

**Механика материалов:
прочность, ресурс, безопасность****Materials mechanics:
strength, durability, safety**DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2020-86-3-44-54>**ОСОБЕННОСТИ И ЕДИНОЕ ОПИСАНИЕ I, II И III СТАДИЙ
ПОЛЗУЧЕСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ
ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ**

© Леонид Борисович Гецов^{1*}, Артем Семенович Семенов²,
Евгений Ростиславович Голубовский³,
Алексей Иванович Грищенко², Сергей Георгиевич Семенов²

¹ Открытое акционерное общество «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И. И. Ползунова (ОАО «НПО ЦКТИ»), Россия, 191167, Санкт-Петербург, Атаманская ул., д. 3/6; *e-mail: guetsov@yahoo.com

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (СПбПУ), Россия, 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., д. 29; e-mail: semenov.artem@googlegmail.com

³ Государственный научный центр Российской Федерации Центральный институт авиационного моторостроения имени П. И. Баранова (ФГУП ЦИАМ), Россия, 111116, Москва, ул. Авиамоторная, д. 2; e-mail: golubovskiy@ciam.ru

*Статья поступила 15 апреля 2019 г. Поступила после доработки 22 июля 2019 г.
Принята к публикации 25 ноября 2019 г.*

Исследованы особенности процесса ползучести жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе для различных кристаллографических ориентаций в широком диапазоне температур и времен выдержки. Представлены результаты экспериментальных исследований процессов высокотемпературной ползучести, полученные для различных монокристаллических сплавов. Для рассматриваемых диапазонов температур и уровней нагрузок наблюдается доминирование III стадии ползучести. Предложены единые модели ползучести для описания I, II и III стадий с учетом накопления повреждений на основе соотношений Нортон – Бейли и степенного закона эволюции для скалярной меры поврежденности Качанова – Работнова. В зависимости от необходимости учета I стадии рассматривается иерархическая последовательность моделей ползучести различной степени сложности. Для описания только II и III стадий достаточно модели материала, включающей шесть констант. Одновременный учет всех трех стадий может быть осуществлен с использованием девятиконстантной модели. Предположение об отсутствии повреждений на I стадии приводит к модели материала с десятью константами. Вводимый дополнительный десятый параметр характеризует длительность первой стадии. В работе предложены методы идентификации параметров введенных моделей на основе метода наименьших квадратов с использованием метода Недлера – Мида для решения задачи минимизации функционала ошибок. Представлены результаты верификации предложенных моделей неупругого деформирования материалов для используемых на практике различных жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе. Среднеквадратическое отклонение между результатами экспериментов и расчетов с использованием всех предложенных моделей ползучести не превышает 10 %, что позволяет рекомендовать разработанный подход для оценки уровня необратимо накопленных деформаций и долговечности элементов конструкций из жаропрочных монокристаллических сплавов.

Ключевые слова: ползучесть; монокристаллические сплавы; обобщенная модель Нортон – Бейли; аппроксимация кривой ползучести; поврежденность.

**FEATURES AND UNIFORM DESCRIPTION OF I, II, AND III STAGES
OF THE CREEP IN SINGLE-CRYSTAL SUPERALLOYS**

© Leonid B. Getsov^{1*}, Artem S. Semenov², Evgeny R. Golubovsky³,
Alexey I. Grishchenko², Sergey G. Semenov²

¹ Joint-Stock Company “I. I. Polzunov Scientific and Development Association on Research and Design of Power Equipment (NPO CKTI), 3/6 Atamanskaya ul., St. Petersburg, 191167, Russia; *e-mail: guetsov@yahoo.com

² Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (SPbPU), 29 Politekhnikeskaya, St. Petersburg, 195251, Russia; e-mail: semenov.artem@googlemail.com

³ State Research Center of the Russian Federation P. I. Baranov Central Institute of Aviation Motors (FSUE CIAM), 2 Aviamotornaya ul., Moscow, 111116, Russia; e-mail: golubovskiy@ciam.ru

Received April 15, 2019. Revised July 22, 2019. Accepted November 25, 2019.

Features of the creep process in single-crystal nickel-based superalloys are studied in a wide range of temperatures and holding time for different crystallographic orientations. The results of experimental study of high-temperature creep obtained for different single-crystal superalloys are presented. The dominance of stage III of creep is observed for considered temperature range and loads. Uniform creep models describing I, II, and III stages, are proposed taking into account damage accumulation based on the Norton – Bailey relations and power law of evolution for the scalar damage measure of Kachanov – Rabotnov. A hierarchical sequence of creep models of various degrees of complexity is suggested depending on the necessity of taking into account stage I. A material model including six constants is sufficient to describe stages II and III. Simultaneous accounting of all three stages of creep can be carried out using model with nine constants. The assumption on the absence of damage at the first stage leads to a material model with ten constants. The entered additional tenth parameter characterizes the duration of the first stage. Identification methods for the parameters of the introduced models based on using the least-squares method and Nedeler – Mead method for solving the problem of minimizing the error functional are proposed. The results of verification of the proposed inelastic deformation models are presented for various nickel-based single-crystal superalloys. The standard deviation between the experimental and computation results for all the proposed creep models does not exceed 10%. This allows us to recommend the developed approach for estimating the level of irreversible accumulated strains and durability of the structural elements made of single-crystal superalloys.

Keywords: creep; single-crystal superalloys; generalized Norton – Bailey model; approximation of the creep curve; damage.

Введение

Как известно, процессы ползучести при постоянных растягивающих напряжениях поликристаллических материалов на железной и никелевой основе характеризуются наличием трех стадий, из которых стадия два (II) постоянной скорости ползучести может занимать более 50 % времени до разрушения. При больших длительностях скорость ползучести на стадии II нередко уменьшается [1]. Монокристаллические жаропрочные сплавы обладают определенной спецификой поведения при статической нагрузке: стадия один (I) занимает, как правило, не более 5 % времени до разрушения, а стадия три (III) — более 80 %. Поэтому в расчетах напряженно-деформированного состояния конструкций, изготовленных из монокристаллических сплавов, с учетом ползучести необходимо использовать не закон Нортон, а адекватные описания ползучести на всех трех ее стадиях. Вопросы, связанные с описанием нескольких стадий ползучести поликристаллических материалов, рассмотрены в работах [2, 3].

