

Научная статья

УДК 669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-3-18

**МЕХАНИЗМЫ ПОЛЗУЧЕСТИ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 750–850 °С
ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С НУЛЕВЫМ γ/γ' -МИСФИТОМ***Н.В. Петрушин¹, Д.В. Зайцев¹, И.Л. Светлов¹, М.М. Карашаев¹, А.И. Епишин²*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова» РАН, Черноголовка, Московская область, Россия; isman@ism.ac.ru

Аннотация. С помощью компьютерного конструирования на основе гранулированного жаропрочного никелевого сплава ВЖ178П рассчитан химический состав экспериментального сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом и высокой фазовой стабильностью для дисков газовых турбин. После равноосной кристаллизации и последующей термической обработки микроструктура сплава состоит из γ -фазы, упрочненной сферическими частицами γ' -фазы размером $\sim 0,2$ мкм. После испытаний на ползучесть (при 750 °С, $\sigma = 650$ МПа, $\tau = 99$ ч и при 850 °С, $\sigma = 300$ МПа, $\tau = 705$ ч) исследована микроструктура и проанализированы механизмы ползучести сплава. Следов образования топологически плотноупакованных фаз в сплаве не обнаружено.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, компьютерное конструирование, фазовая стабильность, γ' -фаза, ползучесть, длительная прочность, деформационные дефекты структуры, микросегрегация легирующих элементов, механизмы ползучести

Для цитирования: Петрушин Н.В., Зайцев Д.В., Светлов И.Л., Карашаев М.М., Епишин А.И. Механизмы ползучести в интервале температур 750–850 °С жаропрочного никелевого сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом // Труды ВИАМ. 2023. № 12 (130). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-3-18.

Scientific article

**MECHANISMS OF CREEP IN THE TEMPERATURE RANGE 750–850 °C
OF NICKEL-BASED SUPERALLOY WITH ZERO γ/γ' -LATTICE MISFIT***N.V. Petrushin¹, D.V. Zaitsev¹, I.L. Svetlov¹, M.M. Karashaev¹, A.I. Epishin²*

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

²Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, Chernogolovka, Moscow region, Russia; isman@ism.ac.ru

Abstract. Using the powder-metallurgy nickel-based superalloy VZh178P as a prototype the chemical composition of an experimental gas turbine disk alloy with zero γ/γ' -misfit and high phase stability was calculated by the method of computer design. After equiaxed solidification and heat treatment the microstructure of alloy represents a γ -phase strengthened by spherical particles of the γ' -phase with a size of $\sim 0,2$ μm . After creep tests (750 °C, $\sigma = 650$ MPa, $\tau = 99$ h and 850 °C, $\sigma = 300$ MPa, $\tau = 705$ h), the microstructure studies and analysis of the creep

mechanisms of the alloy were carried out. No traces of the formation of TPU phases were found in the alloy.

Keywords: *nickel-based superalloys, computer design, phase stability, γ' -phase, creep, long-term creep strength, deformation-induced structural faults, microsegregation of alloying elements, creep mechanisms*

For citation: Petrushin N.V., Zaitsev D.V., Svetlov I.L., Karashaev M.M., Epishin A.I. Mechanisms of creep in the temperature range 750–850 °C of nickel-based superalloy with zero γ/γ' -lattice misfit. *Trudy VIAM*, 2023, no. 12 (130), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-12-3-18.

Введение

Деформируемые жаропрочные сплавы на никелевой основе используют для производства дисков турбин высокого давления авиационных газотурбинных двигателей. В отличие от сплавов для лопаток турбин высокого давления, длительно работающих при температурах >1000 °C, дисковые сплавы имеют рабочие температуры в интервале 650–800 °C. Для обеспечения необходимого ресурса газотурбинных двигателей дисковые жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) должны обладать повышенной конструкционной прочностью в интервале рабочих температур [1–3].

Для надежной эксплуатации деталей горячего тракта газотурбинного двигателя, изготовленных из деформируемых ЖНС, необходимо подробно исследовать эволюцию микроструктуры и определить вероятные механизмы пластической деформации в процессе ползучести, так как они могут различаться. Причина заключается в увеличении диффузионной подвижности атомов легирующих элементов с повышением температуры, растворении упрочняющих частиц γ' -фазы и температурном изменении энергии дефектов упаковки (ДУ) [4, 5].

Опубликованы работы, в которых анализируются взаимодействия атомов легирующих элементов с дефектами структуры в ЖНС [6–10]. В результате такого взаимодействия на деформационных дефектах структуры сегрегируют атомы легирующих элементов, что приводит к локальным фазовым превращениям и выделению η - и χ -фаз, а также топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз. Например, в работе [6] исследовали монокристаллы кристаллографической ориентации [001] дискового ЖНС марки ME3 после испытаний на ползучесть при температуре 760 °C под действием сжимающего напряжения 552 МПа. Обнаружено, что перерезание γ' -частиц осуществляется парами частичных дислокаций Шокли $a/6\langle 112 \rangle$ с образованием ДУ внедрения SESF (локальная структура $D0_{24}$, η -фаза), на которых наблюдали микросегрегацию элементов Co, Ta, Nb и Ti.

Микросегрегацию на ДУ подробно исследовали в работах [11, 12]. Методом атомно-зондовой томографии в отечественном дисковом гранулированном ЖНС марки ВВ751П обнаружены скопления γ -стабилизирующих элементов размером 1–4 нм внутри частиц упрочняющей γ' -фазы [13].

В интервале рабочих температур дисковых сплавов реализуются различные механизмы ползучести в зависимости от температуры и приложенного напряжения [14–16]. При температурах <800 °C коэффициенты диффузии легирующих элементов малы, поэтому дисперсные частицы γ' -фазы термостабильны. Скорость ползучести при этих температурах контролируется перерезанием γ' -частиц дислокациями. При этом конкретный механизм перерезания определяется уровнем приложенного напряжения. При более высоких температурах, когда скорость диффузии значительно возрастает, дислокации обходят γ' -частицы путем переползания по межфазным границам γ/γ' (переползание дислокаций).

Для понимания влияния легирования на механические характеристики и эксплуатационные свойства ЖНС важно знать структурно-фазовое состояние сплавов и химический состав фазовых составляющих [17–21]. Эти данные помогают выбрать оптимальный химический состав сплава и технологические параметры изготовления изделий, от которых зависят комплекс свойств и ресурс эксплуатируемых деталей.

Дислокационные механизмы пластической деформации дисковых ЖНС при температуре 650–850 °С путем движения сверхструктурных дислокаций в частицах γ' -фазы с образованием антифазных границ АРВ, ДУ вычитания SISF, микродвойников, а также диффузионного переползания дислокациями частиц γ' -фазы рассмотрены в работе [22].

