7449/1984/SUPERALLOYS_1984_105_114

17. Голубовский Е.Р., Епишин А.И., Светлов И.Л. Анизотропия характеристик статической и циклической прочности монокристаллов жаропрочного сплава // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 2. – С. 143–146.

18. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л., Хвацкий К.К. Закономерности изменения аксиальной и азимутальной анизотропии прочностных характеристик монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов для лопаток ГТД // Авиационно-космическая техника и технология. – 2005. – № 10. – С. 50–54.

19. Голубовский Е.Н., Светлов И.Л., Хвацкий К.К. Влияние аксиальной и азимутальной кристаллографической ориентации на прочностные характеристики жаропрочных никелевых сплавов для монокристаллических лопаток ГТД // Конверсия в машиностроении. – 2005. – № 4–5. – С. 113–115.

20. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. – Рыбинск: Изд. дом «Газотурбинные технологии», 2010. – 605 с.

21. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов, И.М. Демонис // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № S. – С. 36–52.

22. The effects of orientation and thickness on the notch-tensile creep strength of single crystals of a nickel-base superalloy / K. Sugimoto, T. Sakaki, T. Horie, K. Kuramoto, O. Miyagawa // Metallurgical Transactions. – 1985. – Vol. A16, no. 8. – P. 1457–1466. DOI: 10.1007/BF02658678

23. К вопросу о влиянии кристаллографической ориентации на длительную прочность и ползучесть никелевого сплава / Е.Р. Голубовский [и др.] // Проблемы прочности. – 1987. – № 9. – С. 11–17.

24. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л. Температурно-временная зависимость анизотропии характеристик длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных плавов // Проблемы прочности. – 2002. – № 2. – С. 5–19.

25. Особенности ползучести и длительной прочности жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе / С.Г. Семенов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 12 (726). – С. 29–37.

26. Arakere N.K., Swanson G. Effect of crystal orientation on fatigue failure of single crystal nickel base turbine blade superalloys // J. Eng. Gas Turbines Power. – 2002; – Vol. 124(1). – P. 161–176. DOI: 10.1115/1.1413767

27. Effects of crystallographic orientations and dwell types on low cycle fatigue and life modeling of a SC superalloy / D. Shi, J. Huang, X. Yang, H. Yu // International Journal of Fatigue. – 2013. – Vol. 49. – P. 31–39.

28. Luo C., Yuan H. Life assessment of anisotropic low cycle fatigue of nickel-base single crystal superalloy // International Journal of Fatigue. – 2023. – Vol. 167. – P. 107310.

29. Orientation-dependent low cycle fatigue performance of nickel-base single crystal superalloy at intermediate temperature range / Li [et al.] // Materials Today Communications. – 2021. – Vol. 26. – P. 101836.

30. Дульнев Р.А., Светлов И.Л. Ориентационная зависимость термической усталости монокристаллов никелевого сплава // Проблемы прочности. – 1988. – № 11. – С. 3–9.

31. Сопротивление термической усталости монокристаллического сплава / Л.Б. Гецов [и др.] // Проблемы прочности. – 2008. – № 5. – С. 54–71.

32. Гецов Л.Б., Семенов А.С., Рыбников А.И. Сопротивление термической усталости жаропрочных сплавов // Теплоэнергетика. – 2009. – № 5. – С. 51–58.

33. Расчетное определение ресурса рабочих и направляющих лопаток ГТУ. Ч. 2. Монокристаллические материалы / Л.Б. Гецов [и др.] // Газотурбинные технологии. – 2011. – № 8. – С. 18–25.

34. Семенов А.С., Гецов Л.Б. Критерии термоусталостного разрушения монокристаллических жаропрочных сплавов и методы определения их параметров // Проблемы прочности. –2014. – № 1. – С. 50–62.

35. Сопротивление деформированию и разрушению монокристаллических жаропрочных сплавов при статическом и циклическом нагружении / А.С. Семенов [и др.] // Вестн. Самар. гос. аэрокос. ун-та им. С.П. Королёва. – 2014. – № 5–3 (47). – С. 66–75.

36. Thermocyclic- and static-failure criteria for single-crystal superalloys of gas-turbine blades / L.B. Getsov, A.S. Semenov, E.A. Tikhomirova, A.I. Rybnikov // Materials and Technology. – 2014. – Vol. 48. – P. 255–260.

