

УДК 539.5
Код ГРНТИ 30.19.27

doi 10.54708/19926502_2025_2921083

Описание поведения диска из сплава Inconel 718 с использованием многоуровневой физически ориентированной конститутивной модели

Н.С. Кондратьев, А.Н. Подседерцев, Э.Р. Шарифуллина,
Д.С. Грибов*, А.И. Швейкин

ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», г. Пермь, Россия

Аннотация. Представлены модификации многоуровневой физически ориентированной конститутивной модели материала, которые применены к описанию отдельных областей диска газотурбинного двигателя, изготовленного из жаропрочного никелевого сплава Inconel 718. Разработана и численно реализована модификация модели, основанная на гипотезе Рейса и предназначенная для описания конкурирующих диффузионных и дислокационных механизмов ползучести. Для определения предела текучести применена модификация модели, основанная на гипотезе Фойгта, которая нацелена на описание неупругого деформирования, реализованного за счет движения дислокаций. Полученные результаты подтверждают применимость модификаций модели для описания макросвойств рассматриваемого сплава, зависящих от состояния структуры; в перспективе это позволяет ее использовать для решения задачи оптимизации распределения характеристик структуры материала по изделию для достижения наилучших эксплуатационных свойств.

Ключевые слова: многоуровневое моделирование, структура материала, неупругое деформирование, ползучесть, анизотропные свойства материала, Inconel 718, газотурбинный диск.

*gribovds@pstu.ru

Введение

Газотурбинные двигатели (ГТД) являются неотъемлемой частью современной авиационной и энергетической промышленности, где эффективность и надежность оборудования имеют первостепенное значение. Для повышения топливной экономичности и уровня безопасности ГТД стоит задача повышения температуры на входе в турбину и достижения долговечности конструкции в целом [1–3]. Критической составляющей ГТД, требующей особого внимания, является диск турбины. Условия эксплуатации турбинного диска требуют определенного рационального распределения размера зерен по единой конструкции в результате придания ему градиентной структуры: вблизи крепления на вал необходимо создание мелкозернистой структуры, а вблизи обода диска требуется крупнозернистая структура [1, 4, 5].

Сплав Inconel 718, благодаря своим уникальным жаропрочным свойствам, широко используется для изготовления дисков турбин [6–11]. Актуальность разработки улучшенных модификаций конститутивных моделей для сплава Inconel 718 обусловлена необходимостью точного прогнозирования поведения материала в различных частях дисков ГТД в экстремальных условиях эксплуатации. Наиболее подходящим способом решения этой задачи является разработка и применение физически ориентированных математических моделей, основанных на многоуровневом подходе с внутренними переменными [12–15]. Эти модели позволяют учесть эволюцию структуры материала, определяющей его макросвойства, и различные механизмы ее перестроения, описывающие неупругое деформирование, ползучесть и другие релаксационные процессы, которые проявляются при высоких температурах и нагрузках. Учет этих механизмов необходим при цифровом проектировании дисков ГТД для оптимизации внутренней структуры материала под условия эксплуатации [11, 16–18].

Цель исследования заключается в разработке и применении модификаций многоуровневой статистической конститутивной модели для описания поведения сплава Inconel 718 в условиях эксплуатации диска ГТД. Предложена модификация многоуровневой модели, ос-

нованная на гипотезе Рейса, предназначенная для описания конкурирующих диффузионных и дислокационных механизмов ползучести, а также применена модификация модели, основанная на гипотезе Фойгта, предназначенная для описания неупругого деформирования, реализованного за счет движения дислокаций для определения предела текучести.

1. Физические механизмы неупругого деформирования сплава Inconel 718

Inconel 718 – жаропрочный, коррозионностойкий сплав на основе Ni-Fe-Cr [8, 9, 19, 20]. Он широко применяется в газотурбинных и реактивных двигателях при рабочих температурах до 650–700 °С [8, 9, 19]. В условиях эксплуатации диски испытывают центробежные нагрузки и неравномерный нагрев, что обуславливает повышенные требования к их прочности и долговечности [19]. Химический состав сплава Inconel 718 представлен в Табл. 1 [8, 20].

Таблица 1. Химический состав сплава Inconel 718

Элемент	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	C
Содержание (%)	51,6–53,1	18,6–20,7	17,6–19	5,2–6	~3	~1	~0,5	менее 0,1

Основной фазой сплава Inconel 718 является γ фаза – ГЦК твердый раствор на основе Ni [8, 17, 20], основными упрочняющими фазами являются – γ'' (Ni_3Nb , ОЦТ DO_{22}) и γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$, ГЦК L_{12}), когерентно встроенные в γ -матрицу [8, 21, 22]. Фаза γ'' обеспечивает основной вклад в прочность при повышенных температурах, γ' – дополнительное упрочнение [8, 23–25]. При температурах выше 650 °С γ'' переходит в δ -фазу (Ni_3Nb), расположенную у границ зерен, что помогает сдерживать их рост [10, 21]. Однако избыток δ -фазы снижает прочность, поэтому диски применяют при рабочих температурах до 700 °С [21]. Градиентное распределение размера зерен по радиусу диска позволяет достичь выигрышного сочетания свойств: мелкие зерна около ступицы способствуют повышению прочности и усталостной долговечности, в средней части диска наиболее благоприятна смешанная структура типа «ожерелье», состоящая из вытянутых крупных зерен и тонких прослоек мелких зерен, на ободе более крупные зерна обеспечивают сопротивление ползучести [1, 8, 26].

Пластическое деформирование Inconel 718 при рабочих температурах происходит преимущественно за счет скольжения дислокаций в γ -матрице по системам $\{111\}\langle 110 \rangle$ и, при повышенных температурах, в условиях развитого пластического деформирования по $\{001\}\langle 110 \rangle$ [27, 28]. Когерентные частицы γ'' и γ' создают барьеры для движения дислокаций, повышая прочность сплава [23, 27, 29]. При длительной эксплуатации при температурах выше 650 °С реализуются механизмы ползучести, включающие диффузионное перестроение точечных дефектов и дислокационных структур внутри решетки [18, 23, 30]. Диффузионная ползучесть характеризуется перемещением атомов и вакансий, снижением локальных концентраций напряжений и перестройкой структуры без резкого увеличения плотности дислокаций. Дислокационная ползучесть дополняет диффузионную за счет скольжения и переползания дислокаций внутри зерен при высоких температурах, что позволяет дислокациям «обходить» препятствия, создаваемые упрочняющими частицами.

Таким образом, для повышения сопротивления ползучести сплава Inconel 718 при высоких температурах необходимо обеспечить оптимальную микроструктуру (мелкое зерно, равномерное распределение мелких частиц γ'' , баланс δ -фазы и карбидов), что поспособствует эффективному закреплению дислокаций, ограничит рост зерен и замедлит механизмы ползучести. Диффузионное перераспределение атомов, контролируемый рост и переползание дислокаций, а также закрепление зернограницных областей δ - и карбидными фазами повышают долгосрочную стабильность и сопротивление ползучести. Актуальной является задача обеспечения необходимой структуры сплава Inconel 718, что позволит получить нужную комбинацию свойств для надежной работы газотурбинных дисков в условиях высоких температур и нагрузок. В рамках настоящего исследования рассматривается только часть

решения обозначенной комплексной проблемы, касающаяся создания многоуровневой модели, учитывающей явным образом влияние размера зерна на свойства сплава.