Авторы данной статьи в работе [10] наблюдали микросегрегацию на ДУ атомов легирующих элементов Cr, Co, Mo, W, образование атмосфер Сузуки и в дальнейшем выделение на ДУ пластинчатых частиц ТПУ-фазы стехиометрического состава $(\text{Co, Cr})_3(\text{Mo, W})$ после испытаний на ползучесть при температуре 750 °С в дисковом гранулированном ЖНС марки ВЖ178П [23], разработанном в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (рис. 1)

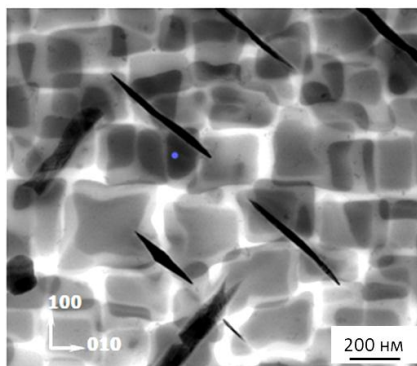


Рис. 1. Топологически плотноупакованная фаза (черные пластины) в структуре сплава ВЖ178П после испытаний на ползучесть продолжительностью ~100 ч при температуре 750 °С (светлопольное ПЭМ-изображение) [10]

Цель данной работы заключалась в поиске в пределах технических условий на гранулированный ЖНС марки ВЖ178П концентраций легирующих элементов Al, Cr, Co, Ti, Mo, W, Nb, Ta, Hf, C и B, обеспечивающих повышение фазовой стабильности сплава для дисков газовых турбин; исследовании микроструктуры и механизмов ползучести в интервале температур 750–850 °С полученных образцов сплава усовершенствованного состава (далее – экспериментальный сплав).

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [24].

Материалы и методы

Объектом исследования служили образцы экспериментального ЖНС, химический состав которого рассчитан методом компьютерного конструирования [25] в соответствии с алгоритмом, подробно изложенным в работе [26]. При этом принимали, что химический состав усовершенствованного сплава сбалансирован и, следовательно, сплав является фазово-стабильным, если выполняются условия $0 \geq \Delta E \geq -0,04$ [27, 28] и $(Md)_\gamma \leq 0,93$ [29], где ΔE и $(Md)_\gamma$ – параметры фазовой стабильности, характеризующие склонность ЖНС к выделению ТПУ-фаз при длительном высокотемпературном воздействии.

Методом компьютерного конструирования также рассчитаны структурно-фазовые характеристики экспериментального сплава. Результаты расчета в сравнении со значениями аналогичных характеристик сплава марки ВЖ178П приведены в табл. 1.

Таблица 1

Характеристики жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей

Характеристики	Значения характеристик для сплавов		
	экспериментального		ВЖ178П (расчет)
	расчет	опыт	
Суммарная концентрация γ' -образующих легирующих элементов Al, Ti, Ta, Nb, Hf в сплаве ($\Sigma\gamma'$), % (по массе)	10,10	–	11,13
Суммарная концентрация γ -стабилизирующих легирующих элементов Cr, Co, Mo, W, V в сплаве ($\Sigma\gamma$), % (по массе)	33,0	–	33,69
Содержание γ' -фазы ($V_{\gamma'}$), % (объемн.), при температуре, °С:			
20	50,1	–	56,6
700	50,1	–	56,6
800	49,4	–	55,9
900	44,6	–	50,8
1000	34,8	–	40,5
1100	20,2	–	25,1
1200	0,7	–	4,5
γ/γ' -мисфит (δ^*) при температуре 20 °С, %	+0,004	–0,08	+0,17
Температура, °С:			
γ' -сольвус ($T_{\text{solv}}^{\gamma'}$)	1203	1190	1219
солидус (T_s)	1259	1260	1250
ликвидус (T_l)	1355	1342	1342
Плотность сплава (d), г/см ³	8,34	–	8,36
Параметр фазовой стабильности, рассчитанный методом:			
баланса легирования (ΔE) [27, 28]	–0,036	–	–0,156
New PHACOMP (Md) _{γ} [29]	0,927	–	0,944

* $\delta = (a_{\gamma'} - a_{\gamma})/a_{\gamma}$, где $a_{\gamma'}$ и a_{γ} – периоды кристаллических решеток γ' -фазы и γ -твердого раствора соответственно.

Исходя из принятых параметров фазовой стабильности ΔE и $(Md)_{\gamma}$, сплав ВЖ178П склонен к дестабилизации структуры при длительном высокотемпературном воздействии, что нашло экспериментальное подтверждение в работе [10]. В экспериментальном ЖНС по сравнению со сплавом ВЖ178П снижена суммарная концентрация γ' -образующих легирующих элементов Al, Ti, Ta, Nb, Hf при приблизительно равной суммарной концентрации γ -стабилизирующих легирующих элементов Cr, Co, Mo, W, V. Незначительно уступая сплаву ВЖ178П по количеству γ' -фазы и температуре γ' -сольвус, экспериментальный сплав имеет существенное преимущество по параметрам фазовой стабильности ΔE и $(Md)_{\gamma}$. Кроме того, в отличие от сплава ВЖ178П, для которого рассчитанное значение γ/γ' -мисфита равно 0,17 % при температуре 20 °С, экспериментальный сплав характеризуется значением данного параметра, приближенным к нулевому $\delta = 0,004$ % ($a_{\gamma} \approx a_{\gamma'}$, 20 °С). В этом случае в экспериментальном сплаве между γ -твердым раствором и микрочастицами γ' -фазы должна осуществляться когерентная связь без упругой деформации их решеток и, следовательно, морфология γ' -частиц определяется только фактором минимизации поверхностной энергии границы раздела фаз [30, 31], т. е. должна быть сферической.

Заготовки образцов длиной 70 мм и диаметром 16 мм экспериментального сплава с поликристаллической равноосной структурой получены вакуумной индукционной плавкой шихтовых материалов с последующим вакуумным переплавом полученного

слитка и литьем методом равноосной кристаллизации. Далее литые заготовки образцов сплава подвергали длительному гомогенизирующему отжигу при температуре выше температуры γ' -сольвус с последующим охлаждением с высокой скоростью до комнатной температуры, затем – двухступенчатому старению, как это принято при термической обработке ЖНС для дисков газотурбинных двигателей [32].

Термически обработанные образцы с рабочей частью 25 мм и диаметром 5 мм из экспериментального сплава испытывали на испытательной машине УТС-1300 на ползучесть в соответствии с ГОСТ 3248–81 до разрыва при температуре 750 °С и напряжении 650 МПа, а также при 850 °С и 300 МПа соответственно.

Микроструктуру сплава исследовали методами сканирующей (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Локальный химический состав фазовых составляющих определяли методом рентгеноспектрального микроанализа в ПЭМ с применением энергодисперсионного спектрометра.

Для определения периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз сплава в термически обработанном состоянии анализировали рентгеновский рефлекс 222, который записывали в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении с применением дифрактометра ДРОН-3. Расшифровка дифрактограммы, включая разделение суммарного дублета 222 ($\gamma+\gamma'$)-фаз на фазовые синглеты γ - и γ' -фаз, осуществлена с применением специализированной программы OUTSET при допущении, что острый пик высокой интенсивности отвечает отражению от γ' -фазы, а широкий пик с меньшей интенсивностью соответствует γ -твердому раствору [33].