37. Smith R., Lancaster R., Jones J., Mason-Flucke J. Lifing the effects of crystallographic orientation on the thermomechanical fatigue behaviour of a single-crystal superalloy // Materials. – 2019; – Vol. 12(6). – P. 998.

38. Savikovskii1 A.V., Semenov A.S., Getsov L.B. Crystallographic orientation, delay time and mechanical constants influence on thermal fatigue strength of single-crystal nickel superalloys // Materials Physics and Mechanics. – 2020. – Vol. 44. – P. 125–136.

39. Тихомирова Е.А., Живушкин А.А., Сидохин Е.Ф. Об исследованиях влияния кристаллографической ориентировки на эксплуатационные свойства монокристальных турбинных лопаток // Вестник СГАУ. – 2011. – № 3 – С. 50–53.

40. Luo C., Yuan H. Anisotropic thermomechanical fatigue of a nickel-base single-crystal superalloy Part I: Effects of crystal orientations and damage mechanisms // International Journal of Fatigue. – 2023. – Vol. 168. – P. 107438.

41. Milligan WW, Antolovich SD. Yielding and deformation behavior of the single crystal superalloy PWA 1480 // Metallurgical Transactions. – 1987. – Vol. 18(1). – P. 85–95.

42. Segersäll M., Moverare J.J. Crystallographic orientation influence on the serrated yielding behavior of a single-crystal superalloy // Materials. – 2013. – Vol. 6, no. 2. – P. 437–444.

43. Семенов А.С. Идентификация параметров анизотропии феноменологического критерия пластичности монокристаллов на основе микромеханической модели // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Физико-математические науки. – 2014. – Т. 194, № 2. – С. 15–29.

44. Vasilyev B., Selivanov A. Numerical method of single-crystal turbine blade static strength estimation taking into account plasticity and creep effects // Materials Physics and Mechanics. – 2019. – Vol. 42. – P. 311–322.

45. Магеррамова Л.А., Васильев Б.Е. Влияние азимутальной ориентации в монокристаллических лопатках высокотемпературных газовых турбин на их напряженно-деформированное состояние и прочность // Вестник УГАТУ, – 2011. –Т. 15, № 4 (44). – С. 54–58.

46. Primary creep in nickel-base superalloys / D.M. Shah, S. Vega, S. Woodard, A.D. Cetel // Superalloys. – 2004. – P. 197–206.

47. Creep and stress relaxation anisotropy of a single-crystal superalloy / M. Segersäll, J.J. Moverare, D. Leidermark, K. Simonsson // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2014. – Vol. 45A. – P. 2532–2544.

48. Методика определения длительной прочности охлаждаемых лопаток из монокристаллических жаропрочных сплавов / Л.Б. Гецов [и др.] // Теплоэнергетика. – 2017. – №. 4. – P. 48–56.

49. Modeling of the effect of secondary orientation on the micro deformation behavior of Ni-based single crystal superalloys / W. Wie, J. Song, J. Zhang, S. Nie, L. Li, C. Xiao, F. Liu // Metals. – 2022. – Vol. 12. – P. 217.

50. Лычагин Д.В., Шаехов Р.В., Алферова Е.А. Влияние кристаллогеометрической установки на неоднородность сдвиговой деформации ГЦК-монокристаллов при сжатии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2008. – Т. 5, № 2. – С. 101–108.

51. Неоднородность и локализация деформации в монокристаллах никеля с осью сжатия [001] / Д.В. Лычагин, Е.А. Алферова, Т.Н. Голосова, А.Д. Лычагин // Обработка металлов. – 2009. – № 3(44). – Изд. НГТУ. – С. 37–38.

52. Telesman J., Ghosn L.J. The unusual near-threshold FCG behavior of a single crystal superalloy and the resolved shear stress as the crack driving force // Engineering Fracture Mechanics. – 1989. – Vol. 34, № 5–6. – P. 1183–1196.

53. Aswath B. Effect of orientation on crystallographic cracking in notched nickel-base superalloy single crystal subjected to far-field cyclic compression // Metall Mater Trans A. – 1994. – Vol. 25. – P. 287–297.

