

Научная статья

УДК 669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-3-22

СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВОК И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ РЕНИЯ* Часть 2

Н.В. Петрушин¹, О.Н. Битюцкая¹, Е.М. Висик¹, Е.Б. Чабина¹

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

Аннотация. Представлены результаты экспериментальных исследований структурно-фазовых характеристик и механических свойств $\langle 001 \rangle$ монокристаллов нового углеродсодержащего жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ22 с 2 % (по массе) Re и его модификации с 2,5 % (по массе) Ru (сплав ВЖЛ22 + Ru). Установлено, что исследованные сплавы в термически обработанном состоянии показали высокую фазовую стабильность при испытании на длительную прочность и повышенный уровень механических свойств: сплав ВЖЛ22 ($d = 8,59 \text{ г/см}^3$) – $E = 125 \text{ ГПа}$ (при $20 \text{ }^\circ\text{C}$), $\sigma_{0,2}^{20} = 855 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{в}}^{20} = 1130 \text{ МПа}$, $\delta = 17,5 \%$ (при $20 \text{ }^\circ\text{C}$), $\sigma_{100}^{900} = 469 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000}^{900} = 292 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1000} = 234 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000}^{1000} = 149 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1050} = 173 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000}^{1050} = 113 \text{ МПа}$; сплав ВЖЛ22 + Ru ($d = 8,76 \text{ г/см}^3$) – $E = 120 \text{ ГПа}$ (при $20 \text{ }^\circ\text{C}$), $\sigma_{0,2}^{20} = 950 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{в}}^{20} = 1335 \text{ МПа}$, $\delta = 10,5 \%$ (при $20 \text{ }^\circ\text{C}$), $\sigma_{100}^{900} = 544 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1000} = 268 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1050} = 195 \text{ МПа}$.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, монокристаллы, структурно-фазовые характеристики, предел прочности, предел текучести, пластичность, длительная прочность, фазовая стабильность, рений, рутений

Для цитирования: Петрушин Н.В., Битюцкая О.Н., Висик Е.М., Чабина Е.Б. Структурные характеристики монокристаллических отливок и механические свойства жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2026. № 3 (157). С. 3–22. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-3-22.

Scientific article

STRUCTURAL CHARACTERISTICS OF MONOCRYSTALLINE CASTINGS AND MECHANICAL PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS WITH LOW RENIUM CONTENT Part 2

N.V. Petrushin¹, O.N. Bityutskaya¹, E.M. Visik¹, E.B. Chabina¹

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

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 1 (155), 2026.

Abstract. The paper presents the results of experimental studies on the structural-phase characteristics and mechanical properties of <001> single crystals of the new carbon-containing nickel-based superalloys VZhL22 with 2 wt.% Re and its modification with 2,5 wt.% Ru (alloy VZhL22 + Ru). It was found that the studied alloys in the heat-treated condition demonstrated high phase stability during long-term strength testing and an increased level of mechanical properties. Alloy VZhL22 ($d = 8,59 \text{ g/cm}^3$) – $E = 125 \text{ GPa}$ ($20 \text{ }^\circ\text{C}$), $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 855 \text{ MPa}$, $\sigma_B^{20^\circ} = 1130 \text{ MPa}$, $\delta = 17,5 \%$ ($20 \text{ }^\circ\text{C}$), $\sigma_{100}^{900^\circ} = 469 \text{ MPa}$, $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 292 \text{ MPa}$, $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 234 \text{ MPa}$, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 149 \text{ MPa}$, $\sigma_{100}^{1050^\circ} = 173 \text{ MPa}$, $\sigma_{1000}^{1050^\circ} = 113 \text{ MPa}$; alloy VZhL22 + Ru ($d = 8,76 \text{ g/cm}^3$) – $E = 120 \text{ GPa}$ ($20 \text{ }^\circ\text{C}$), $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 950 \text{ MPa}$, $\sigma_B^{20^\circ} = 1335 \text{ MPa}$, $\delta = 10,5 \%$ ($20 \text{ }^\circ\text{C}$), $\sigma_{100}^{900^\circ} = 544 \text{ MPa}$, $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 268 \text{ MPa}$, $\sigma_{100}^{1050^\circ} = 195 \text{ MPa}$.