Температуры γ' -сольвус, солидус и ликвидус сплава определяли на образцах после литья методом дифференциального термического анализа.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлена микроструктура экспериментального сплава после полного цикла термической обработки – исходное состояние сплава. В отличие от гранулированного сплава ВЖ178П (рис. 1) [10], а также деформируемого ЖНС марки ВЖ175-ИД [34], в которых вторичные упрочняющие микрочастицы γ' -фазы имеют кубоидную морфологию, упрочнение исследуемого экспериментального сплава осуществляется вторичными микрочастицами γ' -фазы размером $\sim 0,2$ мкм округлой (сферической) морфологии, типичной для ЖНС с близкими к нулю значениями γ/γ' -мисфита. Третичные выделения γ' -фазы в виде наночастиц размером 10–50 нм, так же как и в сплавах ВЖ178П, ВЖ175-ИД, располагаются в прослойках матричного γ -твердого раствора. В исходной микроструктуре экспериментального сплава наблюдаются частичные дислокации и ДУ.

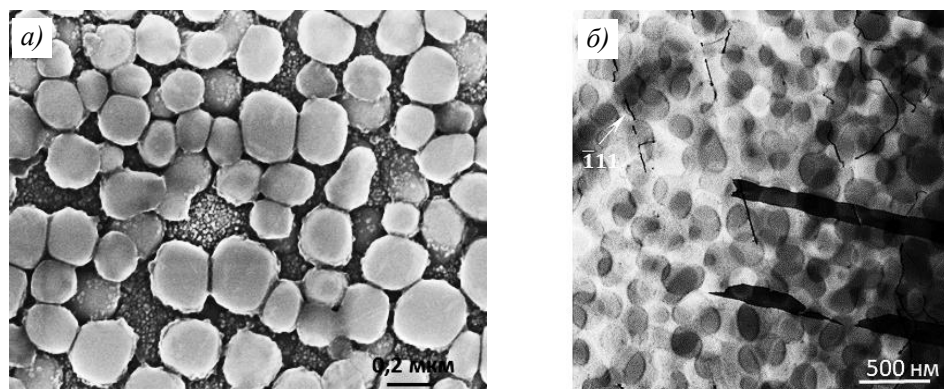


Рис. 2. Микроструктуры экспериментального сплава после полного цикла термической обработки: *a* – выделения вторичных микрочастиц и третичных наночастиц γ' -фазы в γ -матрице (СЭМ); *b* – вторичные микрочастицы γ' -фазы с дефектами упаковки и частичными дислокациями (темное поле в сверхструктурном рефлексе, ПЭМ)

На рис. 3 приведена рентгеновская дифрактограмма (222) исследуемого экспериментального сплава при температуре 20 °С, выполненная в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении.

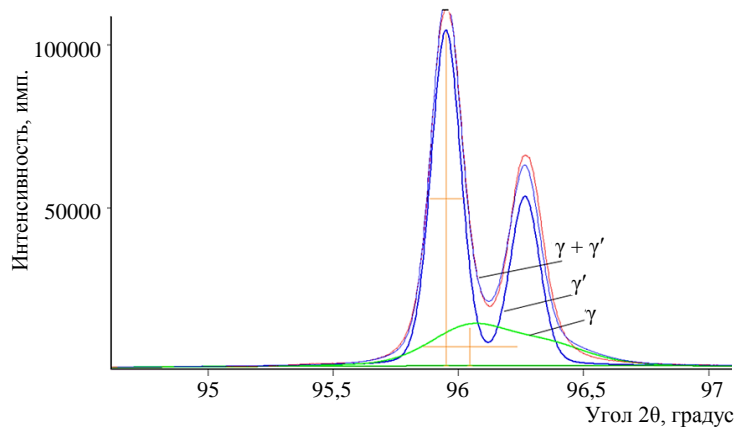


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма (222) экспериментального сплава при температуре 20 °С, выполненная в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении, и разделение суммарного ($\gamma + \gamma'$)-рефлекса на синглеты γ - и γ' -фаз (γ/γ' -мисфит $\delta = -0,08\%$)

Экспериментальный сплав с микрочастицами округлой формы γ' -фазы имеет небольшой отрицательный ($a_\gamma < a_{\gamma'}$) мисфит, равный $-0,08\%$ при температуре 20 °С. Следует отметить, что сфероидальные γ' -микрочастицы в экспериментальном сплаве сформировались в процессе первой ступени старения в температурном интервале 900–1000 °С, а рентгеновское определение мисфита выполнено при температуре 20 °С. Поэтому, согласно данным работ [35–37], при повышении температуры сплава величина мисфита, отрицательная при комнатной температуре ($a_\gamma < a_{\gamma'}$), вследствие большего коэффициента линейного теплового расширения γ -твердого раствора, чем γ' -фазы, смещается в область нулевых или положительных значений. Результаты расчета температурной зависимости γ/γ' -мисфита по модели, описанной в работе [38], показали, что значение мисфита при температуре 950 °С для экспериментального сплава составляет $+0,04\%$, что близко к нулю.

На рис. 4 представлены кривые ползучести образцов экспериментального сплава при температуре 750 °С, напряжении 650 МПа, времени до разрушения $\tau = 99$ ч, а также при 850 °С, 300 МПа и 705 ч. Кривые ползучести имеют типичный для ЖНС экспоненциальный характер с практически отсутствующей первой стадией [39].

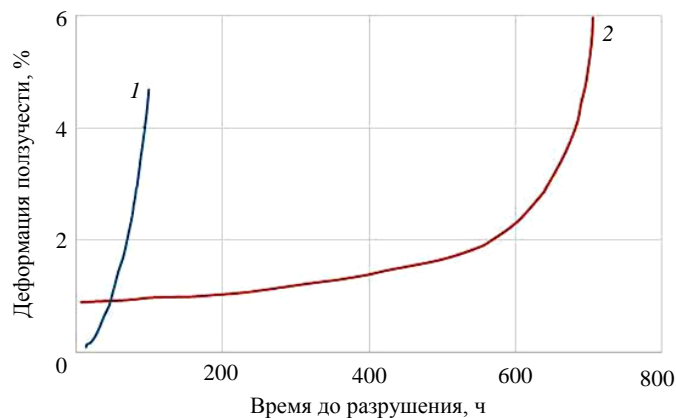


Рис. 4. Кривые ползучести экспериментального сплава: 1 – при температуре 750 °С и напряжении 650 МПа; 2 – при 850 °С и 300 МПа

Результаты испытаний экспериментального сплава на длительную прочность проанализированы с использованием классического параметра Ларсона–Миллера:

$$P = T(20 + \log \tau),$$

где T – температура, К; τ – время до разрушения, ч [40].

Полученные для экспериментального сплава значения параметра P , равные 22501 (при 750 °С, $\sigma = 650$ МПа) и 25659 (при 850 °С, $\sigma = 300$ МПа), оказались близки к значениям данных параметров литейных коррозионностойких ЖНС марок IN-738 ($P = 25300$ при $\sigma = 300$ МПа), IN-792 ($P = 23000$ при $\sigma = 650$ МПа и $P = 25700$ при $\sigma = 300$ МПа) [41] и ВЖЛ23 ($P = 25806$ при $\sigma = 300$ МПа) [42]. Для гранулированного сплава ВЖ178П значения параметра P составляют 22400 и 24150 соответственно.

На рис. 5 приведены микроструктуры экспериментального сплава после испытаний на ползучесть при температуре 850 °С и напряжении 300 МПа продолжительностью 705 ч.