54. Розанов М.А. Влияние кристаллографической ориентации и фактора Шмида на механизм роста трещины малоцикловой усталости в образце из монокристаллического никелевого жаропрочного сплава в процессе испытания // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. – 2015. – Т. 14, № 3-1. – С. 106–113.

55. Effect of crystallographic orientation on the corrosion resistance of Ni-based single crystal superalloys / Y. Yanqiu [et al.] // Corrosion Science. - 2020. – Vol. 170. - P. 108643.

56. Zhang L.N., Ojo O.A. Crystallographic orientation dependence of corrosion behavior of a single crystal nickel-based alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2018. – Vol. 49. – P. 295–304

57. Verchère L., Aubert I., Devos O. Influence of the crystallographic orientation on the electrochemical reactivity measured by scanning electrochemical microscopy on nickel-based alloy 600 // Electrochimica Acta. – 2019. – Vol. 313. – P. 292–302.

58. Проблемы вибрационного состояния фундаментов, сейсмостойкости и прочности турбомашин. Ч. 2 / Ю.С. Воробьев, Л.Б. Гецов, Б.Е. Мельников, А.С. Семенов // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2013. – № 4–1(183). – С. 302–319.

59. Meric L., Poubanne P., Cailletaud G. Single crystal modelling for structural calculations: Part I – Model presentation // Journal of Mechanical Design. – 1991. – Vol. 113. – P. 162–170.

60. Asaro R.J. Crystal plasticity // Journal of APlied Mechanics. – 1983. – Vol. 50, no. 4b. – P. 921–934.

61. Cailletaud G. A micromechanical aProach to inelastic behavior of metals // International Journal of Plasticity. – 1992. – Vol. 8, no. 1. – P. 55–73.

62. Многоуровневые модели неупругого деформирования материалов и их применение для описания эволюции внутренней структуры / П.В. Трусов [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2012. – Vol. 15, № 1. – С. 33–56.

63. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с.

64. Грищенко А.И., Семенов А.С. Моделирование процессов упругопластического деформирования монокристаллических сплавов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2022. – Т. 2. – P. 58–71.

65. Нелинейная механика материалов / Ж. Бессон, Ж. Кает, Ж.Л. Шабош, С. Форест; пер. с франц. А.С. Кравчука. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2010. – 397 с.

66. Anand L., Kothari M. A computational procedure for rate-independent crystal plasticity // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – 1996. – Vol. 44, no. 4. – P. 525–558.

67. Грищенко А.И., Семенов А.С. Моделирование процессов ползучести монокристаллических сплавов с учетом рафтинга // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2022. – № 4. – С. 116–134

68. Xiao H., Bruhns O.T., Meyers A. Hypo-elasticity model based upon the logarithmic stress rate //Journal of Elasticity. – 1997. – Vol. 47. – P. 51–68.

69. Трусов П.В., Кондратьев Н.С., Швейкин А.И. О геометрически нелинейных определяющих соотношениях упругого материала // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2015. – № 3. – С. 182–200. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.13

70. Конечно-элементный анализ термоциклической прочности лопаток газовых турбин Ч. 1. Модели материала, критерии разрушения, идентификация параметров / А.С. Семенов, А.И. Грищенко, М.Е. Колотников, Л.Б. Гецов // Вестник УГАТУ. – 2019. – Т. 23, № 1 (83). – С. 70–81.

71. Kocks U.F., Brown T.J. Latent hardening in aluminum // Acta Metallurgica. – 1966. – Vol. 14, no. 2. – P. 87–98.

72. Grishchenko A.I., Semenov A.S., Getsov L.B. Modeling inelastic deformation of single crystal superalloys with account of γ / γ′ phases evolution // Materials Physics and Mechanics. – 2015. – Vol. 24, no. 4.

73. Коффин Л.Ф. О термической усталости сталей // Жаропрочные сплавы при изменяющихся температурах и напряжениях: сб. ст. / под ред. Л.Б. Гецова и М.Г. Таубиной. – М.;Л.: Госэнергоиздат, 1960. – С. 188–258.

74. Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов. – М.: Машиностроение, 1980. – 200 с.

75. Гецов Л.Б., Семенов А.С. О запасах прочности деталей газотурбинных двигателей при термоциклическом нагружении // Авиационные двигатели. – 2023. – № (18). – С. 79–98.