Цель работы — создание на базе экспериментальных данных, полученных для разных монокристаллических сплавов, модели ползучести с учетом накопления повреждений и ее верификация применительно к ползучести ряда монокристаллических сплавов.

Материалы и методы исследования

Результаты проведенных испытаний сплавов ВЖМ4-ВИ, ВЖМ5У и ВИН-3 при постоянных напряжениях, ранее опубликованные в [4, 5], приведены в табл. 1 при различных уровнях напряжений и температур. Данные испытаний сплава ЖС36 были оцифрованы (табл. 2). Материал для испытаний этого сплава подвергали двум вариантам термической обработки — стандартной и высокотемпературной обработкой расплава (ВТОР). Полученные данные обрабатывали с использованием различных моделей материала.

Обсуждение результатов

На рис. 1 приведены характерные кривые ползучести сплавов ВЖМ4-ВИ, ВЖМ5У и ВИН3 для температуры 1050 °С. Представленные зависимости отражают процессы накопления деформации ползучести во всем временном интервале вплоть до разрушения. Кроме того, здесь имеется информация об изменении минимальных скоростей деформирования на стадии II при разных напряжениях, а на вставках показаны кривые на стадии I.

Следует отметить, что в процессе ползучести образцов с неидеальной кристаллографической ориентацией (КГО) [001] наблюдается эллипти-

ческая форма поперечного сечения [6]. Далее расчет величины остаточного относительного сужения выполнялся с учетом эллиптичности сечения.

На рис. 2 приведены фотографии разрушенных образцов сплава ВИНЗ, по которым видно, что при ползучести наблюдаются различные варианты образования шейки, включая образование двух шеек.

Установлено, что у монокристаллических сплавов ВЖМ4-ВИ, ВЖМ5У первая стадия ползучести наблюдается при всех температурах испытаний от 700 до 1050 °С, а у сплава ВИНЗ при тех же условиях первая стадии не наблюдается. Для сплава ЖС36 методика эксперимента не позволила выявить наличие или отсутствие первой стадии.

У монокристаллических сплавов (в отличие от поликристаллических жаропрочных сплавов) основное время в испытаниях до разрушения занимает третья стадия ползучести [7 – 9 и др.].

Значительно меньшее время занимает стадия установившейся ползучести и, наконец, первая стадия наблюдается в течение примерно 1 % от времени до разрушения. Поэтому результаты, полученные в испытаниях на кратковременную ползучесть, нельзя использовать как для экстраполяции в область низких напряжений, так и определения экстраполированных значений скорости ползучести применительно к большим длительностям нагружения.

Из сравнения кривых ползучести сплавов ВЖМ4-ВИ, ВЖМ5У при 1050 °С, ВИНЗ при 1100 °С с ориентациями [001] видно, что деформация ползучести, накопленная на первой и второй стадиях, наименьшая у сплава ВЖМ4-ВИ, наибольшая — у сплава ВИНЗ.

Для моделирования всех трех стадий ползучести монокристаллических сплавов при одноосном напряженном состоянии на данном этапе предложена простейшая модель, обобщающая формулу установившейся ползучести Нортона на

Таблица 1. Результаты испытаний на ползучесть сплавов ВЖМ4, ВЖМ5У и ВИНЗ с кристаллографической ориентацией [001]

Table 1. Creep test results for superalloys VZhM4, VZhM5U, and VIN3 with crystallographic orientation [001]

Сплав	Температура, °С	Напряжение, МПа	Время до разрушения, ч	Скорость ползучести на стадии II, %/ч	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %
ВЖМ5У	1050	250	≥22,17	0,0486	≥15,5	≥12,8
		280	10,93	0,2010	11,9	54,4
		320	6,92	0,3930	9,8	43,5
	850	750	16,82	0,557	24,0	26,0
		850	2,39	3,940	20,0	22,6
ВЖМ4	1050	250	≥21,50	0,0666	≥16,7	≥15,9
		280	≥11,50	0,1750	≥17,8	≥23,2
		320	6,70	0,3680	5,5	44,0
	975	450	19,23	0,2590	20,6	2,3
ВИНЗ	1100	60	204	0,0412	65,0	53,8
		70	66,6	0,053	88,0	56,4
		70	64,4	0,0302	64,0	55,1
		70	84,2	0,0396	56,0	48,2
		75	53,5	0,0488	62,0	45,2
		80	57,7	0,835	88,0	56,4
		100	21,8	0,20	59,1	48,2
		100	43,7	0,176	18,7	28,2
		120	12,3	0,599	84,0	59,0
		150	4,1	2,766	65,2	88,0
	1050	100	≥44,90	0,4070	≥48,3	32,8
		150	18,43	0,7740	47,4	≥46,0
		200	5,40	0,9790	7,6	7,4
		250	2,22	6,9500	29,2	58,4
	1000	250	9,83	1,9500	36,3	45,1

Таблица 2. Результаты испытаний на ползучесть сплава ЖС36
Table 2. Creep test results for ZhS36 superalloy

КГО	Термическая обработка	Результаты эксперимента				Коэффициенты уравнений						R	Уравнение
		T, °C	σ, МПа	Номер образца	τ _p , ч	δ, %	γ ₀	a	b	c	d	X ₀	
001	ВТОР	900	390	902-19	253,5	15,0	0,4164	0,2065	0,0167				$y = y_0 + ae^{bx}$
				902-20	360,5	12,8	0,8103	0,0303	0,0167				0,9991
				902-23	362	16,4	3,0803	0,0668	0,0150				0,9984
		490	902-17	103,5		15,5	0,3189	0,1280	-0,0032	3,265E-5			$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
				100,5		16,4	1,5174	0,0855	-0,0017	2,255E-5			0,994
				902-33	114	13,4	0,8997	0,0655	-0,0018	1,9006E-5			0,9965
		680	902-21	5		10,8	0,6795	7,1433	-2,1662	0,2407			$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
				902-22	2,5	8,6		0,6996	0,9107				0,9714
	Стандартная	900	380	52901-4	464			0,5256	0,0076				$y = ae^{bx}$
							1,3746	0,0814	0,0116				$y = y_0 + ae^{bx}$
								0,0139	0,0151	1,1849	0,0030		$y = ae^{bx} + ce^{dx}$
				52901-5	520		0,8502	0,0457	0,0113				$y = y_0 + ae^{bx}$
								0,0422	0,0115	0,8369	0,0003		$y = ae^{bx} + ce^{dx}$
		480	52901-2	179,5				1,1767E-06	0,0916	0,9367	0,0126		$y = ae^{bx} + ce^{dx}$
				52901-3	176			1,7951	0,0102	0,0071	0,0397		$y = ae^{bx} + ce^{dx}$
		630	52901-1	8			1,2713	0,0831	-0,0011	6,7535E-6			$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
							1,4751	7,5562	-0,0020	0,1804			$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
		1000	180	52901-9	341		—	0,3709	0,0141				$y = ae^{bx}$
		52901-10	Снят с испытаний				0,9187	0,5147	0,0132				$y = y_0 + ae^{bx}$
								0,1838	0,0108				$y = ae^{bx}$
							0,5803	0,0772	0,0130				$y = y_0 + ae^{bx}$
				250	52901-7	125	0,5134	0,0404	0,0550				$y = y_0 + ae^{bx}$
				52901-8	129		0,0038	0,6266	0,0323				$y = y_0 + ae^{bx}$
		370	52901-6	28			0,7446	0,579	-0,0019	2,853E-6			$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
							0,1764	0,1946	-0,0304	0,0019			$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$