2. Описание многоуровневой физически ориентированной конститутивной модели для исследования ползучести жаропрочного никелевого сплава Inconel 718, результаты ее применения

В рамках решения задачи детального описания поведения материала из сплава Inconel 718 в различных областях турбинного диска газотурбинного двигателя был применен подход многоуровневого моделирования [13, 31, 32]. На макромасштабном уровне диска решается краевая задача для определения полей напряжений $\mathbf{K}(\mathbf{r})$, деформаций $\mathbf{D}(\mathbf{r})$ и температур $\Theta(\mathbf{r})$. Постановка и решение этой задачи приведены в отдельной статье [33]. Полученные в ходе решения макрозадачи поля определяют воздействия для многоуровневой модели, рассматривающей отдельные области диска – материальные точки турбинного диска. Схема взаимодействия между разработанной многоуровневой и феноменологической моделями представлена на Рис. 1.



Рисунок 1. Схема взаимодействия между многоуровневой конститутивной моделью и феноменологической, применяемой для решения краевой задачи.

Для описания поведения представительного объема поликристалла в условиях ползучести в данной работе применяется модификация статистической многоуровневой модели, основанной на гипотезе Рейса [12], связывающей рассматриваемые масштабные уровни однородностью напряжений, а также на гипотезе однородности распределения температуры по представительному объему:

$$\mathbf{\kappa}^{(i)} = \mathbf{K}, \theta^{(i)} = \Theta, \quad (1)$$

где $\mathbf{\kappa}^{(i)}$ – мера напряженного состояния отдельного i -го зерна, $\theta^{(i)}$ – температура i -го зерна, далее для упрощения понимания материала индекс зерна опускается. На уровне зерна вычисляется неупругая составляющая за счет ползучести $\mathbf{d}^{in}$, для определения неупругой составляющей на макроуровне $\mathbf{D}^{in}$ проводится осреднение по объему рассматриваемой выборки зерен величины $\mathbf{d}^{in}$:

$$\mathbf{D}^{in} = \langle \mathbf{d}^{in} \rangle. \quad (2)$$

Далее необходимо конкретизировать и определить диффузионные составляющие тензора скорости деформации $\mathbf{d}^{in}$ (в случае постоянных напряжений тензор полной скорости деформации $\mathbf{d}$ будет равен неупругой составляющей $\mathbf{d}^{in}$). В условиях эксплуатации диска газотурбинного двигателя реализуются дислокационный и диффузионный механизмы ползучести, связанные со скольжением и переползанием дислокаций, а также с диффузионным массопереносом атомов и вакансий [17, 34, 35].

Для описания дислокационной и диффузионной ползучести введем разложение тензора скорости деформации $\mathbf{d}^{in}$ на три составляющие:

$$\mathbf{d}^{in} = \mathbf{d}^{sl} + \mathbf{d}^{cl} + \mathbf{d}^{dif}, \quad (3)$$

где $\mathbf{d}^{sl}$ описывает ползучесть в результате консервативного движения дислокаций (скольжение), $\mathbf{d}^{cl}$ – ползучесть в результате неконсервативного движения дислокаций (переползание), $\mathbf{d}^{dif}$ – диффузионную ползучесть.

При повышенных гомологических температурах в сплаве Inconel 718 может реализоваться неупругое деформирование (ползучесть) в результате скольжения краевых дислокаций [36]. Соответствующая неупругая составляющая тензора скорости деформации $\mathbf{d}^{sl}$ имеет вид:

$$\mathbf{d}^{sl} = \sum_{k=1}^N \dot{\gamma}_{sl}^{(k)} \left(\mathbf{n}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} \right)_{sym}, \quad (4)$$

где N – число систем скольжения, $\dot{\gamma}_{sl}^{(k)}$ – скорость сдвига по k -й системе скольжения, $\mathbf{b}^{(k)}$ и $\mathbf{n}^{(k)}$ – вектор Бюргерса и нормаль к плоскости скольжения k -й системы соответственно, индекс «sym» обозначает симметричную часть тензора.

Для описания скорости сдвигов $\dot{\gamma}_{sl}^{(k)}$ применяются вязкопластические соотношения, аналогичные используемым в классических моделях пластического деформирования:

$$\dot{\gamma}_{sl}^{(k)} = \dot{\gamma}_0 \exp \left(-\frac{Q_{sl}}{k\theta} \right) \left(\frac{\tau^{(k)}}{\tau_c^{(k)}} \right)^n, \quad (5)$$

где Q_{sl} – энергия активации скольжения дислокаций, $\tau^{(k)} = \boldsymbol{\kappa} : \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)}$ – касательное напряжение на k -й системе скольжения, $\tau_c^{(k)}$ – критическое напряжение сдвига, k – постоянная Больцмана, $\dot{\gamma}_0$, n – параметры модели, зависящие от температуры θ .

Критические напряжения сдвига $\tau_c^{(k)} = \tau_{c0}^{(k)}$ полагаются постоянными и определяется по соотношению Холла–Петча:

$$\tau_{c0}^{(k)} = \tau_0 + k_y (d)^{-0.5}, \quad (6)$$

где τ_0 – начальные критические напряжения сдвига кристаллической решетки, k_y – коэффициент Холла–Петча для k -й системы скольжения, d – размер зерна.

Для определения вклада в скорость деформации переползания краевых дислокаций $\mathbf{d}^{cl}$ используется соотношение [37]:

$$\mathbf{d}^{cl} = \sum_{k=1}^{N_{cl}} \dot{\gamma}_{cl}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)}, \quad (7)$$

$$\dot{\gamma}_{cl}^{(k)} = \rho_{ce}^{(k)} b^{(k)} v_{cl}^{(k)}, \quad (8)$$

где $\dot{\gamma}_{cl}^{(k)}$ – скорость сдвига за счет переползания по k -й системе, $\rho_{ce}^{(k)}$ – средняя разность плотностей положительных и отрицательных краевых дислокаций в ячейках, $b^{(k)}$ – модуль вектора Бюргерса, $v_{cl}^{(k)}$ – скорость переползания краевых дислокаций. Последняя определяется следующим соотношением:

$$v_{cl}^{(k)} = a \frac{\Omega_0}{b^{(k)}} D (c_v^{core} - c_0), \quad (9)$$

где Ω_0 – активационный объем, a – безразмерный параметр модели, $D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_s}{k\theta}\right)$ – коэффициент объемной диффузии вакансий, Q_s – энергия активации самодиффузии, c_v^{core} , c_0 – равновесная концентрация вакансий вблизи и в отдалении от ядра дислокации соответственно.

Концентрация вакансий вблизи ядра дислокации определяется соотношением [38]:

$$c_v^{core} = c_0 \exp\left(\frac{\mathbf{k} : \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} \Omega_0}{k\theta}\right). \quad (10)$$

Концентрация вакансий в объеме зерна c_0 определяется выражением:

$$c_0 = c_L \exp\left(-\frac{Q_f}{k\theta}\right) \exp\left(-\frac{Q_d}{k\theta}\right), \quad (11)$$

где c_L – число узлов решетки в единице объема, Q_f – энергия образования вакансий, которая определяется как изменение энергии между конфигурацией с вакансиями и без них, Q_d – энергия объемного взаимодействия вакансий, которая вводится для описания дрейфа вакансий:

$$Q_d = -\Omega_0 \left(2\lambda - \frac{\beta}{3}\right) I_1(\mathbf{k}), \quad (12)$$

где λ и β – коэффициенты шаровой и девиаторной частей деформации матрицы с точечными дефектами.