76. Семенов А.С. PANTOCRATOR – конечно-элементный программный комплекс, ориентированный на решение нелинейных задач механики // Труды V Межд. конф. «Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения». – СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2003. – С. 466−480.

References

1. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B., Toloraiia V.N., Gavrilin O.S. Monokristally nikelevykh zharoprochnykh splavov [Single crystals of nickel-based superalloys]. Moscow, Mashinostroenie, 1997, 333 pp.

2. Grant N.J. Stress Rupture Test; Structural Variations in Gas Turbine Alloys. *Transactions of the ASM*. 1947, Vol. 39, pp. 335-367.

3. Kablov E.N. Spetcial`nost` - metall dlia aviatcii. K 100-letiiu so dnia rozhdeniia akademika S.T. Kishkina [Specialty: metal for aviation. On the occasion of the 100th anniversary of the birth of Academician S.T. Kishkina]. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences*, 2006, Vol. 6, № 76, pp. 553-558.

4. Gerasimov V.V. Ot monokristallicheskikh neokhlazhdaemy`kh lopatok k lopatkam turbin s pronikaiushchim (transpiratcionny`m) okhlazhdeniem, izgotovlenny`m po additivny`m tekhnologiiam (obzor po tekhnologii lit`ia monokristallicheskikh lopatok GTD) [From single-crystal uncooled blades to turbines blades with penetration (transpiration) cooling made by additive technologies (review on technology of single-crystal gte bladescasting)]. *Trudy VIAM*» («Proceedings of VIAM»). 2016. Vol. 10 №46 pp. 3-28.

5. Inozemtsev A.A. Dvigatel' PD-14 - budushcheye rossiyskogo aviaproma [Engine PD-14 - the future of the Russian aviation industry]. Innovations. JSC "Transfer-Innovations", 2013, Vol. 12, №. 182, pp. 77–80.

6. Inozemtsev A.A. O programme sozdaniya aviatsionnykh gazoturbinnykh dvigateley pyatogo pokoleniya dlya semeystva samoletov MS-21 [On the program for the creation of fifth-generation aircraft gas turbine engines for the MS-21 aircraft family]. *Bulletin of the Perm Federal Research Center*. 2010, № 4, pp. 28–46.

7. Kablov E.N., Toloraiya V.N., Orekhov N.G. Monokristallicheskie nikelevye renii` soderzhashchie splavy dlia turbinnykh lopatok GTD [Single crystal rhenium-containing nickel alloys for turbine engine blades]. *Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metalloVol.* 2002, no. 7, pp. 7–11.

8. Naze L., Maurel V., Eggeler G., Cormier J., Cailletaud G. Nickel base single crystals across length scales. Elsevier, 2021. 610 pp. https://doi.org/10.1016/C2018-0-01723-5

9. Kablov E.N., Petrushin N.V., Eliutin E.S. Monokristallicheskie zharoprochnye splavy dlia gazoturbinnykh dvigatelei [Single-crystal superalloys for gas turbine engines]. *Vestnik Moskovskogo gosud. tekhnicheskogo universiteta im. N.E. Baumana. Seriia «Mashinostroenie»*, 2011, no. SP2, pp. 38–52.

10. Semenov A.S., Beliaev M.O., Grishchenko A.I. Modelirovanie protcessa vozniknoveniia oval`nosti poperechnogo secheniia obraztcov iz monokristallicheskikh zharoprochnykh nikelevykh splavov pri rastiazhenii [Modeling of cross-section ovality of single crystal nickel-based superalloy samples under tension]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2017, no. 2, pp. 153–177. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.2.09

11. Svetlov I.L. et al. Temperature-orientation dependences of the characteristics of short-term strength, Young's modulus, and the coefficient of linear expansion of single crystals of ZhS6F alloy. *Strength of Materials*. 1987, Vol. 1, pp. 51-55.

12. Krivko A.I. et al. Elastic properties of single crystals of nickel alloys. *Strength of Materials*, 1988, Vol. 20, no. 2, pp. 214-223.

13. Svetlov I.L. et al. Anisotropy of Poisson's ratio of single crystals of nickel alloy. *Soviet Physics Doklady*, 1988, Vol. 33, pp. 771.