Таблица 2 (окончание)

КГО	Термическая обработка	Результаты эксперимента				Коэффициенты уравнений						R	Уравнение
		T, °C	σ , МПа	Номер образца	t_p , ч	δ , %	y_0	a	b	c	d	X_0	
111	Стандартная	900	390	7-3	1490		0,6738	0,0019	1,5984E-5			0,9891	$y = y_0 + ax + bx^2$
				9-31	1194,5		0,4895	0,002	-6,528E-6	5,504E-8		0,9957	$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
		490	490	4	175,5			0,5488	0,0209			0,9857	$y = ae^{bx}$
				9-1	384		0,0038	0,6266	0,0323			0,9993	$y = y_0 + ae^{bx}$
		680	680	7-4	10		0,30	0,883	0,0424	0,0012		0,9969	$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
		1000	220	9-171	555	23		11,3899	92,3075			0,9976	$y = \frac{a}{1 + e^{-(x-x_0)/b}}$
				9-32	586	7,2	1,7576	-0,0004	1,5304E-5			0,9958	$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
		280	280	9-62	103	13	0,2927	0,0445	0,0542			0,9966	$y = y_0 + ae^{bx}$
				6	149	13,8	0,4089	-0,0043	-3,704E-5	4,2681E-6		0,9969	$y = y_0 + ax + bx^2 + cx^3$
		390	390	3	12	23,8		0,3221	3,5102E-9	0,0812	0,4762	0,9945	$y = ae^{bx} + ce^{dx}$

случай учета неустановившихся I и III стадий путем введения нелинейных аппроксимаций и учета скалярной меры накопления повреждений D . Обобщение на случай тензорной меры повреждений (анизотропная поврежденность) предложено в работах [10 – 13]. Для верификации полученных экспериментальных данных были рассмотрены следующие зависимости:

обобщенная модель Нортона – Бейли (в форме теории упрочнения)⁴

$$\frac{d\epsilon^c}{dt} = B \frac{\sigma^n}{(1-D)^l} (\epsilon^c)^m; \quad (1)$$

обобщенная модель Содерберга (в форме теории течения) [14 – 16]

$$\frac{d\epsilon^c}{dt} = A \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^k \exp \left[-C \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^l t \right] + B \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^n, \quad (2)$$

где уравнение эволюции повреждений D принималось в виде [15]

$$\frac{dD}{dt} = K \frac{\sigma^p}{(1-D)^r} \frac{D^s}{(1-D)^q}. \quad (3)$$

В соотношениях (1) – (3) $A, B, C, K, k, l, m, n, p, q, r, s$ — параметры, определяемые экспериментально и допускающие зависимость от состава сплава, температуры и кристаллографической ориентации монокристалла. При формулировке моделей (1) и (2) пренебрегали временем инкубационного периода, иногда наблюдаемого у монокристаллических сплавов [17].

Использование уравнения эволюции повреждений D в форме (3) приводит к существенным сложностям идентификации параметров модели, в связи с этим на данном этапе применяли упрощенный вид этой формулы:

$$\frac{dD}{dt} = K \left(\frac{\sigma}{1-D} \right)^q \quad (4a)$$

или в более сложном виде —

$$\frac{dD}{dt} = K \frac{\sigma^p}{(1-D)^q}. \quad (46)$$

Верификацию метода по полученным экспериментальным данным проводили с исполь-

⁴ В данной форме (без учета поврежденности) уравнение предложено впервые в работе Надаи в 1936 г., в литературе без ссылок также встречается в книгах Работнова 1966 г. и Тайры 1979 г. Степенные зависимости скорости ползучести от напряжений предлагались независимо Нортоном в 1929 г. и Бейли в 1929 г. Российским авторам уравнение (1) известно также под названием «модель Тайры».

зованием выражений (1) и (46). В этом случае для описания процесса ползучести на всех трех стадиях необходимо определить семь коэффициентов: B , m , n , K , q , l , p . Интегрирование (1) и (46) при условиях $\varepsilon^c_{(t=0)} = 0$ и $D_{(t=0)} = 0$ позволяет получить

$$\varepsilon^c = \left\{ \frac{1-m}{1-l/(1+q)} \times \frac{B}{K(q+1)} \sigma^{n-p} [1 - (1 - K(q+1)\sigma^p t)^{1-l/(q+1)}] \right\}^{1/(1-m)}. \quad (5)$$

Корректность определения коэффициентов K , q и p уравнения (46) проверяли при помощи условия разрушения $D_{(t=t_f)} = 1$, где введено обозначение t_f — время разрушения при ползучести. В результате интегрирования зависимости (46) с разделяющимися переменными получим

$$D = 1 - \left(1 - \frac{t}{t_f} \right)^{1/(q+1)}, \quad (6)$$

$$t_f = \frac{1}{(q+1)K\sigma^p}. \quad (7)$$

С учетом (6) и (7) уравнение (5) может быть переписано в виде

$$\varepsilon^c = \left\{ \frac{1-m}{1-l/(1+q)} B \sigma^x t_f \left[1 - \left(1 - \frac{t}{t_f} \right)^{1-l/(q+1)} \right] \right\}^{1/(1-m)}. \quad (8)$$

Для упрощения идентификации параметров модели (8) в данном исследовании рассматривали вариант $n = l$ с соответствующим уменьшением числа параметров до шести.