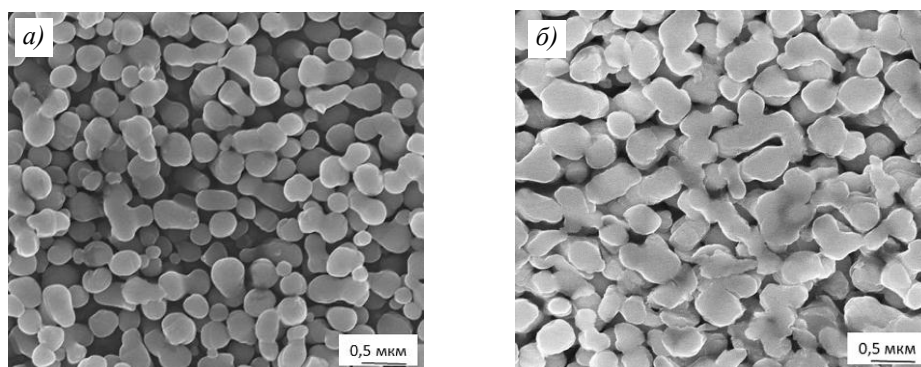


Рис. 5. Микроструктуры сплава после испытаний на ползучесть при температуре 850 °С (СЭМ): *а* – головка образца; *б* – рабочая часть образца

В процессе ползучести исходные сферические частицы γ' -фазы в рабочей части образца коагулируют и приобретают форму «гантелей» в результате диффузионного срашивания двух соседних частиц (рис. 5, *б*). Отсутствие пластинчатой γ/γ' -структуры, известной как рафт-структура [43], также свидетельствует о низкой абсолютной величине γ/γ' -мисфита при температуре испытания, поскольку для ее формирования требуется наличие значительных мисфитных напряжений. В головке образца диаметр γ' -частиц остается таким же, как и в исходном состоянии, хотя незначительное количество частиц также имеет «гантельную» морфологию (рис. 5, *а*). На рис. 6, *а* приведено при большем увеличении СЭМ-изображение микроструктуры образца экспериментального сплава после испытаний на ползучесть при температуре 850 °С. На некоторых поверхностях γ' -частиц виден топографический рельеф, напоминающий террасированные горные склоны. Такой рельеф образуется в результате диффузионного переползания частиц γ' -фазы дислокациями с векторами Бюргерса $b = a/2[110]$. На ПЭМ-изображении микроструктуры образца экспериментального сплава после испытаний на ползучесть при температуре 850 °С (рис. 6, *б*) в результате образования дифракционного контраста визуализируются аналогичные дислокации на γ/γ' -интерфейсах, некоторые из которых имеют дугообразную форму. Подобные дислокационные конфигурации типичны для случая преодоления γ' -частиц дислокациями путем переползания по γ/γ' -интерфейсу при повышенных температурах ползучести, когда диффузия атомов значительно ускоряется. Отметим, что при таких

условиях испытаний следов перерезания частиц γ' -фазы путем скольжения дислокаций в сплаве не обнаружено.

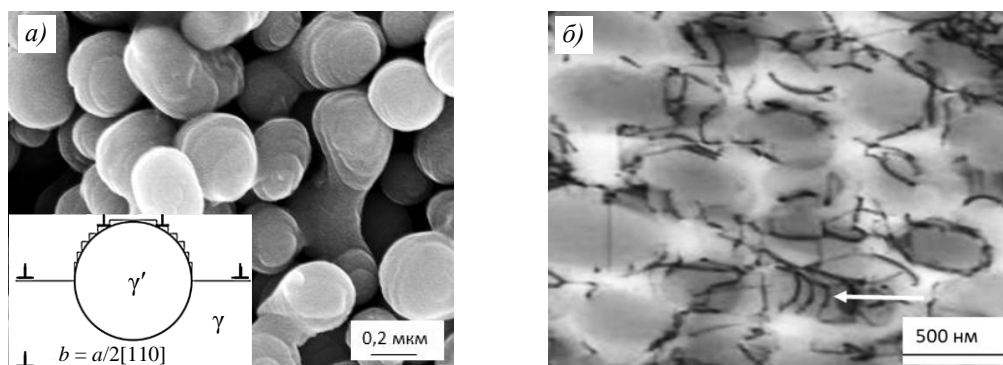


Рис. 6. Диффузионное переползание дислокаций $a/2[110]$ по поверхностям раздела γ/γ' -фаз в процессе ползучести сплава при температуре 850 °С: а – СЭМ-изображение частиц γ' -фазы и схема диффузионного переползания частиц γ' -фазы дислокациями; б – ПЭМ-изображение частиц γ' -фазы с дислокациями (стрелкой показаны дугообразные дислокации на γ/γ' -поверхности)

Распределение концентраций легирующих элементов в γ' - и γ -фазах экспериментального сплава в исходном состоянии и после испытаний на ползучесть (табл. 2) незначительно зависит от условий испытаний и носит общеизвестный характер [44]. Для сравнения в табл. 2 также приведены аналогичные данные для ЖНС марки ВЖ178П, полученные авторами в данной работе и дополненные результатами из работы [10].

Таблица 2

Распределение легирующих элементов в фазах жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Состояние сплава	Фаза	Концентрации легирующих элементов в фазе, % (атомн.)						
			γ' -образующие			γ -стабилизирующие			
			Ni	Al	Ti	Cr	Co	Mo	W
Экспериментальный	После термической обработки	γ	48	2,5	0,5	22	21	3,5	1,5
		γ'	72	12	4,5	1	5	1,5	1,5
	После испытаний на ползучесть при 750 °С, $\sigma = 650$ МПа, $\tau = 99$ ч	γ	53	2,5	1,5	19,5	19	2	1
		γ'	72	10,5	5	2,5	5	0,5	1,5
		ТПУ	Не обнаружена						
	После испытаний на ползучесть при 850 °С, $\sigma = 300$ МПа, $\tau = 705$ ч	γ	47,5	2	0,5	23,5	22	2	1
		γ'	75	10,5	4	1	6,5	1	1,5
	ТПУ	Не обнаружена							
ВЖ178П	После термической обработки	γ	40	1	–	30	24	3,5	1
		γ'	75	9,5	4	1,5	7,5	0,5	0,5
	После испытаний на ползучесть при 750 °С, $\sigma = 628$ МПа, $\tau = 100$ ч	γ	39	1	–	30	27	1	1
		γ'	75	10	4,5	–	8	0,5	0,5
		ТПУ	18	–	–	30	30	11	11

На рис. 7 приведены микроструктуры экспериментального сплава после испытаний на ползучесть при температуре 750 °С. В этом случае характерными дефектами структуры являются микродвойники, перерезающие частицы γ' -фазы

(рис. 7, а), и дислокации с векторами Бюргера $a/2\langle 011 \rangle$, которые перерезают γ' -частицы и диссоциируют в объеме частиц γ' -фазы с образованием ДУ.