Подставляя выше описанные соотношения в **Ошибка! Источник ссылки не найден.**, получаем итоговое выражение для скорости переползания дислокаций:

$$v_{cl}^{(k)} = a \frac{\Omega_0}{b^{(k)}} c_L D \exp\left(-\frac{Q_f}{k\theta}\right) \exp\left(-\frac{Q_d}{k\theta}\right) \left(\exp\left(\frac{\mathbf{k} : \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} \Omega_0}{k\theta}\right) - 1 \right). \quad (13)$$

Диффузионная ползучесть Набарро–Херринга [39, 40] реализуется за счет диффузионного массопереноса вакансий и атомов в объеме кристаллической решетки зерна. Основными источниками и стоками вакансий являются границы зерен. Составляющая тензора скорости деформации $\mathbf{d}^{dif}$ обеспечивается градиентом концентрации вакансий и потоком вакансий, обусловленным градиентом химического потенциала:

$$\mathbf{d}^{dif} = b\beta\Omega_0 (\nabla \mathbf{j} + \nabla \mathbf{j}^T), \quad (14)$$

где β – коэффициенты девиаторной части деформации матрицы с точечными дефектами, b – безразмерный параметр идентификации процесса диффузионной ползучести, $\mathbf{j}$ – поток вакансий, определяемый согласно закону Фика [41].

В качестве комплексного критерия прочности предлагается использовать критерий, состоящий из двух составляющих. Первая составляющая – кинематический критерий усталостной прочности, основанный на рассмотрении накопленной деформации ползучести $\mathbf{E}^c$ [25]:

$$\sum_{j=1}^N \left(\frac{p_{cycle}^{(j)}}{p_{crit}} \right) = 1, \quad p_{cycle}^{(j)} = \sqrt{\frac{2}{3} \mathbf{E}_c^{(j)} : \mathbf{E}_c^{(j)}}, \quad (15)$$

$$\mathbf{E}^c(t) = \int_0^t \mathbf{D}^{in} d\tau, \quad (16)$$

где $\mathbf{D}^{in}$ – тензор неупругой скорости деформации, определяемый согласно соотношениям модели, p_{crit} – критическое значение интенсивности деформации, при котором происходит разрушение, $p_{cycle}^{(j)}$ – интенсивность деформации ползучести на j -м цикле. Физической основой этого критерия является образование, рост и коалесценция межзеренных полостей в ходе вязкого диффузионного деформирования, что подтверждается экспериментальными исследованиями данного явления [15, 26, 40]. Такое разрушение имеет преимущественно вязкий характер и реализуется главным образом за счет межзеренного механизма, наблюдаемого при высокотемпературном деформировании ползучести сплава Inconel 718.

Разработанная конститутивная модель, описывающую стационарную стадию ползучести диска газотурбинного двигателя из сплава Inconel 718, была идентифицирована с использованием экспериментальных данных. Для получения данных о зависимости термомеханических свойств материала от состояния зеренной структуры использовались результаты экспериментов по одноосному растяжению образцов сплава Inconel 718, представленные в работе [42, 43].

Параметры конститутивной модели сплава Inconel 718 приведены в Табл. 2, также указаны соответствующие литературные источники, из которых определялись значения параметров.

Таблица 2. Параметры многоуровневой модели для сплава Inconel 718 с указанием источника, в котором описано их определение

Параметр	Значение	Источник
Плотность, ρ	8193,25 кг/м ³	[44]
Анизотропные упругие модули, $\Pi_{11}, \Pi_{12}, \Pi_{44}$	274,2; 129; 72,6 ГПа	[28]
Референсная скорость сдвига при ползучести, $\dot{\gamma}_0$	$1,6 \cdot 10^7 \text{ с}^{-1}$	Идентификация по экспериментальным данным [43]
Коэффициент скоростной чувствительности, n	4	Идентификация по экспериментальным данным [43]
Коэффициент Холла-Петча, k_y	0,51	Идентификация по экспериментальным данным [42]
Размер зерна, d	30–50 мкм	Экспериментальные данные [8]
Начальные критические напряжения скольжения, τ_0	427 МПа	Идентификация по экспериментальным данным [42]
Средняя разность плотности положительных и отрицательных краевых дислокаций, $\rho_{ce}^{(k)}$	10^{12} м^{-2}	[41]
Модуль вектора Бюргерса, $b^{(k)}$	$2,5 \cdot 10^{-10} \text{ м}$	[28]
Активационный объем, Ω_0	$1,09 \cdot 10^{-29} \text{ м}^3$	[45]
Энергия активации скольжения дислокаций, Q_{sl}	$4,12 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$	[46]
Коэффициент объемной самодиффузии, D_0	$1,6 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2/\text{с}$	[47]
Энергия активации самодиффузии, Q_s	$4,73 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$	[47]
Число узлов решетки в единице объема, c_L	$2 / \Omega_0$	[41]
Энергия образования вакансий, Q_f	$2,5635 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$	[48]

Продолжение Табл. 2

Коэффициент шаровой части деформации матрицы с точечными дефектами, λ	-0,355	[41]
Коэффициент девиаторной части деформации матрицы с точечными дефектами, β	-1	[41]
Безразмерный параметр идентификации процесса переползания, a	$1 \cdot 10^8$	Идентификация по экспериментальным данным [43]
Безразмерный параметр Идентификации процесса Диффузионной ползучести, b	$4 \cdot 10^8$	Идентификация по экспериментальным данным [43]

В численных экспериментах предполагалось равномерное распределение ориентаций зерен [49, 50]. На Рис. 2 показано сравнение экспериментальных и расчетных данных при ползучести образцов сплава Inconel 718 в экспериментах на одноосное растяжение при 800 МПа и температуре 620 °С, полученное в результате идентификации модели. На этом же графике представлены результаты моделирования в аналогичном эксперименте при напряжении 850 МПа и температуре 620 °С (верификация модели). Результаты моделирования демонстрируют удовлетворительное соответствие с данными натурных экспериментов [43].

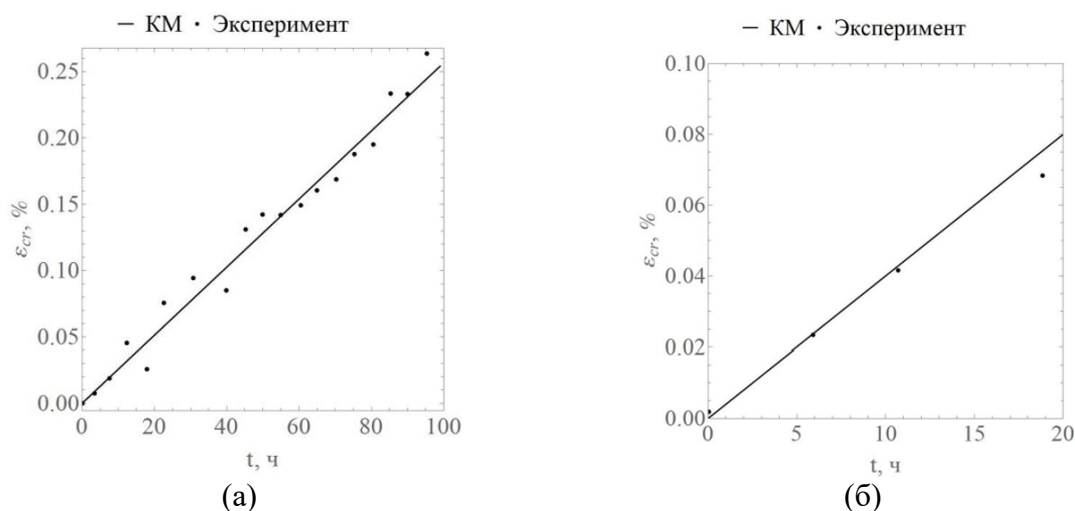


Рисунок 2. Расчетные зависимости величины деформации ползучести ε_{cr} от времени деформирования t при напряжениях 800 МПа (а) и 850 МПа (б). Точками показаны экспериментальные данные [43].