В целях удобства определения параметров материала уравнение (8) можно записать как

$$\varepsilon^c = \{A\sigma^x [1 - (1 - K_1\sigma^p t)^\nu]\}^u, \quad (9)$$

где

$$A = 1 - \frac{m}{1-l/(1+q)} \frac{B}{K(q+1)}, \quad x = l - p,$$

$$K_1 = K(1+q), \quad \nu = 1 - \frac{l}{q+1}, \quad \mu = \frac{1}{1-m}.$$

С использованием введенных обозначений уравнение (7) примет вид

$$t_f = \frac{1}{K_1\sigma^p}. \quad (10)$$

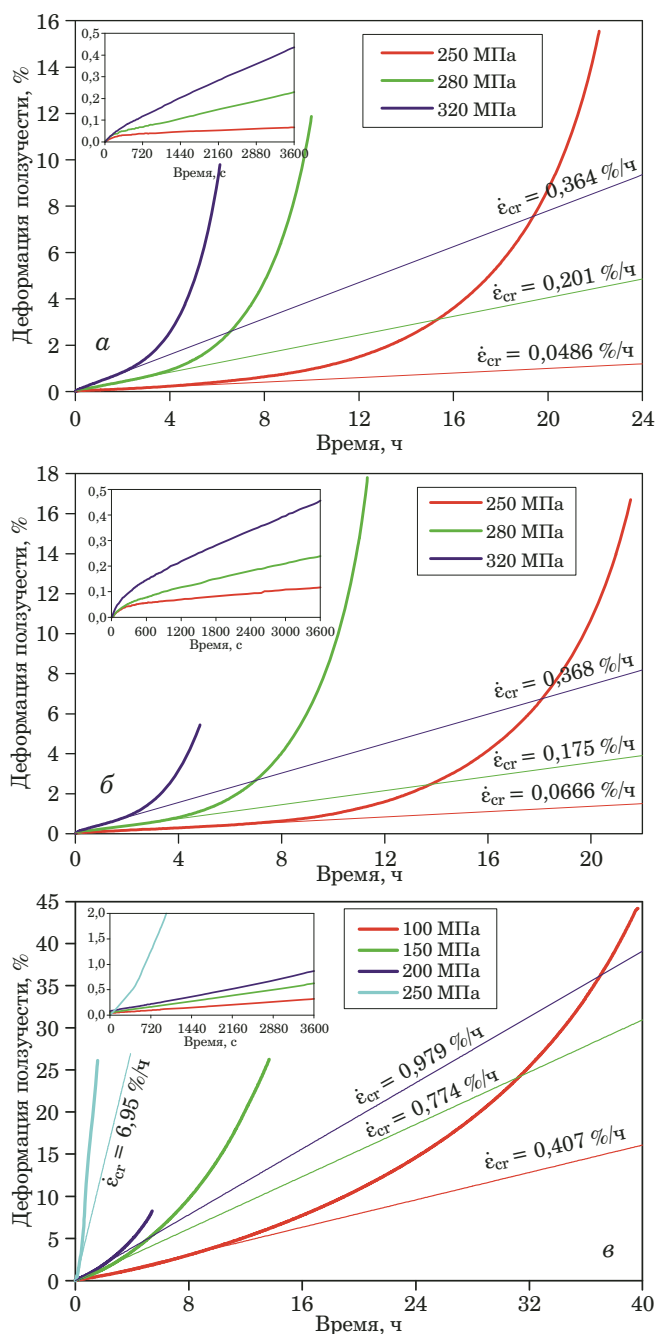


Рис. 1. Кривые ползучести сплавов ВЖМ5У (а), ВЖМ4 (б) и ВЖМ3 (в) при $T = 1050^\circ\text{C}$

Fig. 1. Creep curves for superalloys at $T = 1050^\circ\text{C}$: a — VZhM5U, b — VZhM4, c — VZhM3

Корректность определения коэффициентов A и x уравнения (9) можно проверить при помощи условия разрушения

$$\varepsilon^c(t = t_f) = A\sigma^x. \quad (11)$$

Практика показала, что для нахождения параметров модели (9) достаточно определить коэффициенты A , x , K_1 , p из условий (10) и (11), а коэффициент ν взять в пределах 0–1. Отклонение аппроксимационной кривой ползучести,

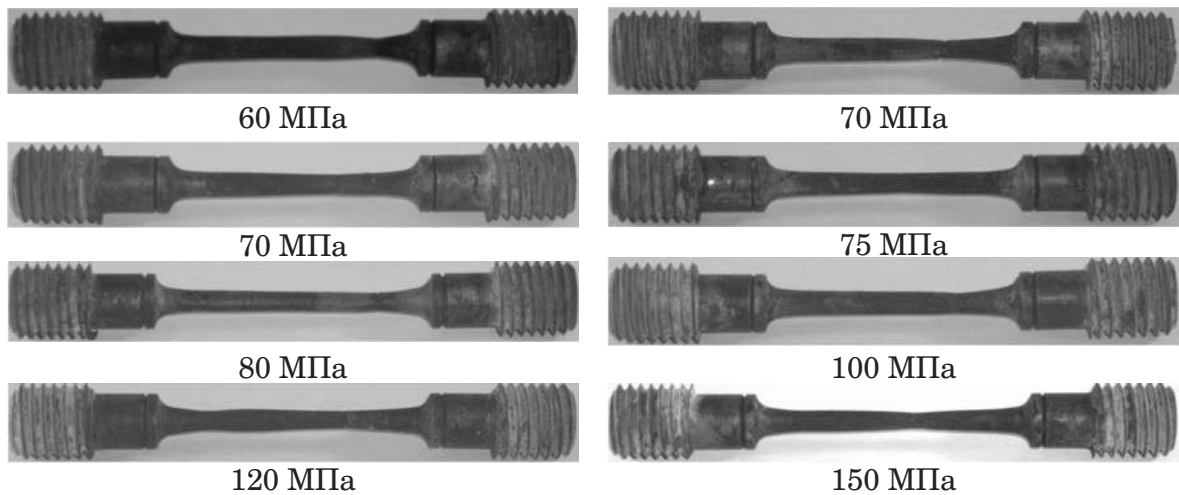


Рис. 2. Фотографии образцов сплава ВИНЗ после испытаний на ползучесть вплоть до разрушения при $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$
Fig. 2. Photos of the samples of VIN3 alloy after creep tests up to failure at $T = 1100^{\circ}\text{C}$

полученной на основе испытаний до разрушения, от кривой, построенной по уравнению (9), не превышает 5 – 10 %, что позволяет с большой точностью идентифицировать свойства ползучести монокристаллического сплава, основываясь лишь на координатах точки разрушения.