Keywords: nickel-based superalloys, single crystals, structural and phase characteristics, ultimate tensile strength, yield strength, ductility, long-term strength creep, phase stability, rhenium, ruthenium

For citation: Petrushin N.V., Bityutskaya O.N., Visik E.M., Chabina E.B. Structural characteristics of monocrystalline castings and mechanical properties of nickel-based superalloys with low rhenium content. Part 2. *Trudy VIAM*, 2026, no. 3 (157), pp. 3–22. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-3-3-22.

Введение

Из данных научно-технической литературы следует, что одним из перспективных направлений повышения экономичности производства газотурбинных двигателей является изготовление лопаток по технологии монокристаллического литья из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) с пониженным содержанием рения [1–4]. К таким сплавам можно отнести российские литейные ЖНС марок ЖС36, ВЖМ7, ВЖМ9 [5, 6], а также зарубежные сплавы марок CMSX-8, LEK94, TMS-82+, DD6, ExA17 [7–11]. Номинальный химический состав и свойства указанных сплавов приведены в табл. 1 и 2 соответственно.

Таблица 1

Химический состав литейных жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения

Сплав	Содержание основных легирующих элементов, % (по массе)										
	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Nb	Hf	C
ЖС36 ¹	4,0	1,1	1,6	11,7	2,0	0,01	5,8	7,0	1,1	–	–
ВЖМ7 ²	5,5	1,2	4,0	2,0	2,6	3,7	6,2	6,5	–		0,002
ВЖМ9 ³	12,4	3,6	1,8	4,3	1,5	2,5	3,7	11,5			0,08
ВЖЛ22 ⁴	4,5	1,3	3,2	6,8	2,0	4,6	5,6	8,5			0,12
LEK94	6,1	1,0	2,0	3,35	2,45	2,3	6,5	7,5	–	0,1	–
TMS-82+	4,9	0,5	1,9	8,7	2,4	6,0	5,3	7,8			
DD6	4,3	–	2,0	8,0	2,0	7,5	5,6	9,0			
CMSX-8	5,4	0,7	0,6	8,0	1,5	8,0	5,7	10,0	–	–	–
ExA17	12,0	3,9	1,8	3,5	2–3	4,0	3,4	9,0			

¹Патент 1513934 Рос. Федерация.
²Патент 2439184 Рос. Федерация.
³Патент 2633679 Рос. Федерация.
⁴Патент 2530932 Рос. Федерация.

Таблица 2

Физико-химические свойства и длительная прочность

<001> монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения

Сплав	d , г/см ³	$T_{п.р}$	T_S	T_L	F_0^* , % (объемн.)	ΔE^*	$(Md)_\gamma^*$, эВ	σ_{100}^{1000} , МПа	σ_{100}^{1000}/d , МПа/(г/см ³)
		°С							
ЖС36	8,724	1304	1350	1404	62	0,047	0,894	240	27,51
ВЖМ7	8,39	1279	1323	1367	66	0,091	0,910	220	26,22
ВЖМ9	8,35	1216	1277	1360	52	-0,036	0,910	200	23,95
ВЖЛ22	8,59	1272	1333	1389	64	0,001	0,911	230	27,6
ЛЕК94*	8,27	1303	1345	1406	67	0,120	0,908	200	24,18
TMS-82+*	8,93	1295	1358	1415	64	-0,021	0,897	265	29,11
DD6*	8,83	1314	1349	1412	69	-0,059	0,909	260	29,45
CMSX-8*	8,85	1297	1344	1401	74	-0,097	0,900	255	28,81
ExA17*	8,54	1217	1275	1377	51	-0,016	0,907	210	24,59

* Расчет по методу [12].