С целью детального исследования структуры и физических механизмов ползучести рассматриваются отдельные материальные точки диска, показанные на Рис. 3. Воздействия на эти точки соответствуют значениям, полученным в результате решения краевой задачи на макроуровне [33]. Данные о характерных для рассматриваемых материальных точек напряжениях и предписанном размере зерна приведены в Табл. 3.

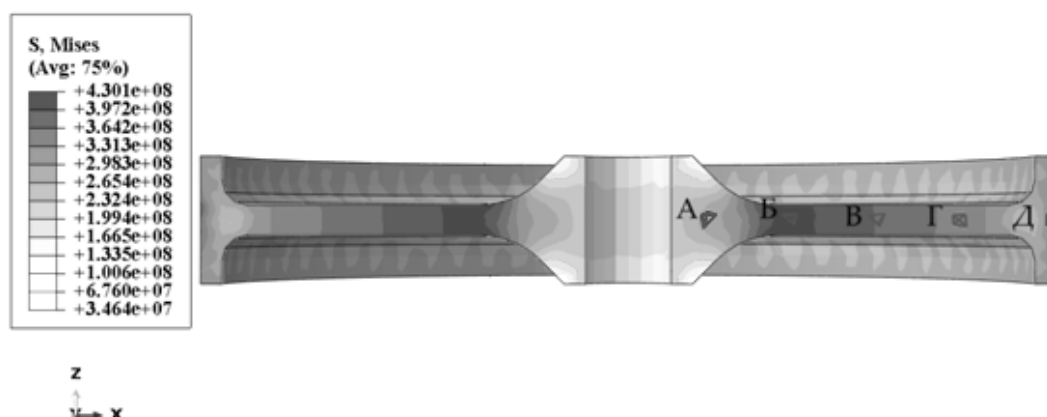


Рисунок 3. Материальные точки, выбранные для исследования с применением многоуровневой модели.

Таблица 3. Параметры воздействия и размер зерна для рассматриваемых материальных точек диска (из решения на макроуровне [33])

Материальная точка	Компоненты тензора напряжения в ЛСК κ_{ij} , МПа	Интенсивность напряжений κ_u , МПа	Температура θ , °K	Размер зерна d , мкм
А	$\kappa_{11} = 270,9$; $\kappa_{12} = 3,4$; $\kappa_{13} = -3,5$; $\kappa_{22} = 165,5$; $\kappa_{23} = -0,3$; $\kappa_{33} = -10,1$	$\kappa_u = 246,0$	612	34
Б	$\kappa_{11} = 463,0$; $\kappa_{12} = 0,2$; $\kappa_{13} = -0,5$; $\kappa_{22} = 332,5$; $\kappa_{23} = 1,1$; $\kappa_{33} = 4,6$	$\kappa_u = 409,8$	709	38
В	$\kappa_{11} = 378,9$; $\kappa_{12} = -0,1$; $\kappa_{13} = -0,5$; $\kappa_{22} = 343,9$; $\kappa_{23} = 0,3$; $\kappa_{33} = 0,4$	$\kappa_u = 362,3$	787	42
Г	$\kappa_{11} = 309,6$; $\kappa_{12} = -0,6$; $\kappa_{13} = 0,1$; $\kappa_{22} = 325,3$; $\kappa_{23} = -0,3$; $\kappa_{33} = 0,0$	$\kappa_u = 317,8$	837	45
Д	$\kappa_{11} = 70,7$; $\kappa_{12} = 19,7$; $\kappa_{13} = 7,5$; $\kappa_{22} = 196,8$; $\kappa_{23} = -1,2$; $\kappa_{33} = -108,5$	$\kappa_u = 268,3$	871	50

На Рис. 4 приведены результаты многоуровневого моделирования процесса ползучести для рассматриваемых материальных точек в течение периода T одного цикла стационарной работы двигателя. Видно, что для точки Д, расположенной вблизи обода диска, реализуется интенсивная деформация ползучести, тогда как для остальных точек, находящихся ближе к ступице, эта составляющая деформации резко уменьшается вследствие температурной активации процесса и полученного распределения температурного поля по диску [33].

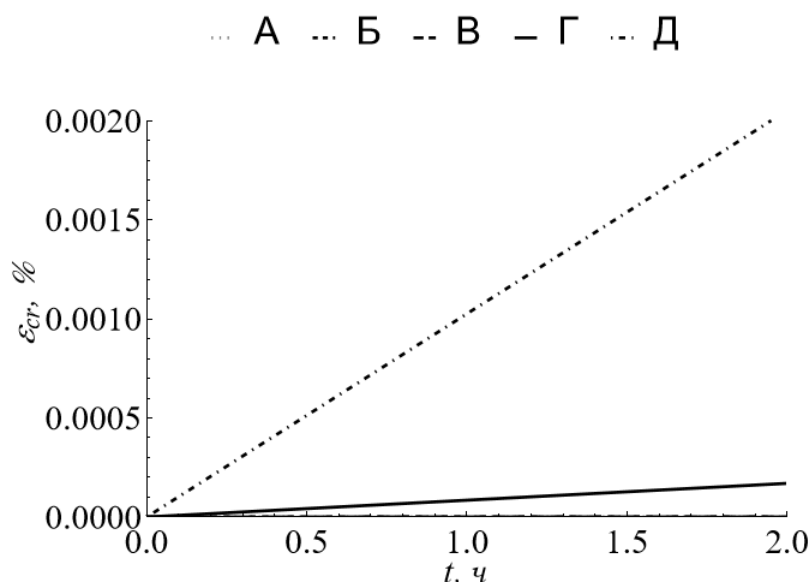


Рисунок 4. Результаты многоуровневого моделирования зависимости величины деформации ползучести ε_{cr} от времени t для выделенных материальных точек.

На Рис. 5 показаны различные составляющие деформации ползучести для материальных точек А, В и Д, обусловленные разными механизмами неупругого деформирования.