Практика показала, что использование (1) и (3) не позволяет описать неустановившуюся первую стадию ползучести. Это связано с тем, что первая и последующие стадии ползучести имеют принципиально разную физическую природу. Так, на первой стадии происходит перераспределение напряжений в образце, тогда как на последующих стадиях ключевую роль играет поврежденность. В связи с этим рассмотрим несколько модификаций (9):

$$\varepsilon^c = A_1 \sigma^{x_1} t^{\mu_1} + \{A \sigma^x [1 - (1 - K_1 \sigma^p t)^v]\}^u, \quad (9.1)$$

$$\varepsilon^c = \begin{cases} A_1 \sigma^{x_1} t^{\mu_1}; & 0 \leq t \leq t_1 \\ \{(A_1 \sigma^{x_1} t_1^{\mu_1})^{1/\mu} + \\ + A \sigma^x [(1 - K_1 \sigma^p t_1)^v - (1 - K_1 \sigma^p t)^v]\}^{\mu}; & t_1 \leq t \leq t_f, \end{cases} \quad (9.2)$$

где t_1 — время, соответствующее концу первой стадии.

Уравнение (9.1) подразумевает совместный вклад процессов перераспределения напряжений и поврежденности на всех участках кривой ползучести, (9.2) — независимость процессов, происходящих на первой и последующих стадиях.

Уравнение для деформации в форме (9.1) имеет ряд недостатков — не нулевую поврежденность на начальном этапе, впрочем, как показал вычислительный эксперимент, ее уровень достаточно мал и постоянство параметров материала во времени, тогда как разные стадии существенно отличаются по своей природе.

Таблица 3. Параметры модели ползучести в форме (9)
Table 3. Parameters of the creep model in form (9)

Сплав	КГО	Термическая обработка	$T, ^{\circ}\text{C}$	$A, \text{МПа}^{-x}$	x	$K_1, (\text{МПа}^p \cdot \text{с})^{-1}$	p	v	μ	СКО, %	R
ВИНЗ	001	Стандартная	1100	4453	0,01	8,16E-14	4,06	0,003	1	17	0,88
			1050	10658	1,25E-6	4,95E-8	2,08	2,47E-5	1,16	0,03	0,98
ВЖМ4-ВИ	001	Стандартная	900	2010	1,39E-6	1,58E-13	5,63	9,6E-4	1,83	0,9	0,99
ВЖМ5У	001	Стандартная	1000	929	4,99E-5	1,12E-12	5,01	2,66E-3	1,51	1,8	0,96
ЖС36	001	ВТОР	900	207,17	-0,72	1,23E-15	5,53	0,25	1	21	-0,009
	001	Стандартная	900	1,715	0,64	2,47E-14	4,67	0,251	1	40	0,47
			1000	349,16	-0,70	1,99E-11	3,61	0,27	1	47	0,74
	111	Стандартная	900	301,25	-0,50	7,48E-21	8,44	0,4	1	7,8	0,61
			1000	209,5	-0,87	1,8E-15	6,28	0,3	1	27	0,45