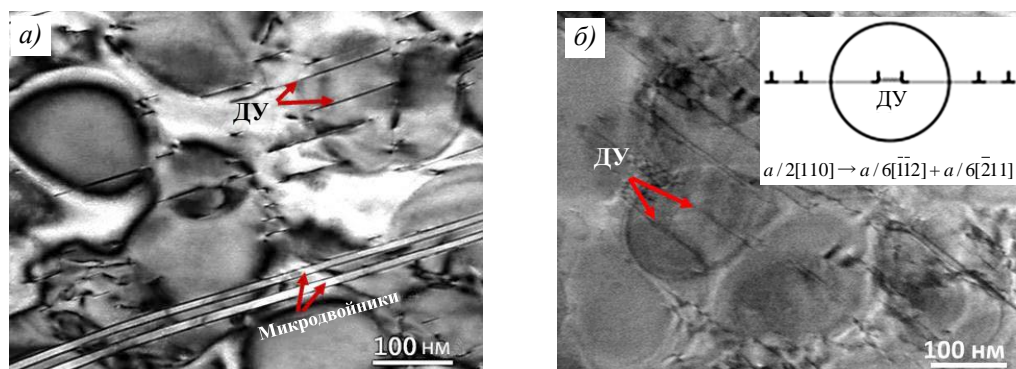


Рис. 7. Микроструктуры сплава после испытаний на ползучесть при температуре 750 °С (ПЭМ): а – микровойники, перерезающие частицы γ' -фазы, дефекты упаковки (ДУ) в γ' -частице; б – ДУ, частичные дислокации в γ' -частицах и схема перерезания сферической частицы двумя частичными дислокациями с образованием между ними ДУ в γ' -частице

Для более полного понимания механизмов ползучести проведены дополнительные исследования экспериментального сплава при температуре 750 °С, направленные на поиск сегрегаций легирующих элементов на ДУ в упрочняющей γ' -фазе или γ/γ' -интерфейсе. Действительно, как следует из рис. 8, полученная карта распределения легирующих элементов на ДУ в γ' -фазе экспериментального сплава после испытаний на ползучесть показывает наличие сегрегаций атомов таких элементов, как Cr и Co. Сегрегаций на ДУ других легирующих элементов не выявлено.

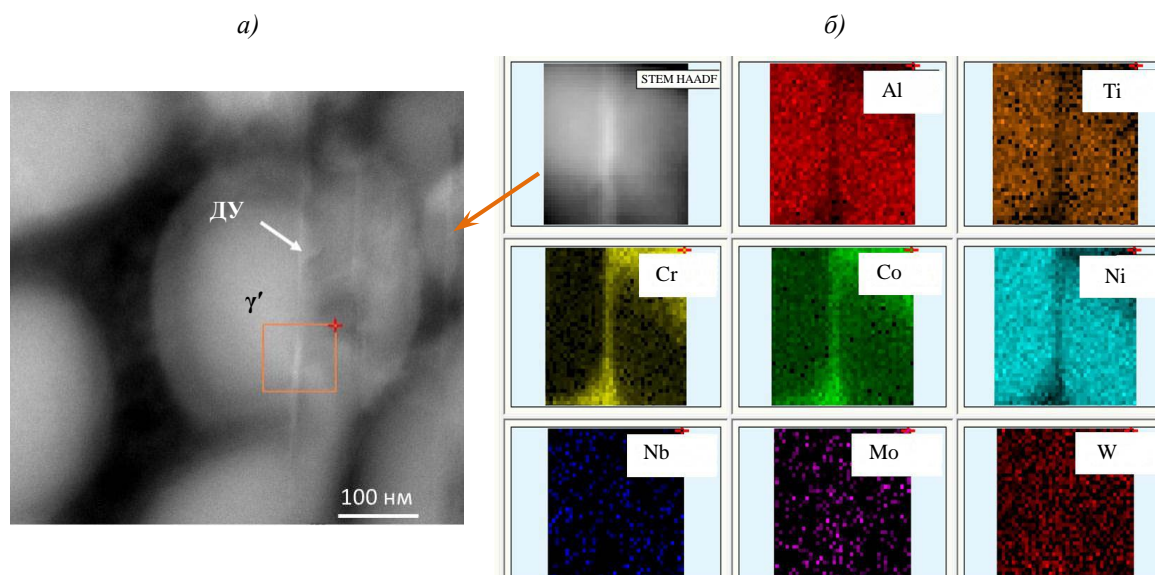


Рис. 8. Дефект упаковки (ДУ) в упрочняющей γ' -фазе (а) экспериментального сплава и сегрегации легирующих элементов Cr и Co на ДУ (б). STEM HAADF – сканирующая просвечивающая электронная микроскопия с использованием широкоугольного кольцевого темнопольного детектора

Используя полученные экспериментальные данные, можно предложить модель образования ДУ в результате перерезания частицы γ' -фазы дислокациями в процессе

низкотемпературной (≤ 750 °С) ползучести ЖНС, представленную на рис. 9. Для пояснения кристаллографической ориентации дислокаций и ДУ изображены кубические частицы γ' -фазы, хотя в действительности в исследованном сплаве они имели сферическую морфологию.

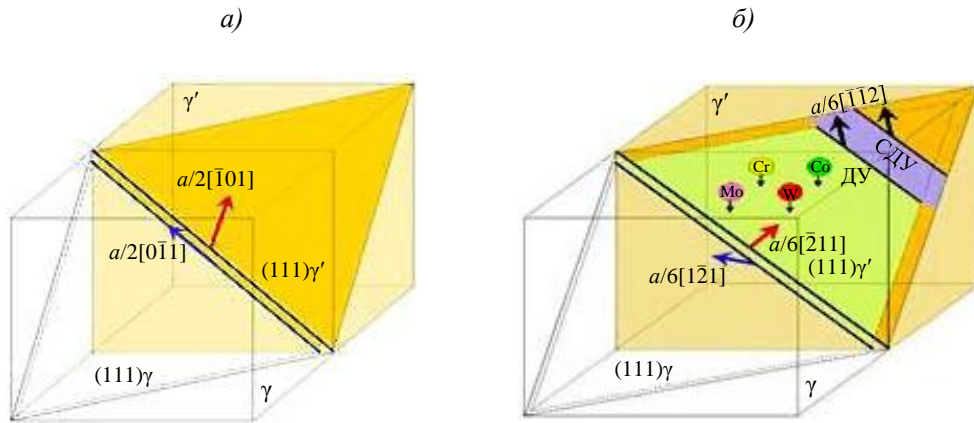
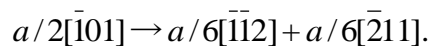


Рис. 9. 3D-модель образования дефектов упаковки (ДУ) в результате перерезания частицы γ' -фазы дислокациями при низкотемпературной ползучести: *а* – две дислокации типа $a/2\langle 011 \rangle$ на межфазной границе γ/γ' ; *б* – расщепление дислокаций $a/2\langle 011 \rangle$ на четыре частичные типа $a/6\langle 112 \rangle$ и внедрение двух из них с $b = a/6[\bar{1}12]$ в объем γ' -частицы. СДУ – сложный дефект упаковки

На первом этапе ползучести образуются ДУ в γ' -фазе. Согласно работам [5, 7, 16] этот процесс происходит следующим образом. Сначала у межфазной границы γ/γ' встречаются две полные дислокации типа $a/2\langle 011 \rangle$, расположенные в соседних плоскостях скольжения (111) (рис. 9, *а*). Далее дислокации $a/6[\bar{1}01]$ расщепляются на две частичные дислокации Шокли по реакции



Первая дислокация $a/6[\bar{1}\bar{1}2]$, испытывающая большую силу Пича–Келлера, внедряется в γ' -частицу, при этом за ней образуется сложный дефект упаковки (СДУ). Затем по реакции $a/2[0\bar{1}1] \rightarrow a/6[\bar{1}\bar{1}2] + a/6[\bar{1}2\bar{1}]$ расщепляется другая полная дислокация и образовавшаяся частичная дислокация $a/6[\bar{1}\bar{1}2]$ также внедряется в γ' -частицу. При ее движении происходит структурное превращение СДУ \rightarrow ДУ, но между внедренными дислокациями остается СДУ (рис. 9, *б*). На ДУ происходит сегрегация γ -стабилизирующих легирующих элементов, таких как Co, Cr, Mo и W, – явление, известное как образование атмосферы Сузуки [45]. В работе [10] наблюдали перерезание частиц γ' -фазы путем скольжения дислокаций в процессе ползучести ЖНС марки ВЖ178П в течение ~ 100 ч при температуре 750 °С и напряжении 628 МПа. Перерезание частиц γ' -фазы сопровождалось образованием ДУ с последующей сегрегацией на них атомов легирующих элементов Co, Cr, W, Mo и выделением ТПУ-фазы $(\text{Co,Cr})_3(\text{Mo,W})$.