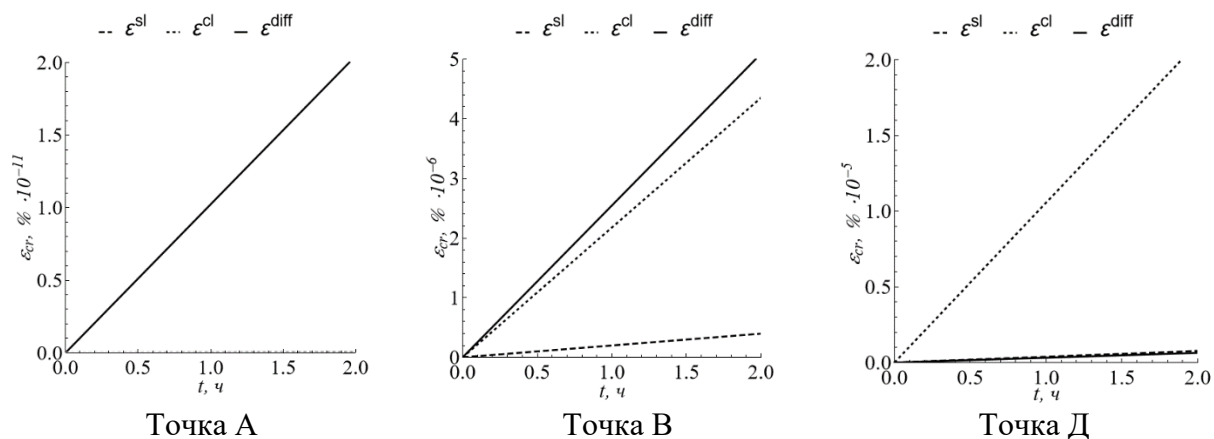


Рисунок 5. Зависимость различных по механизмам неупругих составляющих интенсивности тензора деформации ползучести макроуровня от времени t для различных материальных точек А, В, Д.

Ползучесть является термоактивируемым процессом, поэтому наиболее интенсивные деформации ползучести реализуются вблизи обода диска. Оценка числа циклов до разрушения на основе кинематического критерия прочности качественно согласуется с опубликованными расчетными и экспериментальными данными [43, 51]. На Рис. 6 показана зависимость числа циклов до разрушения N при различных значениях размера зерна в диапазоне от 10 до 70 мкм, при этом параметры воздействия соответствуют материальной точке на ободе диска Д (Табл. 3). Результаты свидетельствуют о том, что крупнозернистая структура обеспечивает наилучшие условия прочности при ползучести.

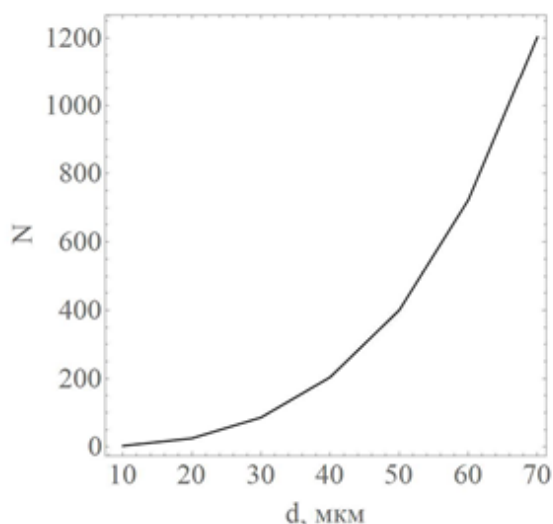


Рисунок 6. Зависимость числа циклов N до разрушения при различных значениях размера зерна в диапазон от 10 до 70 мкм.

2. Применение модификации многоуровневой конститутивной модели на основе гипотезы Фойгта для описания основных механических характеристик

Для описания пластического деформирования и стационарной прочности предлагается использовать модификацию многоуровневой статистической конститутивной модели, основанную на физической теории упруговязкопластичности с гипотезой Фойгта, позволяющую учитывать сложную зеренную структуру материала [12, 13, 52]. В рамках реализации этой модификации исследована вторая составляющая комплексного критерия, которая опирается на закон Холла–Петча (6), поскольку для материальных точек диска (как ответственного узла газотурбинного двигателя) именно предел текучести будет определять критерий статической прочности. Разработанная модификация модели демонстрирует высокую чувствительность к размеру зерна, что позволяет точно определять предел текучести материала в зависимости от зернового размера; согласно закону Холла–Петча, меньший размер зерна обеспечивает наибольшее сопротивление пластической деформации [53]. В Табл. 4 приведены значения условных пределов текучести $\sigma_{0,02}$ и $\sigma_{0,2}$, соответствующих остаточной деформации 0,02 % и 0,2 % соответственно, при различных значениях размера зерна.

Таблица 4. Значение пределов текучести, определенных с помощью конститутивной модели при различных размерах зерен

Размер зерна, мкм	Значение предела текучести $\sigma_{0,02}$ (МПа)	Значение предела текучести $\sigma_{0,2}$ (МПа)
10	782	1096
20	730	1028
30	714	988
40	705	969
50	685	952
60	666	940
70	588	918

Предложенная модель учитывает ориентации зерен, что позволяет описывать процессы формирования и изменения текстуры материала в ходе интенсивной пластической деформации [54]. Другими словами, данная модификация модели может быть применима не только для исследования процессов эксплуатации диска, но и его изготовления. На Рис. 7 представлены полюсные фигуры при одноосном деформировании материала, на которых де-

монстрируется формирование текстуры материала, что подтверждает возможность использования модели для предсказания анизотропного поведения сплава.