14. Abdul-Aziz A., Kalluri S., McGaw M.A. The influence of primary and secondary orientations on the elastic response of a nickel-base single-crystal superalloy. ProP. of ASME 1993 Int. Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition. Vol. 3C: General. Cincinnati, USA, 1993. V03CT17A037. https://doi.org/10.1115/93-GT-376

15. Li S., Smith D.J., Ellison, E.G. Influence of orientation on the elastic and low cycle fatigue properties of several single crystal nickel base superalloys. *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 1994, Vol. 29, No. 2, pp.147-153.

16. Shah D.M., Duhl D.N. The effect of orientation, temperature and gamm prime size on the yield strength of a single crystal nickel base superalloy. *Superalloys. The Metallurgical Society of AIME*, 1984, pp. 105-114.

17. Golubovskii` E.R., Epishin A.I., Svetlov I.L. Anizotropiia harakteristik staticheskoi` i tciclicheskoi` prochnosti monokristallov zharoprochnogo splava [Anisotropy of the characteristics of static and cyclic strength of single crystals of a heat-resistant alloy]. Herald of Aeroenginebuilding. 2004, no. 2, pp. 143-146.

18. Golubovskii` E.R., Svetlov I.L., KHvatckii` K.K. Zakonomernosti izmeneniia aksial`-noi` i azimutal`noi` anizotropii prochnostny`kh harakteristik monokristallov zharoprochny`kh nikelevy`kh splavov dlia lopatok GTD [Patterns of changes in axial and azimuthal anisotropy of the strength characteristics of single crystals of heat-resistant nickel alloys for gas turbine engine blades]. *Aerospace technic and technology*, 2005, no. 10, pp. 50–54.

19. Golubovskii` E.H., Cvetlov I.L., Xvatckii` K.K. Vliianie aksial`noi` i azimutal`noi` kristallograficheskoi` orientatcii na prochnostny`e harakteristiki zharoprochny`kh nikelevy`kh splavov dlia monokristallicheskikh lopatok GTD [The influence of axial and azimuthal crystallographic orientation on the strength characteristics of heat-resistant nickel alloys for single-crystal gas turbine engine blades]. Konversiia v mashinostroenii. 2005, № 4–5, pp. 113–115.

20. Getsov L.B. Materials and Strength of Gas Turbine Parts: Vol. 1: Materials, Properties, Damage, Deformation and Fracture Models, Springer Nature, 2021, 605 pp.

21. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. Nikelevy`e litei`ny`e zharoprochny`e splavy` novogo pokoleniia [Ni-base casting superalloy of the new generation]. Авиационные материалы и технологии, 2012, № S, pp. 36-52.

22. Sugimoto K., Sakaki T., Horie T., Kuramoto K., Miyagawa O. The Effects of Orientation and Thickness on the Notch-Tensile Creep Strength of Single Crystals of a Nickel-Base Superalloy. *Metallurgical Transactions*, 1985, Vol. A16, no. 8, pp. 1457–1466. doi:10.1007/BF02658678.

23. Golubovskii E.R. et al. Question of the influence of crystallographic orientation on the stress-rupture strength and creep of a nickel alloy. Report 1. *Strength of Materials*, 1987, Vol. 19, no. 9, pp. 1189-1198.

24. Golubovskii E.R., Svetlov I.L. Time-temperature dependence of anisotropy of creep-rupture strength characteristics of single crystals of nickel-base superalloys. *Strength of materials*, 2002, Vol. 34, C. 109-119.

25. Semenov S.G. et al. Special features of creep and long-term strength of single-crystal refractory nickel-base alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, Vol. 57, pp. 731-738.

26. Arakere N.K., Swanson G. Effect of crystal orientation on fatigue failure of single crystal nickel base turbine blade superalloys. *J. Eng. Gas Turbines Power*, 2002, Vol. 124(1), pp. 161–176. https://doi.org/10.1115/1.1413767

27. Shi D., Huang J., Yang X., Yu H. Effects of crystallographic orientations and dwell types on low cycle fatigue and life

modeling of a SC superalloy. *International Journal of Fatigue*, 2013, Vol. 49, pp. 31-39.