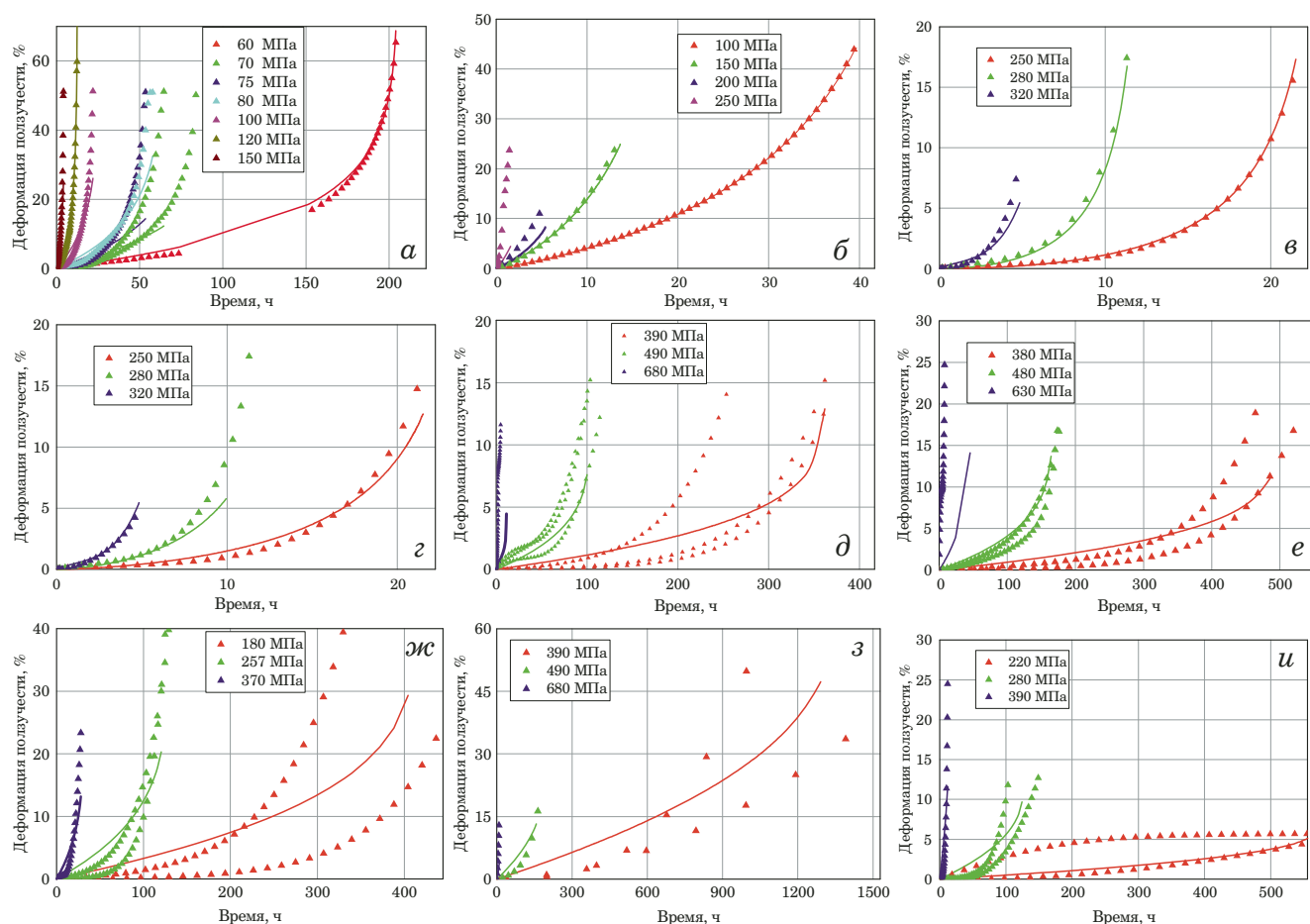


Рис. 3. Экспериментальные кривые ползучести (точки) и их аппроксимация (линии) на основе (8) для сплавов: а — ВИНЗ, $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, КГО $\langle 001 \rangle$; б — ВИНЗ, $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, КГО $\langle 001 \rangle$; в — ВЖМ4, $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, КГО $\langle 001 \rangle$; г — ВЖМ5У, $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, КГО $\langle 001 \rangle$; д — ЖС36 ВТОР, $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, КГО $\langle 001 \rangle$; е — ЖС36ВНК стандартная, $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\langle 001 \rangle$; ж — ЖС36ВНК стандартная, $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, КГО $\langle 001 \rangle$; з — ЖС36ВНК стандартная, $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, КГО $\langle 111 \rangle$; и — ЖС36ВНК стандартная, $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, КГО $\langle 111 \rangle$

Fig. 3. The experimental creep curves (dots) and their approximation (lines) based on Eq. (8) for alloys: а — VIN3, $T = 1100^{\circ}\text{C}$, KGO $\langle 001 \rangle$; б — VIN3, $T = 1050^{\circ}\text{C}$, KGO $\langle 001 \rangle$; в — VZhM4, $T = 1050^{\circ}\text{C}$, KGO $\langle 001 \rangle$; г — VZhM5U, $T = 1050^{\circ}\text{C}$, KGO $\langle 001 \rangle$; д — ZhS36 VTOR, $T = 900^{\circ}\text{C}$, KGO $\langle 001 \rangle$; е — ZhS36VNK standard, $T = 900^{\circ}\text{C}$ $\langle 001 \rangle$; ж — ZhS36VNK standard, $T = 1000^{\circ}\text{C}$, KGO $\langle 001 \rangle$; з — ZhS36VNK standard, $T = 900^{\circ}\text{C}$, KGO $\langle 111 \rangle$; и — ZhS36VNK standard, $T = 1000^{\circ}\text{C}$, KGO $\langle 111 \rangle$

Уравнение (9.2) обладает существенными недостатками — невозможностью точного определения точки перехода между стадиями, а также отсутствием участка взаимного влияния процессов, происходящих на первой и второй стадиях. Это может быть учтено введением дополнительной («буферной») зоны между участками кривой ползучести, однако возникает вопрос определения ее границ.

Использование уравнений (9.1) и (9.2) совместно с (3) приводит, к сожалению, к очень громоздким выражениям для поврежденности, а именно:

$$\frac{dD}{dt} = \frac{1}{l} \frac{\left(A_1 \mu_1 \sigma^{x_1} t^{\mu_1 - 1} + AK_1 \sigma^{x+p} \mu v (1 - \tau^v)^{\mu - 1} \tau^{v-1} \right)^{1/l-1}}{\left(B \sigma^n (A_1 \sigma^{x_1} t^{\mu_1} + A \sigma^x (1 - \tau^v)^{\mu})^{1-1/\mu} \right)^{1/l}} \times$$

$$\times \left(\frac{m(A_1 \mu_1 \sigma^{x_1} t^{\mu_1 - 1} + AK_1 \sigma^{x+p} \mu v (1 - \tau^v)^{\mu - 1} \tau^{v-1})}{A_1 \sigma^{x_1} t^{\mu_1} + A \sigma^x (1 - \tau^v)^{\mu}} + \right.$$

$$\left. + A_1 \mu_1 (\mu_1 - 1) \sigma^{x_1} t^{\mu_1 - 2} + AK_1^2 \sigma^{x+2p} \mu v (1 - \tau^v)^{\mu - 1} \tau^{v-2} \left[\frac{(\mu - 1)\tau}{1 - \tau^v} - (v - 1) \right] \right),$$

где

$$\tau = (1 - K_1 \sigma^p t); \quad (12.1)$$

$$\frac{dD}{dt} = K \frac{\sigma^p}{(1 - D)^q}, \quad t_1 \leq t \leq t_f. \quad (12.2)$$

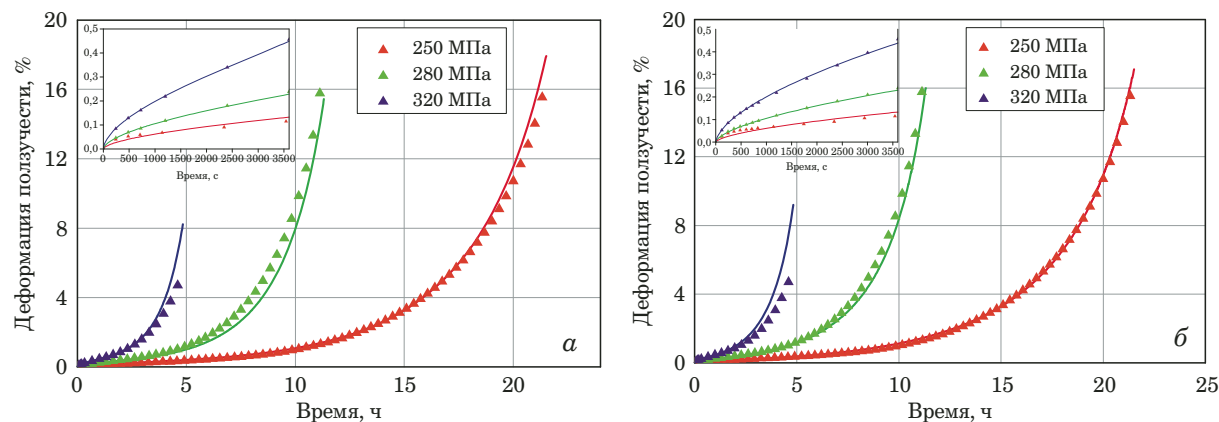


Рис. 4. Экспериментальные кривые ползучести (точки) и их аппроксимации (линии) на основе уравнений (9.1) (а) и (9.2) (б) для сплава ВЖМ4-ВИ