Примечание. d – плотность; $T_{п.р}$ – температура полного растворения γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе (γ' -сольвус); T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус; F_0 – объемная доля упрочняющих частиц γ' -фазы в сплаве (20–850 °С); ΔE и $(Md)_\gamma$ – параметры фазовой стабильности, рассчитанные по методам баланса легирования [13] и New PHACOMP Md [14] соответственно; σ_{100}^{1000} – длительная прочность за 100 ч при 1000 °С для <001> монокристаллов сплавов.

Все перечисленные сплавы являются многокомпонентными и имеют двухфазную γ/γ' -структуру, кроме сплава ВЖМ9, содержащего 0,08 % (по массе) углерода, который имеет трехфазную структуру $\gamma/\gamma' + MC$ (где γ – никелевый твердый раствор, γ' – фаза на основе интерметаллида Ni_3Al , MC – карбидная фаза на основе титана и тантала) [15].

Из данных табл. 1 и 2 следует, что введение в сплавы даже небольшого количества рения (1,5–2,45 % (по массе)) позволило достичь уровня удельной длительной прочности при температуре 1000 °С, сопоставимого с таковым для монокристаллических ЖНС второго поколения с содержанием рения 3–4 % (по массе), к которым относятся сплавы CMSX-4 (γ/γ' -структура, $\sigma_{100}^{1000}/d = 29,9$ МПа/(г/см³)) [16] и ЖС32 (структура $\gamma/\gamma' + MC$, $\sigma_{100}^{1000}/d = 26,8$ –28,4 МПа/(г/см³)) [6, 17].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработан литейный ЖНС марки ВЖЛ22 с пониженным содержанием рения (2 % (по массе)), предназначенный для изготовления турбинных лопаток как с поликристаллической равноосной (столбчатой), так и с монокристаллической структурами [18]. Сплав ВЖЛ22 имеет трехфазную структуру $\gamma/\gamma' + MC$, количество упрочняющих частиц γ' -фазы в которой составляет 64 % (объемн.) с температурой γ' -сольвус 1272 °С (в состоянии после литья). Удельная длительная прочность монокристаллов из сплава ВЖЛ22 с кристаллографической ориентацией (КГО) <001> при температуре 1000 °С за 100 ч достигает ~28 МПа/(г/см³) (табл. 2).

Эффективность положительного влияния рения на сопротивление высокотемпературной ползучести ЖНС (так называемый «ренийевый эффект») в научно-технической литературе [19–24] объясняется его способностью значительно повышать температуру солидус никелевых сплавов, концентрироваться в матричном γ -твердом растворе вследствие низкого коэффициента распределения между γ' - и γ -фазами ($K_{c(Re)} \approx 0,1$) и образовывать в процессе ползучести комплексы «ядро дислокации–атомы рения» в виде атмосфер Коттрелла. Эти комплексы, наряду с низкой скоростью диффузии атомов рения в никелевой матрице [25], блокируют движение межфазных границ γ/γ' , повышая сопротивление ползучести многокомпонентных никелевых сплавов. Однако ренийсодержащие ЖНС при длительном высокотемпературном воздействии склонны к фазовой нестабильности, проявляющейся в образовании разнообразных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз (в ЖНС с карбидным упрочнением – также двойных карбидов

типа M_6C), которые различаются химическим составом, морфологией, типом кристаллической решетки и объемной долей [26–29].

Для стабилизации фазового состава ренийсодержащие монокристаллические ЖНС легируют рутением [30–32], который замедляет скорость выделения ТПУ-фаз и снижает их объемную долю [33, 34]. При этом установлено, что совместное введение в монокристаллические ЖНС рения и рутения приводит к существенному увеличению периода кристаллической решетки γ -твердого раствора сплава и, следовательно, абсолютной величины γ/γ' -мисфита (до $|0,6|$ % при 20 °С) – важного структурного параметра, с возрастанием которого повышается эффективность дисперсионного упрочнения сплавов, термическая стабильность рафт-структуры γ' -фазы и снижается скорость ползучести [32–36]. В значительной мере эти преимущества рений-рутениеосодержащих ЖНС удалось реализовать в первом отечественном (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ) монокристаллическом сплаве четвертого поколения ВЖМ4, содержащего (% (по массе)) 6Re и 4Ru, с уровнем длительной прочности $\sigma_{100}^{1100} = 170$ МПа [6, 32].