28. Luo C., Yuan H. Life assessment of anisotropic low cycle fatigue of nickel-base single crystal superalloy // International Journal of Fatigue. – 2023. – Vol. 167. – pp. 107310

29. Orientation-dependent low cycle fatigue performance of nickel-base single crystal superalloy at intermediate temperature range / Li, pp. [et al.] // Materials Today Communications. – 2021. – Vol. 26, pp. 101836.

30. Dul'nev R.A. et al. Orientation dependence of the thermal fatigue of nickel alloy single crystals. *Strength of Materials*, 1988.

31. Getsov L.B., Dobina N.I., et al. Thermal fatigue resistance of a monocrystalline alloy. *Strength of materials*, 2008, Vol. 40, no. 5, pp. 538-551.

32. Getsov L.B., Rybnikov A.I., Semenov A.S. Thermal fatigue strength of heat-resistant alloys. *Thermal Engineering*, 2009, Vol. 56, no. 5, pp. 412-420.

33. Getsov L.B., Mikhailov V.E., et al. Raschetnoe opredelenie resursa rabochikh i napravliaiushchikh lopatok GTU. Ch. 2. Monokristallicheskie materialy` [Computational determination of the service life of the working and guide blades of a gas turbine plant. Part 2. Monocrystalline materials]. *Gas turbine technology*. 2011, no. 8, pp. 18–25.

34. Semenov A.S., Getsov L.B. Thermal fatigue fracture criteria of single crystal heat-resistant alloys and methods for identification of their parameters. *Strength of Materials*. 2014, Vol. 46, no. 1, pp. 38-48.

35. Semenov A.S., Getsov L.B., Grishchenko A.I. Deformation and fracture strength of single-crystal superalloys under static and cyclic loading. *Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*. 2014, Vol. 13, no. 5-3, pp. 66-75.

36. Thermocyclic- and static-failure criteria for single-crystal superalloys of gas-turbine blades / L.B. Getsov, A.S. Semenov, E.A. Tikhomirova, A.I. RybnikoVol. *Materials and Technology*, 2014, Vol. 48, pp. 255–260.

37. Smith R., Lancaster R., Jones J., Mason-Flucke J. Lifing the Effects of Crystallographic Orientation on the Thermo-Mechanical Fatigue Behaviour of a Single-Crystal Superalloy. *Materials*, 2019, Vol. 12(6), Art. no. 998, pp. 1-12.

38. Savikovskii1 A.V., Semenov A.S., Getsov L.B. Crystallographic orientation, delay time and mechanical constants influence on thermal fatigue strength of single - crystal nickel superalloys. *Materials Physics and Mechanics*, 2020, Vol. 44, pp. 125-136.

39. Tikhomirova E.A., Zhivushkin A.A., Sidokhin E.F. About investigations the orientation dependence of single-crystal turbine blade exploitation properties. *Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*. 2011, Vol. 10, №. 3-3, pp. 50-54.

40. Luo C., Yuan H. Anisotropic thermomechanical fatigue of a nickel-base single-crystal superalloy Part I: Effects of crystal orientations and damage mechanisms // International Journal of Fatigue. – 2023. – Vol. 168. – pp. 107438

41. Milligan WW, Antolovich SD. Yielding and deformation behavior of the single crystal superalloy PWA 1480. *Metallurgical Transactions*, 1987, Vol. 18(1), pp. 85-95.

42. Segersäll M., Moverare J.J. Crystallographic orientation influence on the serrated yielding behavior of a single-crystal superalloy. *Materials*, 2013, Vol. 6, no. 2, pp. 437-444.

43. Semenov A.S. Identifikatsiia parametrov anizotropii fenomenologicheskogo kriteriia plastichnosti dlia monokristallov na osnove mikromekhanicheskoi modeli [The identification of anisotropy parameters of phenomenological plasticity criterion for single crystals worked out on the micromechanical model basis]. *St. Petersburg Polytechnic University Journal - Physics and Mathematics*. 2014, Vol. 194, no. 2, pp. 15-29.

44. Vasilyev B., Selivanov A. Numerical method of single-crystal turbine blade static strength estimation taking into account plasticity and creep effects. *Materials Physics and Mechanics*, 2019, Vol. 42, pp. 311-322.