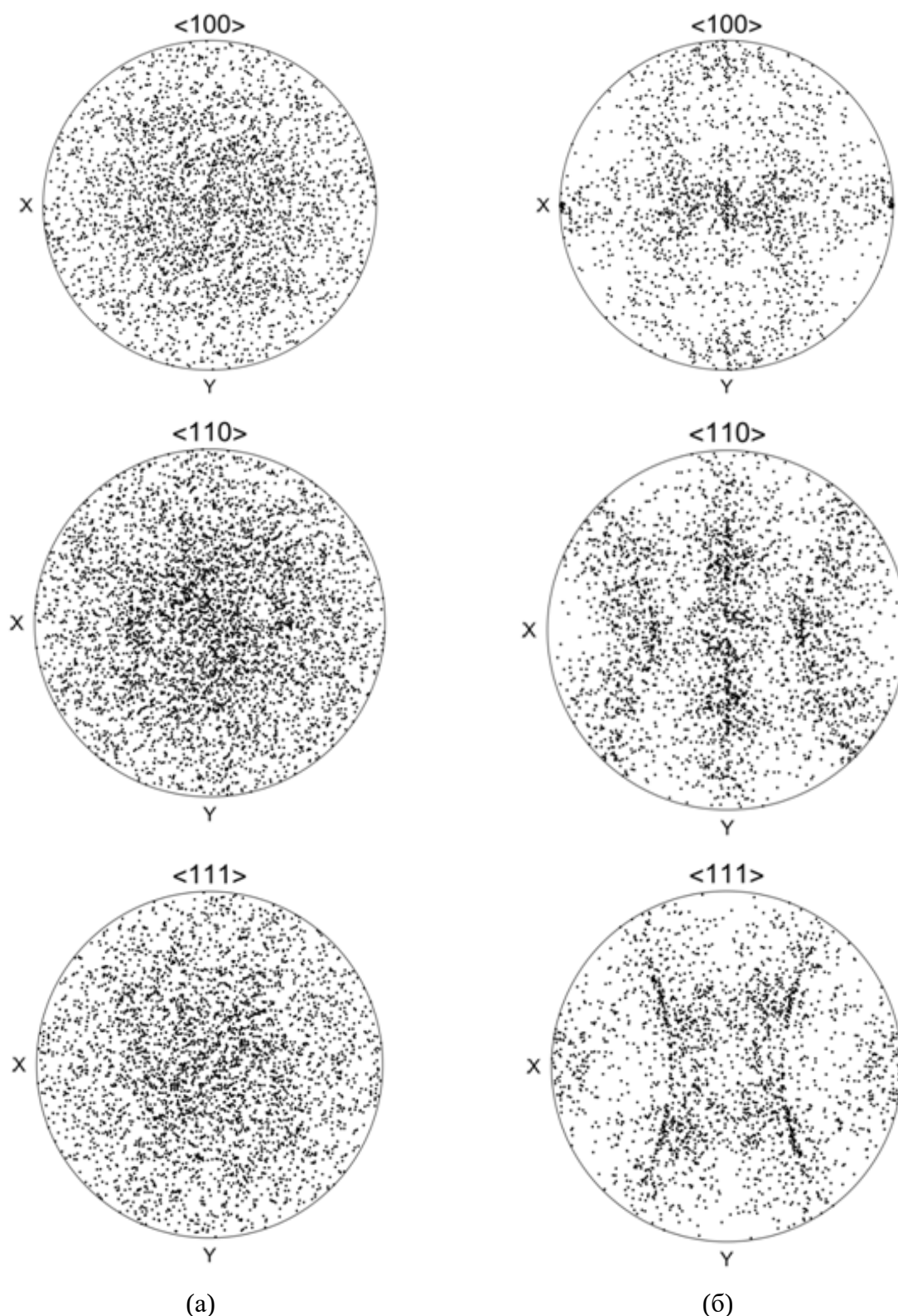


Рисунок 7. Полусные фигуры для поликристаллической структуры:
(а) до деформирования, (б) после одноосного деформирования.

Таким образом, разработанная многоуровневая конститутивная модель на основе гипотезы Фойгта является эффективным инструментом для анализа и прогнозирования механических свойств поликристаллических материалов, таких как сплав Inconel 718, при интен-

сивных пластических деформациях. Модель позволяет учитывать ключевые микроструктурные параметры, такие как размер и ориентация зерен, что обеспечивает возможность ее широкого применения для цифрового проектирования с оптимизацией структуры ответственных изделий аэрокосмической и других отраслей.

Заключение

В ходе выполненного исследования был проведен анализ научно-технической литературы с целью определения характерной мезо- и микроструктуры сплава Inconel 718, получаемой при изготовлении газотурбинного диска, в т.ч. проанализировано градиентное распределение размера зерна по конструкции диска. Подтверждено, что материальная структура, в т.ч. зеренная, неразрывно связана с макроскопическими свойствами рассматриваемого материала.

Предложены модификации многоуровневой физически ориентированной конститутивной модели материала, которые применены к описанию отдельных областей диска газотурбинного двигателя, изготовленного из жаропрочного никелевого сплава Inconel 718. Разработана и численно реализована модификация модели, основанная на гипотезе Рейса, предназначена для описания конкурирующих диффузионных и дислокационных механизмов ползучести. Для определения предела текучести применена модификация модели, основанная на гипотезе Фойгта, предназначенная для описания неупругого деформирования, реализованного за счет движения дислокаций. На основе этих модификаций проведено исследование поведения материальных точек в наиболее нагруженных областях газотурбинного диска. Реализован связанный подход решения задачи, при котором в многоуровневой конститутивной модели используется история воздействий, полученная при моделировании эксплуатации диска путем решения краевой задачи с приближенной макрофеноменологической моделью материала. Предложенный подход позволяет повысить точность прогноза прочности, долговечности и сопротивления ползучести деталей, работающих под высокотемпературными нагрузками.

На основе полученных результатов сформулированы предварительные рекомендации по рационализации зеренной структуры по рассматриваемой геометрии диска. В частности, меньший размер зерна предпочтителен в области ступицы диска, где действуют повышенные напряжения и относительно низкие температуры, что согласуется с законом Холла–Петча и способствует повышению прочности материала. Напротив, вблизи обода диска, где при повышенных температурах активно реализуются процессы ползучести, целесообразно формировать крупнозернистую структуру, препятствующую развитию деформации ползучести и последующему разрушению. Таким образом, применение комплексного критерия прочности подтверждает необходимость градиентного распределения размера зерна для улучшения эксплуатационных характеристик изделия.

Литература:

1. Balasundar I., Raghu T. Experimental and numerical investigation on the tensile properties of a titanium alloy disc with dual microstructure // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 706. P. 104–114.
2. Gayda J., Gabb T., Kantzos P. The effect of dual microstructure heat treatment on an advanced nickel-base disk alloy // *Superalloys*. 2004. P. 323–329.
3. Tao Y., Liu J.T., Zhang Y.W. Evaluation of mechanical properties of a superalloy disk with a dual microstructure // *Advanced Materials Research*. 2011. Vol. 278. P. 381–386.
4. Wang Y., Zou J.W., Zhang G.Q., Wang W.X. Research on gradient heat treatment of dual-property disk for Alloy FGH96 // *Materials Science Forum*. 2013. Vol. 747–748. P. 783–787.
5. Mitchell R., Lemsky J., Ramanathan R., Li H., Perkins K., Connor L. Process development & microstructure & mechanical property evaluation of a dual microstructure heat treated advanced nickel disc alloy // *Superalloys*. 2008. P. 347–356.
6. Loria E.A. The Status and Prospects of Alloy 718 // *JOM*. 1988. Vol. 40, № 7. P. 36–41.