Исходя из ПЭМ-изображений микроструктур (рис. 6 и 7), можно предположить, что изменение условий испытания экспериментального сплава привело к смене механизмов ползучести: дислокации преодолевают частицы γ' -фазы либо путем переползания

по γ/γ' -интерфейсу при температуре ползучести 850 °С, либо путем перерезания частиц при температуре ползучести 750 °С и образования ДУ в объеме γ' -фазы.

Из анализа данных табл. 2 следует, что концентрация γ -стабилизирующих элементов Cr и Co в трех фазовых составляющих γ , γ' и ТПУ ЖНС до и после испытаний на ползучесть приблизительно одинакова и не зависит от температуры испытания. Тогда как концентрация Ni, равная 40 % (атомн.) в γ -фазе сплава ВЖ178П, в ТПУ-фазе снижается до 18 % (атомн.). Что касается атомов Mo и W, то их концентрации в γ - и γ' -фазах невелики и колеблются в интервалах 1–3,5 и 0,5–1,5 % (атомн.) соответственно. Однако в ТПУ-фазе содержание этих элементов возрастает до 11 % (атомн.). Возникает вопрос, каким образом эти легирующие элементы достигают ДУ внутри объемов частиц γ' -фазы и образуют на них сегрегации. По мнению авторов данной статьи, транспортировка этих элементов осуществляется путем трубчатой диффузии вдоль частичных дислокаций $a/6\langle 112 \rangle$ на границе раздела ДУ и кристаллической решетки γ' -фазы.

Заключения

Методом компьютерного конструирования на основе гранулированного ЖНС марки ВЖ178П определены концентрации легирующих элементов Al, Cr, Co, Ti, Mo, W, Nb, Ta, Hf, C и B, обеспечивающие при испытании на ползучесть при температурах 750 °С (время до разрушения образца $\tau = 99$ ч при напряжении $\sigma = 650$ МПа) и 850 °С (время до разрушения образца $\tau = 705$ ч при напряжении $\sigma = 300$ МПа) высокую фазовую стабильность экспериментального сплава с нулевым γ/γ' -мисфитом для дисков газовых турбин.

Экспериментально показано, что в интервале температур 750–850 °С происходит смена механизмов пластической деформации в процессе ползучести экспериментального сплава. При температуре 750 °С механизм ползучести сплава осуществляется перерезанием γ' -частиц скользящими полными дислокациями $a/2\langle 011 \rangle$ с последующим их расщеплением в объеме частиц на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 112 \rangle$ и образованием ДУ, на которых происходит сегрегация атомов легирующих элементов Co и Cr. При температуре ползучести 850 °С полные дислокации $a/2\langle 011 \rangle$ преодолевают частицы γ' -фазы путем диффузионного переползания по поверхностям раздела γ/γ' -фаз. При этой температуре испытаний в экспериментальном сплаве не обнаружены сегрегации атомов легирующих элементов на деформационных дефектах и следы образования ТПУ-фазы.

Показано, что в экспериментальном сплаве с пониженной суммарной концентрацией γ' -образующих элементов Al, Ti, Nb, Hf нулевой γ/γ' -мисфит достигается при температуре первой ступени старения, в результате чего морфология частиц γ' -фазы становится сферической.

Для экспериментального сплава рассчитаны (некоторые характеристики также экспериментально определены) объемная доля частиц упрочняющей γ' -фазы (50,1 % (объемн.), 20–700 °С) и ее температурная зависимость в интервале 700–1200 °С, γ/γ' -мисфит ($\delta = -0,08$ %, $a_{\gamma'} > a_{\gamma}$, 20 °С; $\delta \approx 0$, $a_{\gamma'} \approx a_{\gamma}$, 950 °С), плотность (8,34 г/см³), температуры полного растворения γ' -фазы в γ -матрице (γ' -сольвус, 1190 °С), солидус (1260 °С) и ликвидус (1342 °С).

Благодарности

Авторы выражают благодарность ведущему инженеру НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ Р.М. Назаркину за проведение рентгеновского анализа.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы и технологии ВИАМ для «Авиадвигателя» // Пермские авиационные двигатели. 2014. № 31. С. 43–47.
2. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В., Федоренко Е.А. Разработка и исследование нового гранулируемого высокопрочного жаропрочного никелевого сплава ВВ752П для перспективных изделий авиационной техники // Технология легких сплавов. 2011. № 1. С. 7–11.
3. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Храмин Р.В. и др. Влияние легирующих элементов на прочностные свойства жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин // Электрометаллургия. 2021. № 3. С. 2–13.
4. Barba D., Alabort E., Pedrazzini S. et al. On the microtwinning mechanism in a single crystal superalloy // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 135. P. 314–329. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.072.
5. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
6. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η -phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in Ni-base superalloys // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 100. P. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
7. Barba D., Smith T.M., Miao J. et al. Segregation-assisted plasticity in Ni-based superalloys // *Metallurgical Materials Transactions*. 2018. Vol. 49A. P. 4173–4185. DOI: 10.1007/s11661-018-4567-6.
8. Smith T.M., Gabb T.P., Wertz K.N. et al. Enhancing the creep strength of next-generation disk superalloys via local phase transformation strengthening // *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals, Materials Series, 2020. P. 726–736.
9. Liliensten L., Antonov S., Gault B. et al. Enhanced creep performance in a polycrystalline superalloy driven by atomic-scale phase transformation along planar faults // *Acta Materialia*. 2021. Vol. 202. P. 232–242.
10. Светлов И.Л., Зайцев Д.В., Карашаев М.М., Епишин А.И., Петрушин Н.В. Микросегрегация легирующих элементов на деформационных дефектах структуры в гранулированном никелевом сплаве // *Физика металлов и металловедение*. 2023. Т. 124. № 6. С. 517–523. DOI: 10.31857/S0015323023600296.
11. Viswanathan G.B., Sarosi P.M., Henry M.F. et al. Investigation of creep deformation mechanisms at intermediate temperatures in René 88 DT // *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53. P. 3041–3057.
12. Бер Л.Б., Рогожкин С.В., Хомич А.А., Залужный А.Г. Распределение атомов легирующих элементов между частицами γ - и γ' -фаз в жаропрочном никелевом сплаве // *Физика металлов и металловедение*. 2022. Т. 123. № 2. С. 177–191.
13. Рогожкин С.В., Бер Л.Б., Никитин А.А., Хомич А.А., Разницын О.А., Лукьянчук А.А., Шуттов А.С., Карашаев М.М., Залужный А.Г. Исследование гранулированного никелевого сплава методом атомно-зондовой томографии // *Физика металлов и металловедение*. 2020. Т. 121. № 1. С. 1–12.
14. Saada G., Veysiere P. Kear-Wilsdorf locks and mechanical properties of L1₂ alloys // *MRS Online Proceedings Library*. 1992. Vol. 288. P. 411–416. DOI: 10.1557/PROC-288-411.
15. Rae C., Vorontsov V., Kovarik L., Mills M. Dislocations in a Ni-based superalloy during low temperature creep // *MATEC Web of Conferences*. 2014. Art. 01006. DOI: 10.1051/matecconf/20141401006.
16. Smith T.M., Unocic R.R., Deutchman H., Mills M.J. Creep deformation mechanism mapping in nickel base disk superalloys // *Materials at High Temperatures*. 2016. Vol. 33. No. 4–5. P. 372–383. DOI: 10.1080/09603409.2016.1180858.
17. Зайцев Д.В., Сбитнева С.В., Бер Л.Б., Заводов А.В. Определение химического состава частиц основных фаз в изделиях из гранулируемого никелевого жаропрочного сплава ЭП741НП // *Труды ВИАМ*. 2016. № 9 (45). С. 61–71. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-8-8.

18. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103.
19. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2017. 854 с.
20. Jena A.K., Chaturvedj M.C. The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys // *Journal of Material Science*. 1984. Vol. 19. P. 3121–3139.
21. Murakumo T., Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. Creep behavior of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' -volume fraction // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. P. 3737–3744.
22. Unocic R.R., Vismanathan G.B., Sarosi P.M. et al. Mechanisms of creep deformation in polycrystalline Ni-base disk superalloy // *Materials Science and Engineering A*. 2008. Vol. 483–484. P. 25–32.
23. Бакрадзе М.М., Скугорев А.В., Бубнов М.В., Перезовов А.С., Летников М.Н., Шестаков А.А. Разработка технологии получения заготовок дисков турбины газотурбинных двигателей из нового гранулируемого жаропрочного сплава ВЖ178П методом ГИП + деформация // *Технология легких сплавов*. 2018. № 3. С. 21–27.
24. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
25. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2004. № 1. С. 3–21.
26. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Елютин Е.С. Усовершенствование химического состава и структуры литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью // *Труды ВИАМ*. 2021. № 4 (98). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
27. Самойлов А.И., Морозова Г.И., Кривко А.И., Афоничева О.С. Аналитический метод оптимизации легирования жаропрочных никелевых сплавов // *Материаловедение*. 2000. № 2. С. 14–17.
28. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. № 12 (690). С. 52–56.
29. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New phacom and its applications to alloy design // *Superalloys 1984*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1984. P. 523–532.
30. Мартин Дж., Доэрти Р. Стабильность микроструктуры металлических систем. М.: Атомиздат, 1978. 280 с.
31. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006. 372 p.
32. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: Наука и технология, 2013. 264 с.
33. Самойлов А.И., Назаркин Р.М., Моисеева Н.С. Определение мисфита во фрагментированных монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // *Труды ВИАМ*. 2013. № 5. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.08.2023).
34. Летников М.Н., Ломберг С.Б., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М. Влияние скорости охлаждения при закалке на микроструктуру и свойства жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
35. Glatzel U. *Microstructure and internal strains of undeformed and creep-deformed samples of a nickel-base superalloy*. Berlin: Verlag Dr. Köster, 1994. 80 p.
36. Karunaratne M.S.A., Kyaw S., Jones A. et al. Modeling the coefficient of thermal expansion in Ni-based superalloys and bond coatings // *Journal Materials Science*. 2016. Vol. 51. P. 4213–4226. DOI: 10.1007/s10853-015-9554-3.
37. Петрушин Н.В., Епишин А.И., Светлов И.Л., Нольце Г., Елютин Е.С., Соловьев А.Е. Влияние знака γ/γ' -мисфита на структуру и длительную прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // *Материаловедение*. 2022. № 3. С. 17–26. DOI: 10.31044/1684-579X-2022-0-3-17-26.

38. Епишин А.И., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Нольце Г. Модель для прогнозирования температурной зависимости γ/γ' -мисфита в жаропрочных никелевых сплавах // *Материаловедение*. 2021. № 3. С. 9–18. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-3-9-18.
39. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 463 с.
40. Larson F.R., Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses // *Transactions ASME*. 1952. Vol. 74. P. 765–771.
41. High-Temperature High-Strength Nickel Base Superalloy – Data Supplement. Toronto: Nickel Development Institute, 1995. No. 393. P. 1–19.
42. Петрушин Н.В., Гольнец С.А., Римша Э.Г., Рыжков П.В. Механические свойства коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ23 // *Труды ВИАМ*. 2023. № 8 (126). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-3-12.
43. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1996. Vol. 27. No. 3. P. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
44. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н., Морозова Г.И., Сорокина К.П., Яковлева Е.Ф. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 336 с.
45. Хирт Д.Ж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 600 с.

References

1. Kablov E.N. Materials and technologies of the VIAM for the «Aviator». *Permskie aviatsionnye dvigateli*, 2014, no. 31, pp. 43–47.
2. Garibov G.S., Grits N.M., Vostrikov A.V., Fedorenko E.A. Development and study of a new granular high-strength heat-resistant nickel alloy VV752P for promising aircraft equipment. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2011, no. 1, pp. 7–11.
3. Logunov A.V., Shmotin Yu.N., Khramin R.V. et al. The influence of alloying elements on the strength properties of heat-resistant nickel alloys for gas turbine disks. *Electrometallurgiya*, 2021, no. 3, pp. 2–13.
4. Barba D., Alabort E., Pedrazzini S. et al. On the microtwinning mechanism in a single crystal superalloy. *Acta Materialia*, 2017, vol. 135, pp. 314–329. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.05.072.
5. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 04, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
6. Smith T.M., Esser B.D., Antolin N. et al. Segregation and η -phase formation along stacking faults during creep at intermediate temperatures in Ni-base superalloys. *Acta Materialia*, 2015, vol. 100, pp. 19–31. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.053.
7. Barba D., Smith T.M., Miao J. et al. Segregation-assisted plasticity in Ni-based superalloys. *Metallurgical Materials Transactions*, 2018, vol. 49A, pp. 4173–4185. DOI: 10.1007/s11661-018-4567-6.
8. Smith T.M., Gabb T.P., Wertz K.N. et al. Enhancing the creep strength of next-generation disk superalloys via local phase transformation strengthening. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals, Materials Series, 2020, pp. 726–736.
9. Liliensten L., Antonov S., Gault B. et al. Enhanced creep performance in a polycrystalline superalloy driven by atomic-scale phase transformation along planar faults. *Acta Materialia*, 2021, vol. 202, pp. 232–242.
10. Svetlov I.L., Zaitsev D.V., Karashaev M.M., Epishin A.I., Petrushin N.V. The microsegregation of the alloying elements on deformation defects of the structure in granular nickel alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2023, vol. 124, no. 6, pp. 517–523. DOI: 10.31857/S0015323023600296.
11. Viswanathan G.B., Sarosi P.M., Henry M.F. et al. Investigation of creep deformation mechanisms at intermediate temperatures in René 88 DT. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, pp. 3041–3057.
12. Ber L.B., Rogozhkin S.V., Khomich A.A., Zaluzhny A.G. The distribution of atoms of the alloying elements between the particles γ - and γ' -phase in a heat-resistant nickel alloy. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2022, vol. 123, no. 2, pp. 177–191.