Fig. 4. Experimental creep curves (dots) and their approximations (lines) based on equations (9.1) and (9.2) for VZhM4-VI superalloy

Параметры материала определяли при помощи метода наименьших квадратов. Минимизировали следующую целевую функцию:

$$L = \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^k [\varepsilon^{\text{расч}}(\sigma_i, t_j) - \varepsilon(\sigma_i, t_j)]^2 \rightarrow \min. \quad (13)$$

Данная целевая функция имеет сложный, нелинейный вид и большое количество локальных экстремумов. Для ее минимизации приняли решение использовать один из методов поиска глобального экстремума — метод скользящего допуска [18]. Его достоинствами является возможность решения задач как с линейной, так и с нелинейной целевой функцией и ограничениями. Данный метод не использует производных. В табл. 3 приведены результаты идентификации параметров модели ползучести в форме (9) для сплавов ВЖМ4-ВИ, ВЖМ5У при 1050 °С, ВИН3 — при 1100 °С с ориентациями <001> и ЖС36 — при 900 °С и 1000 °С с ориентациями <001> и <111>.

На рис.3 представлены экспериментальные кривые ползучести и их аппроксимация на основе (8) для сплавов ВЖМ4-ВИ, ВЖМ5У при 1050 °С, ВИН3 — при 1100 °С с ориентациями <001> и ЖС36 — при 900 °С и 1000 °С с ориентациями <001> и <111>.

В табл. 4 приведены результаты идентификации параметров модели ползучести с учетом первой стадии ползучести в формах (9.1) и (9.2) для сплава ВЖМ4-ВИ, а на рис. 4 — экспериментальные кривые ползучести и их аппроксимация на основе (9.1), (9.2), учитывающая все стадии ползучести для сплава при 1050 °С с ориентацией <001>.

Закключение

Модифицированная модель ползучести Бэйли – Нортон в форме теории упрочнения с учетом повреждений позволяет не только аппроксимировать экспериментальные данные по монокристаллическим сплавам, но и предсказывать их поведение в условиях ползучести для различных напряжений. Сопротивление термической усталости этих сплавов описано в [19 – 21]. Полученные в данной работе результаты целесообразно использовать в расчетах термоусталостной долговечности деталей, изготовленных из этих сплавов, совместно с данными испытаний на термическую усталость.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-08-01252).

Таблица 4. Параметры модели в формах (9.1) и (9.2)
Table 4. Parameters of the creep model in form (9.1) and (9.2)

	$T, ^\circ\text{C}$	$A_1, (\text{МПа}^{x_1} \cdot \text{с}^{1-x_1})^{-1}$	x_1	μ_1	$A, \text{МПа}^{-x}$	x	$K_1, (\text{МПа}^p \cdot \text{с})^{-1}$	p	ν	μ	СКО, %	R
(9.1)	900	2,86E-10	4,69	0,589	25 694	2,81E-3	2,50E-13	5,45	6,62E-5	2,72	8,4	0,99
(9.2)	900	1,61E-10	4,83	0,609	25 200	2,47E-2	2,37E-13	5,48	4,28E-5	3,01	9,3	0,99

ЛИТЕРАТУРА

1. Катанаха Н. А., Гецов Л. Б., Семёнов А. С. Модификация модели ползучести повышенной точности прогноза при большой длительности нагружения и идентификация ее параметров / Деформация и разрушение материалов. 2013. № 10. С. 16 – 23.
2. Локощенко А. М. Моделирование процесса ползучести и длительной прочности металлов. — М.: МГИУ, 2007. — 263 с.
3. Naumenko K., Altenbach H. Modeling of Creep for Structural Analysis. — Springer, 2007.
4. Семенов С. Г., Гецов Л. Б., Семенов А. С., Петрушин Н. В., Оспенникова О. Г., Живушкин А. А. К вопросу о повышении ресурсных возможностей сопловых лопаток газотурбинных двигателей на основе использования нового монокристаллического сплава / Проблемы машиностроения и надежности машин. 2016. № 4. С. 30 – 38.
5. Семенов С. Г., Гецов Л. Б., Тихомирова Е. А., Семенов А. С. Особенности ползучести и длительной прочности жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе / Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 12(726). С. 29 – 37.
6. Semenov A. S., Beliaev M. O., Grishchenko A. I. Modeling of cross-section ovality of single crystal nickel-based superalloy samples under tension / PNRPU Mechanics Bulletin. 2017. N 2. P. 153 – 177.
7. Getsov L. B., Semenov A. S., Tikhomirova E. A., Rybnikov A. I. Thermocyclic-and static-failure criteria for single-crystal superalloys of gas-turbine blades / Materiali in Tehnologije. 2014. Vol. 48. Issue 2. P. 255 – 260.
8. Семенов А. С., Гецов Л. Б. Критерии термоусталостного разрушения монокристаллических жаропрочных сплавов и методы определения их параметров / Проблемы прочности. 2014. № 1. С. 50 – 62.
9. Pollock T. M., Argon A. S. Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals / Acta Metallurgica et Materialia. 1992. Vol. 40. N 1. P. 1 – 30.
10. Радаев Ю. Н. Тензорные меры поврежденности и гармонический анализ тонкой структуры поврежденности / Вестник Самарского гос. ун-та, 1998. № 2(8). С. 79 – 105.
11. Семенов А. С. Идентификация параметров анизотропии феноменологического критерия пластичности монокристаллов на основе микромеханической модели / Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физ.-мат. науки. 2014. № 2(154). С. 15 – 29.
12. Murakami S., Ohno N. A continuum theory of creep and creep damage / Creep in structures. A. R. S. Ponter, D. R. Hayhurst (eds.). — Berlin: Springer, 1981. P. 422 – 443.
13. Betten J. Damage tensors in continuum mechanics / Journal de Mécanique théorique et appliqué. 1983. Vol. 2. N 1. P. 13 – 32.
14. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. Книга 1. — Рыбинск: Изд. дом «Газотурбинные технологии», 2010. — 595 с.
15. Катанаха Н. А., Семенов А. С., Гецов Л. Б. Единая модель долгосрочной и краткосрочной ползучести и идентификация ее параметров / Проблемы прочности. 2013. № 4. С. 143 – 157.
16. Катанаха Н. А., Семенов А. С., Гецов Л. Б. Долговечность гибов высокотемпературных паропроводов в условиях длительной эксплуатации / Теплоэнергетика. 2015. № 4. С. 32 – 42.
17. Cormier J., Milhet X., Mendez J., Cailletaud G. Modeling the [001] non-isothermal creep behavior of a second generation single crystal Ni-based superalloy submitted to very high temperature overhear / Труды ЦКТИ. 2009. Вып. 296. С. 199 – 215.
18. Himmelblau D. Applied Nonlinear Programming. — McGraw-Hill, 1972. — 536 p.
19. Getsov L. B., Semenov A. S., Grudin A. N., Rybnikov A. I. Fracture Behavior of Single-Crystal Alloys Under Thermocyclic Loading / Strength of Materials. 2019. Vol. 51(2). P. 202 – 213.
20. Семенов А. С., Грищенко А. И., Колотников М. Е., Гецов Л. Б. Конечн-элементный анализ термоциклической прочности лопаток газовых турбин. Сообщение 1 / Вестник УГТУ. 2019. Т. 23. № 1(83). С. 70 – 81.
21. Семенов А. С., Грищенко А. И., Колотников М. Е., Гецов Л. Б. Конечн-элементный анализ термоциклической прочности лопаток газовых турбин. Сообщение 2 / Вестник УГТУ. 2019. Т. 23. № 2(84). С. 61 – 74.