7. Balan A., Perez M., Chaise T., Cazottes S., Bardel D., Corpace F., Pichot F., Deschamps A., De Geuser F., Nelias D. Precipitation of γ'' in Inconel 718 alloy from microstructure to mechanical properties // *Materialia*. 2021. Vol. 20. Art. 101187.
8. Chamanfar A., Sarrat L., Jahazi M., Asadi M., Weck A., Koul A.K. Microstructural characteristics of forged and heat treated Inconel-718 disks // *Materials & Design*. 2013. Vol. 52. P. 791–800.
9. Khaja S., Mehta K.K., Singh A.K. Orientation dependent strain hardening behaviour of isothermally forged and precipitation hardened Inconel 718 disc // *Materials Today: Proceedings*. 2017. Vol. 4. No. 2. Part A. P. 883–889.
10. Xu X., Ma X., Wang H., Ye Z., Chang J., Xu Y., Sun G., Lü W., Gao Y. Characterization of residual stresses and microstructural features in an Inconel 718 forged compressor disc // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2019. Vol. 29. No. 3. P. 569–578.
11. Ганеев А.А., Валитов В.А., Утяшев Ф.З., Имаев В.М. Влияние деформационно-термической обработки на формирование градиентной структуры и механических свойств в диске из гранульного никелевого сплава // *Физика металлов и металловедение*. 2019. Т. 120, № 4. С. 442–448. [Ganeev A.A., Valitov V.A., Utyashev F.Z., Imaev V.M. Effect of thermomechanical treatment on the formation of gradient structure and mechanical properties in a disk made of powder-metallurgy nickel-based superalloy // *Fizika Metallov I Metallovedenie*. 2019. Vol. 120. No. 4. P. 442–448 (in Russian)].
12. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно-поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Изд-во СО РАН: Новосибирск, 2019. 605 с. [Trusov P.V., Shveikin A.I. Multilevel models of mono-polycrystalline materials: Theory, algorithms, application examples. Publishing House of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences: Novosibirsk, 2019. 605 p. (in Russian)].
13. Asaro R.J. Crystal Plasticity // *Journal of Applied Mechanics*. 1983. Vol. 50. No. 4b. P. 921–934.
14. Doherty R.D., Hughes D.A., Humphreys F.J., Jonas J.J., Jensen D.J., Kassner M.E., King W.E., McNelley T.R., McQueen H.J., Rollett A.D. Current issues in recrystallization: a review // *Materials Science and Engineering: A*. 1997. Vol. 238. No. 2. P. 219–274.
15. Zhao P., Wang Y., Niezgoda S.R. Microstructural and micromechanical evolution during dynamic recrystallization // *International Journal of Plasticity*. 2018. Vol. 100. P. 52–68.
16. Мухтарова К.Ш., Шахов Р.В. Микроструктура и фазовый состав никелевого сплава Inconel 718, изготовленного селективным лазерным плавлением. Уфимский государственный авиационный технический университет, 2018. С. 53–59. [Mukhtarova K.Sh., Shakhov R.V. Microstructure and phase composition of nickel alloy Inconel 718 produced by selective laser melting. Ufa State Aviation Technical University, 2018. P. 53–59.]
17. Филиппов Ю.О., Еремин Е.Н., Седых Д.А., Кропотин О.В. Особенности строения никелевого сплава; условия кристаллизации и выделения основных и избыточных фаз при модифицировании // *Омский научный вестник*. 2020. № 5 (173). С. 35–39. [Filippov Yu.O., Eremin E.N., Sedykh D.A., Kropotin O.V. Features of nickel alloy structure, conditions for crystallization and isolation of main and redundant phases during modification // *Omsk Scientific Bulletin*. 2020. No. 5(173). P. 35–39 (in Russian)].
18. Chaturvedi M.C., Han Y. Creep deformation of alloy 718 // *Superalloys*. 1989. Vol. 718. P. 489–498.
19. Prasad K., Babu N.C., Kumar V. Effect of frequency and orientation on fatigue crack growth behavior of forged turbine disc of IN 718 superalloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 544. P. 83–87.
20. Zhu J., Yuan W. Effect of pretreatment process on microstructure and mechanical properties in Inconel 718 alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 939. Art. 168707.
21. Rösler J., Hentrich T., Gehrman B. On the Development Concept for a New 718-Type Superalloy with Improved Temperature Capability: 10 // *Metals*. 2019. Vol. 9. No. 10. P. 1130.
22. Slama C., Abdellaoui M. Structural characterization of the aged Inconel 718 // *Journal of Alloys and Compounds*. 2000. Vol. 306. No. 1. P. 277–284.

23. Chaturvedi M.C., Han Y. Strengthening mechanisms in Inconel 718 superalloy // *Metal Science*. 1983. Vol. 17. No. 3. P. 145–149.
24. Fisk M., Andersson J., du Rietz R., Haas S., Hall S. Precipitate evolution in the early stages of ageing in Inconel 718 investigated using small-angle x-ray scattering // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 612. P. 202–207.
25. Oblak J.M., Paulonis D.F., Duvall D.S. Coherency strengthening in Ni base alloys hardened by DO22 γ' precipitates // *Metall Trans.* 1974. Vol. 5. No. 1. P. 143–153.
26. Gabb T.P., Kantzos P.T., Telesman J., Gayda J., Sudbrack C.K., Palsa B. Fatigue resistance of the grain size transition zone in a dual microstructure superalloy disk // *International Journal of Fatigue*. 2011. Vol. 33. No. 3. P. 414–426.
27. Eghtesad A., Knezevic M. A full-field crystal plasticity model including the effects of precipitates: Application to monotonic, load reversal, and low-cycle fatigue behavior of Inconel 718 // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 803. Art. 140478.
28. Ghorbanpour S., Zecevic M., Kumar A., Jahedi M., Bicknell J., Jorgensen L., Beyerlein I.J., Knezevic M. A crystal plasticity model incorporating the effects of precipitates in superalloys: Application to tensile, compressive, and cyclic deformation of Inconel 718 // *International Journal of Plasticity*. 2017. Vol. 99. P. 162–185.
29. Ghorbanpour S., Alam M.E., Ferreri N.C., Kumar A., McWilliams B.A., Vogel S.C., Bicknell J., Beyerlein I.J., Knezevic M. Experimental characterization and crystal plasticity modeling of anisotropy, tension-compression asymmetry, and texture evolution of additively manufactured Inconel 718 at room and elevated temperatures // *International Journal of Plasticity*. 2020. Vol. 125. P. 63–79.
30. Sugahara T., Couto A.A., Barboza M.J.R., Piorino Neto F., Takahashi R.J., Reis D.A.P. Creep and Mechanical Behavior Study of Inconel 718 Superalloy // *Mat. Res.* 2021. Vol. 25. Art. e20210280.
31. Roters F., Eisenlohr P., Hantcherli L., Tjahjanto D.D., Bieler T.R., Raabe D. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. No. 4. P. 1152–1211.
32. Galán-López J., Hidalgo J. Use of the Correlation between Grain Size and Crystallographic Orientation in Crystal Plasticity Simulations: Application to AISI 420 Stainless Steel: 9 // *Crystals*. 2020. Vol. 10. No. 9. P. 819.
33. Романов К.А., Грибов Д.С., Кондратьев Н.С., Безверхий Д.С., Швейкин А.И. Макрофеноменологическое моделирование с целью поиска эффективной для эксплуатации зеренной структуры диска газотурбинного двигателя // *Вестник УГАТУ*. 2025. (подано в издательство). [Romanov K.A., Gribov D.S., Kondratiev N.S., Bezverkhii D.S., Shveykin A.I. Macrophenomenological modeling aimed at finding a grain structure of the gas-turbine engine disk efficient for operation // *Vestnik UGATU*. 2025. Submitted (in Russian)].
34. Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации / пер. с англ. Л.М. Бернштейна. Челябинск: Metallurgiya, 1989. 328 с. [Deformation-mechanism maps. Frost H.J., Ashby M.F. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1982. 328 p. (in Russian)].
35. Asadi M., Guillot D., Weck A., Hegde S.R., Koul A.K., Sawatzky T., Saari H. Constructing a validated deformation mechanisms map using low temperature creep strain accommodation processes for nickel-base alloy 718 // *Pressure Vessels and Piping Conference*. 2012. Vol. 2. Art. PVP2012-78092. P. 65–73.
36. Le Graverend J.-B. Crystal-plasticity modeling of monotonic and cyclic softening in inconel 718 superalloy // *International Journal of Mechanical Sciences*. 2023. Vol. 239. Art. 107871.
37. Geers M., Cottura M., Appolaire B., Busso E.P., Forest S., Villani A. Coupled glide-climb diffusion-enhanced crystal plasticity // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2014. Vol. 70. P. 136–153.
38. Хирт Д., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 600 с. [Hirth J., Lothe J. Theory of dislocations. Moscow: Atomizdat, 1972. 600 p. (in Russian)].