13. Rogozhkin S.V., Ber L.B., Nikitin A.A., Khomich A.A., Raznitsyn O.A., Lukyanchuk A.A., Shutov A.S., Karashaev M.M., Zaluzhny A.G. The study of granular nickel alloy by nuclear-zonion tomography. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2020, vol. 121, no. 1, pp. 1–12.
14. Saada G., Veysiere P. Kear-Wiltsdorf locks and mechanical properties of L1₂ alloys. *MRS Online Proceedings Library*, 1992, vol. 288, pp. 411–416. DOI: 10.1557/PROC-288-411.
15. Rae C., Vorontsov V., Kovarik L., Mills M. Dislocations in a Ni-based superalloy during low temperature creep. *MATEC Web of Conferences*, 2014, art. 01006. DOI: 10.1051/mateconf/20141401006.
16. Smith T.M., Unocic R.R., Deutchman H., Mills M.J. Creep deformation mechanism mapping in nickel base disk superalloys. *Materials at High Temperatures*, 2016, vol. 33, no. 4–5, pp. 372–383. DOI: 10.1080/09603409.2016.1180858.
17. Zaysev D.V., Sbitneva S.V., Ber L.B., Zavadov A.V. Determination of the main phase's particles chemical composition in products from granulated nickel superalloy EP741NP. *Trudy VIAM*, 2016, no. 9, paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-7-7.
18. Petrushin N.V., Ospennikova O.G., Svetlov I.L. Single-crystal Ni-based superalloys for turbine blades of advanced gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103.
19. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for shoulder blades and disks of gas turbines*. Rybinsk: Gas turbine technologies, 2017, 854 p.
20. Jena A.K., Chaturvedj M.C. The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys. *Journal of Material Science*, 1984, vol. 19, pp. 3121–3139.
21. Murakumo T., Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. Creep behavior of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' -volume fraction. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, pp. 3737–3744.
22. Unocic R.R., Vismanathan G.B., Sarosi P.M. et al. Mechanisms of creep deformation in polycrystalline Ni-base disk superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 483–484, pp. 25–32.
23. Bakradze M.M., Skugorev A.V., Bubnov M.V., Derevzov A.S., Sumynikov M.N., Shestakov A.A. Development of technology for obtaining blanks of gas turbine gas turbine engines from a new granular heat-resistant alloy VZh178P method + deformation. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2018, no. 3, pp. 21–27.
24. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
25. Kablov E.N., Petrushin N.V. Computer method for constructing casting heat-resistant nickel alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2004, no. 1, pp. 3–21.
26. Petrushin N.V., Visik E.M., Elyutin E.S. Improvement of the chemical composition and structure of castable nickel-base superalloy with low density. Part 2. *Trudy VIAM*, 2021, no. 4 (98), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
27. Samoilov A.I., Morozova G.I., Krivko A.I., Afonicheva O.S. The analytical method for optimizing the alloying of heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2000, no. 2, pp. 14–17.
28. Morozova G.I. Compensation for the imbalance of the focus of heat-resistant nickel alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2012, no. 12 (690), pp. 52–56.
29. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New phacomp and its applications to alloy design. *Superalloys 1984*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1984, pp. 523–532.
30. Martin J., Dortart R. *The stability of the microstructure of metal systems*. Moscow: Atomizdat, 1978, 280 p.
31. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006, 372 p.
32. Logunov A.V., Shmotin Yu.N. *Modern heat-resistant nickel alloys for gas turbine disks (materials and technologies)*. Moscow: Nauka i tekhnologiya, 2013, 264 p.

33. Samojlov A.I., Nazarkin R.M., Moiseeva N.S. Definition miss-fit in fragmental single crystals of nickel hot strength alloys. *Trudy VIAM*, 2013, no. 5, paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 31, 2023).
34. Letnikov M.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G., Bakradze M.M. The influence of quench rate on microstructure and mechanical properties of nickel-based wrought superalloy VZh175-ID. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
35. Glatzel U. *Microstructure and internal strains of undeformed and creep-deformed samples of a nickel-base superalloy*. Berlin: Verlag Dr. Köster, 1994, 80 p.
36. Karunaratne M.S.A., Kyaw S., Jones A. et al. Modeling the coefficient of thermal expansion in Ni-based superalloys and bond coatings. *Journal Materials Science*, 2016, vol. 51, pp. 4213–4226. DOI: 10.1007/s10853-015-9554-3.
37. Petrushin N.V., Epishin A.I., Svetlov I.L., Nolce G., Elyutin E.S., Soloviev A.E. The influence of the sign γ/γ' -Mismephit on the structure and long-term strength of monocrystals of nickel heat-resistant alloys. *Materialovedenie*, 2022, no. 3, pp. 17–26. DOI: 10.31044/1684-579x-2022-0-3-17-26.
38. Epishin A.I., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Nolce G. Model for predicting the temperature dependence of γ/γ' -Mysfit in heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2021, no. 3, pp. 9–18. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-3-9-18.
39. Kablov E.N., Golubovsky E.R. *The heat resistance of nickel alloys*. Moscow: Mechanical Engineering, 1998, 463 p.
40. Larson F.R., Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses. *Transactions ASME*, 1952, vol. 74, pp. 765–771.
41. *High-Temperature High-Strength Nickel Base Superalloy – Data Supplement*. Toronto: Nickel Development Institute, 1995, no. 393, pp. 1–19.
42. Petrushin N.V., Golinets S.A., Rimsha E.G., Ryzhkov P.V. Mechanical properties of corrosion-resistant nickel-based superalloy VZhL23. *Trudy VIAM*, 2023, no. 8 (126), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-3-12.
43. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27, no. 3, pp. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
44. Lashko N.F., Zaslavskaya L.V., Kozlova M.N., Morozova G.I., Sorokina K.P., Yakovleva E.F. *Physico-chemical phase analysis of steels and alloys*. Moscow: Metallurgy, 1978, 336 p.
45. Hirt D.Zh., Lota I. *Theory of dislocations*. Moscow: Atomizdat, 1972, 600 p.

Информация об авторах

Петрушин Николай Васильевич, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зайцев Денис Владимирович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Светлов Игорь Леонидович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Карашаев Мухамед Муаедович, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Епишин Александр Игоревич, ведущий научный сотрудник, д.ф.-м.н., ФГБУН «Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова» РАН, isman@ism.ac.ru

Information about the authors

Nikolay V. Petrushin, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Denis V. Zaitsev, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor L. Svetlov, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Myhamed M. Karashaev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander I. Epishin, Leading Researcher, Doctor of Sciences (Phys. & Math.), Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, isman@ism.ac.ru

Статья поступила в редакцию 03.11.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.11.2023.
The article was submitted 03.11.2023; approved and accepted for publication after reviewing 13.11.2023.