45. Magerramova L.A., Vasil`ev B.E. Vliianie azimutal`noi` orientatcii v monokristallicheskikh lopatkakh vy`sokotemperaturny`kh gazovy`kh turbin na ikh napriazhenno-deformirovannoe sostoianie i prochnost` [The influence of single-crystal structure material azimuthal orientation on stress strain state and strength of high-temperature gas turbine blades]. *Vestnik UGATU*. 2011. Vol. 15, № 4 (44), pp. 54-58.

46. Primary creep in nickel-base superalloys / D.M. Shah, S. Vega, S. Woodard, A.D. Cetel. *Superalloys*, 2004, pp. 197–206.

47. Segersäll M., Moverare J.J., Leidermark D., Simonsson K. Creep and stress relaxation anisotropy of a single-crystal superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, Vol. 45A, pp. 2532-2544.

48. Getsov L.B., Semenov A.S., Besschetnov V.A., Grishchenko A.I., Semenov S.G. Long-term strength determination for cooled blades made of monocrystalline superalloys. *Thermal Engineering*, 2017, Vol. 64, No. 4, pp. 280–287. DOI: 10.1134/S0040601517040048

49. Wie W., Song J., Zhang J., Nie S., Li L., Xiao pp., Liu F. Modeling of the Effect of Secondary Orientation on the Micro Deformation Behavior of Ni-Based Single Crystal Superalloys. *Metals*, 2022, Vol. 12, pp. 217.

50. Ly`chagin D.V., Shaehov R.V., Alferova E.A. Vliianie kristallogeometricheskoi` ustanovki na neodnorodnost` sdvigovoi` deformatcii GTCK-monokristallov pri szhatii [Effect of crystallogeometric states on the development of macrobands and deformation inhomogeneity in nickel single crystals]. *Fundamental`ny`e problemy` sovremennogo materialovedeniia*. 2008, V.5, no.2, pp. 101-108.

51. Ly`chagin D.V., Alferova E.A., Golosova T.N., Ly`chagin A.D. Neodnorodnost` i lokalizatciia deformatcii v monokristallakh nikelia s os`iu szhatiia [001] [Discontinuity and deformity localization in nickel monocrystals with contraction axis [001]] *Metal Science and Heat Treatment*. 2009, №. 3, pp. 37-38.

52. Telesman J., Ghosn L.J. The unusual near-threshold FCG behavior of a single crystal superalloy and the resolved shear stress as the crack driving force. *Engineering Fracture Mechanics*, 1989, Vol. 34, №5–6, pp. 1183-1196.

53. Aswath pp.B. Effect of orientation on crystallographic cracking in notched nickel-base superalloy single crystal subjected to far-field cyclic compression. *Metall Mater Trans A*, 1994, Vol. 25, pp. 287–297.

54. Rozanov M.A. Research of the crack development process in a nickel heat-resistant alloy in the process of testing. *Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*, 2015, Vol. 14, №. 3-1, pp. 106-113.

55. Effect of crystallographic orientation on the corrosion resistance of Ni-based single crystal superalloys / Yanqiu, Y.[et all] // Corrosion Science/ -2020. -V/ 170. -P. 108643.

56. Zhang L. N., Ojo O. A. Crystallographic orientation dependence of corrosion behavior of a single crystal nickel-based alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2018. – Vol. 49. – pp. 295-304

57. Verchère L., Aubert I., Devos O. Influence of the crystallographic orientation on the electrochemical reactivity measured by scanning electrochemical microscopy on nickel-based alloy 600 // Electrochimica Acta. – 2019. – Vol. 313. – pp. 292-302.

58. Vorob`ev Iu.S., Getsov L.B., Mel`nikov B.E., Semenov A.S. Problemy` vibratcion-nogo sostoianiia fundamentov, sei`smostoi`kosti i prochnosti turbomashin. Chast` 2 [Vibration problems of foundations, seismic resistance and strength of turbomachinery. Part 1]. *St. Petersburg Polytechnical University Journal.* 2013. №4-1(183). pp. 302-319.

59. Meric L., Poubanne pp., Cailletaud G. Single crystal modelling for structural calculations: Part I – Model presentation. *Journal of Mechanical Design*, 1991, Vol. 113, pp. 162–170.

60. Asaro R.J. Crystal plasticity. *Journal of APlied Mechanics*, 1983, Vol. 50, no. 4b, pp. 921-934.

61. Cailletaud G.A micromechanical aProach to inelastic behavior of metals. International *Journal of Plasticity*, 1992, Vol. 8, – №. 1, pp. 55–73.