39. Nabarro F. Deformation of crystals by the motion of single ions. Report of a Conference on the Strength of Solids // Phys. Soc. 1948. Vol. 75. P. 75–90.
40. Herring C. Diffusional viscosity of a polycrystalline solid // Journal of Applied Physics. 1950. Vol. 21. No. 5. P. 437–445.
41. Chakraborty A., Lebensohn R.A., Capolungo L. Coupled chemo-mechanical modeling of point-defect diffusion in a crystal plasticity fast Fourier transform framework // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2023. Vol. 173. Art. 105190.
42. Liu B.B., Han J.Q., Zhao R., Liu W., Wan M. Grain Size Effect on Fracture Behavior of the Axis-Tensile Test of Inconel 718 Sheet // High Temperature Materials and Processes. 2016. Vol. 35. No. 10. P. 989–998.
43. Saberi E., Nakhodchi S., Dargahi A., Nikbin K. Predicting stress and creep life in Inconel 718 blade-disk attachments // Engineering Failure Analysis. 2020. Vol. 108. Art. 104226.
44. Evans R.M. The welding and brazing of alloy 718. Columbus: Defense Metals Information Center, Battelle Memorial Institute, 1964. 30 p.
45. Li K.-S., Wang R.-Z., Zhang X.-C., Tu S.-T. Creep-fatigue damage mechanisms and life prediction based on crystal plasticity combined with grain boundary cavity model in a nickel-based superalloy at 650°C // International Journal of Plasticity. 2023. Vol. 165. Art. 103601.
46. Chen W., Chaturvedi M.C. The effect of grain boundary precipitates on the creep behavior of Inconel 718 // Materials Science and Engineering: A. 1994. Vol. 183. No. 1. P. 81–89.
47. Thomas A., El-Wahabi M., Cabrera J.M., Prado J.M. High temperature deformation of Inconel 718 // Journal of Materials Processing Technology. 2006. Vol. 177. No. 1. P. 469–472.
48. Egtesad A., Luo Q., Shang S.-L., Lebensohn R.A., Knezevic M., Liu Z.-K., Beese A.M. Machine learning-enabled identification of micromechanical stress and strain hotspots predicted via dislocation density-based crystal plasticity simulations // International Journal of Plasticity. 2023. Vol. 166. Art. 103646.
49. Engel B., Huth M., Hyde C. Numerical Investigation into the Influence of Grain Orientation Distribution on the Local and Global Elastic-Plastic Behaviour of Polycrystalline Nickel-Based Superalloy INC-738 LC: 1 // Crystals. 2022. Vol. 12. No. 1. P. 100.
50. Hestroffer J.M., Latypov M.I., Stinville J.-C., Charpagne M.-A., Valle V., Miller M.P., Pollock T.M., Beyerlein I.J. Development of grain-scale slip activity and lattice rotation fields in Inconel 718 // Acta Materialia. 2022. Vol. 226. Art. 117627.
51. Wang R.-Z., Gu H.-H., Zhu S.-P., Li K.-S., Wang J., Wang X.-W., Hideo M., Zhang X.-C., Tu S.-T. A data-driven roadmap for creep-fatigue reliability assessment and its implementation in low-pressure turbine disk at elevated temperatures // Reliability Engineering & System Safety. 2022. Vol. 225. Art. 108523.
52. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно и поликристаллов. Статистические модели // Физическая мезомеханика. 2011. № 4. С. 17–28. [Trusov P.V., Shveykin A.I. Multilevel physical models of single- and polycrystals. Statistical models // Fizicheskaya Mezomekhanika. 2011. No. 4. P. 17–28 (in Russian)].
53. Kondratyev N.S., Trusov P.V., Bezverkhy D.S. Identification of Initial Critical Resolved Shear Stresses Using of a Two-Level Model of Inelastic Deformation // Lobachevskii J. Math. 2023. Vol. 44. No. 6. P. 2306–2316.
54. Трусов П.В., Швейкин А.И., Кондратьев Н.С., Янц А.Ю. Многоуровневые модели в физической мезомеханике металлов и сплавов: результаты и перспективы // Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23. № 6. С. 33–62. [Trusov P.V., Shveikin A.I., Kondratyev N.S., Yants A.Yu. Multilevel models in physical mesomechanics of metals and alloys: Results and prospects // Fizicheskaya Mezomekhanika. 2020. Vol. 23. No. 6. P. 33–62 (in Russian)].

Благодарности:

Разработка, численная реализация, получение результатов и их анализ для двухуровневой модели, основанной на гипотезе Фойгта, выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации националь-

ного проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002).

Об авторах:

КОНДРАТЬЕВ Никита Сергеевич, к.ф.-м.н., зав. лабораторией многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 29, Комсомольский пр., Пермь, 614990, Россия, kondratevns@gmail.com, U-1727-2017, 56433390400.

ПОДСЕДЕРЦЕВ Андрей Николаевич, м.н.с лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 29, Комсомольский пр., Пермь, 614990, Россия stevenmoore@ya.ru, ААВ-5802-2022, 57216281439.

ШАРИФУЛЛИНА Эльвира Ривгатовна, к.ф.-м.н., н.с. лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 29, Комсомольский пр., Пермь, 614990, Россия, elvira16_90@mail.ru, ААН-5284-021, 56433291600.

ГРИБОВ Дмитрий Сергеевич, к.ф.-м.н., н.с. лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 29, Комсомольский пр., Пермь, 614990, Россия, gribovds@pstu.ru, ААН-5893-2019, 56433341500.

ШВЕЙКИН Алексей Игоревич, д.ф.-м.н., доц., в.н.с. лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проректор по науке и инновациям, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 29, Комсомольский пр., Пермь, 614990, Россия, shveykin@pstu.ru, А-8048-2016, 24765279800.

Metadata:

Title: Description of the behavior of an Inconel 718 alloy disk using a multi-level physically oriented constitutive model.

Author 1: Nikita Sergeevich Kondratev, Candidate of Sciences, Head of the Laboratory of Multilevel Modeling of Structural and Functional Materials, Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky pr., 614990 Perm, Russia, kondratevns@gmail.com, U-1727-2017, 56433390400.

Author 2: Andrey Nikolaevich Podsedertsev, Junior Researcher at the Laboratory of Multilevel Modeling of Structural and Functional Materials, Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky pr., 614990 Perm, Russia, stevenmoore@ya.ru, ААВ-5802-2022, 57216281439.

Author 3: Elvira Rivgatovna Sharifullina, Candidate of Sciences, Researcher at the Laboratory of Multilevel Modeling of Structural and Functional Materials, Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky pr., 614990 Perm, Russia, elvira16_90@mail.ru, ААН-5284-021, 56433291600.

Author 4: Dmitriy Sergeevich Gribov, Candidate of Sciences, Researcher at the Laboratory of Multilevel Modeling of Structural and Functional Materials, Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky pr., 614990 Perm, Russia, gribowdmitrii@yandex.ru, ААН-5893-2019, 56433341500.

Author 5: Alexey Igorevich Shveykin, Doctor of Sciences, Assoc. Prof., Leading Researcher of the Laboratory of Multilevel Modeling of Structural and Functional Materials, Vice-Rector for Science and Innovations of the Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky pr., 614990 Perm, Russia, shveykin@pstu.ru, А-8048-2016, 24765279800

Abstract: The developed modifications of the multilevel physically-based constitutive model have been applied to describe separate regions of a gas turbine engine disk made of the heat-resistant nickel-based alloy Inconel 718. A Reuss hypothesis-based modification was developed and numerically implemented to describe competing diffusion and dislocation creep mechanisms. To determine

the yield strength, a Voigt hypothesis-based modification was employed, aimed at describing inelastic deformation realized by dislocation motion. The obtained results confirm the applicability of these model modifications for describing the macro-properties of the alloy, which depend on the structural state. In the future, this approach will allow the model to be used to optimize the distribution of the material's structural characteristics across the product, thereby achieving the best operational properties.

Keywords: multilevel modeling, material structure, inelastic deformation, creep, anisotropic material properties, Inconel 718, gas turbine disk.