REFERENCES

1. Katanakha N. A., Semenov A. S., Getsov L. B. A modified version of creep model ensuring more accurate prediction under long term loading conditions and identification of its parameters / Deform. Razrush. Mater. 2013. N 10. P. 16 – 23 [in Russian].
2. Lokoshenko A. M. Simulation of the process of creep and long-term strength of metals. — Moscow: MSIU, 2007. — 263 p. [in Russian].
3. Naumenko K., Altenbach H. Modeling of Creep for Structural Analysis. — Springer, 2007.
4. Semenov S. G., Semenov A. S., Getsov L. B., Petrushin N. V., Ospennikova O. G., Zhivushkin A. A. Increasing the lifetime of gas-turbine engine nozzle blades using a new monocrystalline alloy / J. Machin. Manufact. Reliability. 2016. Vol. 45. N 4. P. 316 – 323.
5. Semenov S. G., Getsov L. B., Tikhomirova E. A., Semenov A. S. Special features of creep and long-term strength of single-crystal refractory nickel-base alloys / Metal Science and Heat Treatment. 2015. N 12(726). P. 29 – 37 [in Russian].
6. Semenov A. S., Beliaev M. O., Grishchenko A. I. Modeling of cross-section ovality of single crystal nickel-based superalloy samples under tension / PNRPU Mechanics Bulletin. 2017. N 2. P. 153 – 177.
7. Getsov L. B., Semenov A. S., Tikhomirova E. A., Rybnikov A. I. Thermocyclic-and static-failure criteria for single-crystal superalloys of gas-turbine blades / Materiali in Tehnologije. 2014. Vol. 48. Issue 2. P. 255 – 260.
8. 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. N 1. P. 38 – 48.
9. Pollock T. M., Argon A. S. Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals / Acta Metallurgica et Materialia. 1992. Vol. 40. N 1. P. 1 – 30.
10. Radaev Yu. N. Tensor damage measures and harmonic analysis of the fine damage structure / Vestn. Samar. Gos. Univ. 1998. N 2(8). P. 79 – 105 [in Russian].
11. Semenov A. S. The identification of anisotropy parameters of phenomenological plasticity criterion for single crystals worked out on the micromechanical model basis / St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. 2014. Vol. 194. N 2. P. 17 – 29.
12. Murakami S., Ohno N. A continuum theory of creep and creep damage / Creep in structures. A. R. S. Ponter, D. R. Hayhurst (eds.). — Berlin: Springer, 1981. P. 422 – 443.
13. Betten J. Damage tensors in continuum mechanics / Journal de Mécanique théorique et appliqué. 1983. Vol. 2. N 1. P. 13 – 32.
14. Getsov L. B. Materials and strength of gas turbine parts. Vol. 1. — Rybinsk: Izd. dom «Gazoturbinnye tekhnologii», 2011. — 611 p. [in Russian].
15. Katanakha N. A., Semenov A. S., Getsov L. B. Unified model of steady-state and transient creep and identification of its parameters / Strength of Materials. 2013. Vol. 45. N 4. P. 495 – 505.
16. Katanakha N. A., Semenov A. S., Getsov L. B. Durability of bends in high-temperature steam lines under the conditions of

- long-term operation / Thermal Engineering. 2015. Vol. 62. N 4. P. 260 – 270.
17. **Cormier J., Milhet X., Mendez J., Cailletaud G.** Modeling the [001] non-isothermal creep behavior of a second generation single crystal NI-based superalloy submitted to very high temperature overhear / Trudy TsKTI. 2009. Issue 296. P. 199 – 215.
18. **Himmelblau D.** Applied Nonlinear Programming. — McGraw-Hill, 1972. — 536 p.
19. **Getsov L. B., Semenov A. S., Grudin A. N., Rybnikov A. I.** Fracture Behavior of Single-Crystal Alloys Under Thermocyclic Loading / Strength of Materials. 2019. Vol. 51(2). P. 202 – 213.
20. **Semenov A. S., Grishchenko A. I., Kolotnikov M. E., Getsov L. B.** Finite element analysis of thermocyclic strength of gas turbine blades. Part 1 / Vestn. UGATU. 2019. Vol. 23. N 1(83). P. 70 – 81 [in Russian].
21. **Semenov A. S., Grishchenko A. I., Kolotnikov M. E., Getsov L. B.** Finite element analysis of thermocyclic strength of gas turbine blades. Part 2 / Vestn. UGATU. 2019. Vol. 23. N 2(84). P. 61 – 74 [in Russian].