62. Trusov pp.V., Shveykin A.I. Multilevel physical models of single-and polycrystals. Statistical models. *Phys. Mesomech*, 2013, Vol. 16, no. 1, pp. 23-33.

63. Trusov P.V., Shveykin A.I. Mnogourovnevyye modeli mono- i polikristallicheskikh materialov: teoriya, algoritmy, primery primeneniya / [Multilevel models of single- and polycrystalline materials: theory, algorithms, examples of aPlication]. Novosibirsk: Publishing House of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 2019. 605 pp.

64. Grishchenko A.I., Semenov A.S. Modeling of the elastoplastic deformation process of single crystal superalloys. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2022, no. 2, pp. 58-72. DOI: 10.15593/perm.mech/2022.2.06

65. Besson J. et al. Non-linear mechanics of materials, Springer Science & Business Media, 2009.

66. Anand L., Kothari M. A computational procedure for rate-independent crystal plasticity //Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – 1996. – Vol. 44. – №. 4. – pp. 525-558.

67. Grishchenko A.I., Semenov A.S. Modeling of creep processes of single-crystal alloys with taking into account of rafting. PNRPU Mechanics Bulletin, 2022, no. 4, pp. 116-134. DOI: 10.15593/perm.mech/2022.4.11

68. Xiao H., Bruhns O. T., Meyers A. Hypo-elasticity model based upon the logarithmic stress rate //Journal of Elasticity. – 1997. – Vol. 47. – pp. 51-68.

69. Trusov pp.V., Kondratev N.S., Shveykin A.I. About geometrically nonlinear constitutive relations for elastic material. PNRPU Mechanics Bulletin. 2015 No. 3 Pp. 182-200. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.13

70. Semenov A.S., Grishchenko A.I., Kolotnikov M. Ye., Getsov L.B. Konechno-elementnyi analiz termotciclicheskoi prochnosti lopatok gazovykh turbin chast` 1. Modeli materiala, kriterii razrusheniia, identifikatciia parametrov / [Finite-element analysis of thermal fatigue of gas turbine blades. Part 1. Material models, fracture criteria, parameter identification]. *Vestneyk Ufimskogo gosudarstvennogo aviatcionnogo tekhnicheskogo universiteta*, 2019, Vol. 23, no. 1, pp. 70–81.

71. Kocks U.F., Brown T.J. Latent hardening in aluminum. *Acta Metallurgica*, 1966, Vol. 14, no. 2, pp. 87–98.

72. Grishchenko A.I., Semenov A.S., Getsov L.B. Modeling inelastic deformation of single crystal superalloys with account of γ / γ′ phases evolution // Materials Physics and Mechanics. – 2015. – Vol. 24, – № 4.

73. Koffin L.F. O termicheskoi` ustalosti stalei` [Thermal fatigue of steels]. Zharoprochny`e splavy` pri izmeniaiushchikhsia temperaturakh i napriazheniiakh [High-temperature alloys at varying temperatures and stresses] Moscow: Gosenergoizdat, 1960, pp. 188-258.

74. Dul`nev R.A., Kotov pp.I. Termicheskaia ustalost` metallov [Thermal fatigue of metals]. Moscow: Mechanical engineering, 1980, 200 pp.

76. Semenov A.S. PANTOCRATOR – konechno-elementnyi programmnyi` kompleks, orientirovannyi` na reshenie nelineinykh zadach mehaniki [PANTOCRATOR – the finite element program specialized on the non-linear problem solution], in Proc. of the Vth Int. Conf. on scientific and engineering problems of predicting the reliability and service life of structures. St. Petersburg. 2003, pp. 466-480.

Финансирование. Исследование частично финансируется Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках программы Исследовательского центра мирового уровня: Передовые цифровые технологии (соглашение №075-15-2020-311 от 20.04.2022), Санкт-Петербургским государственным университетом (проект ID 94062114).

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Вклад авторов равноценен.

Funding. The research is partially funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the World Class Research Center: Advanced Digital Technologies program (agreement No. 075-15-2020-311 dated 04/20/2022), St. Petersburg State University (project ID 94062114).

Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.

The contribution of the authors is equivalent.