Цели второй части данной работы:

- получение ориентированных вдоль кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$ монокристаллов нового ЖНС марки ВЖЛ22 и выполнение экспериментальных исследований их структуры, фазового состава, а также характеристик кратковременной и длительной прочности в диапазоне рабочих температур;
- оценка влияния рутения на механические свойства $\langle 001 \rangle$ монокристаллов сплава ВЖЛ22;
- оценка фазовой стабильности монокристаллов сплава ВЖЛ22 по результатам исследований микроструктуры после высокотемпературных испытаний на длительную прочность.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

В качестве исследуемого материала использовали монокристаллические цилиндрические отливки образцов длиной 165 мм и диаметром 15 мм с аксиальной КГО $\langle 001 \rangle$. Заготовки изготовлены из нового литейного ЖНС марки ВЖЛ22, а также из его модифицированного варианта, отличающегося пониженным содержанием углерода (0,07 % (по массе)) и дополнительным легированием рутением в количестве 2,5 % (по массе) (далее – сплав ВЖЛ22 + Ru); концентрации других легирующих элементов (Re, Al, Cr, Mo, W, Ta, Co, Ti) в этих сплавах были практически одинаковыми. Номинальный химический состав сплава ВЖЛ22 представлен в табл. 1. Данные сплавы получены методом вакуумной индукционной плавки с использованием технологии, применяемой при производстве литейных ренийсодержащих ЖНС [37].

Направленную кристаллизацию для получения монокристаллических отливок образцов из сплавов проводили на промышленной установке типа УВНК по технологическим параметрам литья, выбранным на основе анализа регрессионных уравнений, полученных в первой части данной работы [38]. Для формирования $\langle 001 \rangle$ монокристаллической структуры в отливках образцов использовали затравочные монокристаллы (затравки) из сплава системы Ni–W [39].

Для полученных отливок образцов определены КГО методом рентгеноструктурного анализа [40] на дифрактометре ДРОН-4 в характеристическом излучении $Cu K_{\alpha 1}$. Для этого применяли стартовые конусы, отрезанные от монокристаллических отливок образцов. Поперечный срез стартового конуса с выявленной дендритной структурой располагался перпендикулярно продольной оси цилиндрической отливки. Регистрацию результатов осуществляли по дифракционным рефлексам отражений от плоскостей (004), соответствующих аксиальной ориентации $\langle 001 \rangle$ монокристалла сплава.

Для проведения испытаний на растяжение и длительную прочность из монокристаллических отливок с КГО <001>, подвергнутых полной термической обработке, принятой для монокристаллических ЖНС [41], вытачивали образцы с рабочей частью длиной 25 мм и диаметром 5 мм. Термическая обработка литых монокристаллических отливок из сплавов включала высокотемпературную гомогенизацию и двухступенчатое старение. Температуру гомогенизационного отжига выбирали в интервале температур, превышающих температуру γ' -сольвус (температура полного растворения γ' -фазы в матричном γ -растворе) сплавов, но не достигающих температуры локального плавления выделений эвтектической (перитектической) γ' -фазы. Для уточнения этих температурных границ методом дифференциального термического анализа определены температуры фазовых превращений в литых монокристаллических отливках из исследуемых сплавов. Полученные экспериментальные значения температур фазовых превращений и другие свойства <001> монокристаллов этих сплавов, рассчитанные с использованием компьютерного метода конструирования литейных ЖНС, приведены в табл. 3 [12].

Отметим, что, согласно работам [13, 42], химический состав сплава считается сбалансированным и, следовательно, сплав – фазово-стабильным при выполнении условий: $+0,02 \geq \Delta E \geq -0,04$ и $(Md)_\gamma \leq 0,930$ эВ. Как следует из данных табл. 3, сплавы ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru в соответствии с указанными условиями можно считать фазово-стабильными, они имеют близкие значения характеристических температур, но различаются по плотности, γ/γ' -мисфиту и длительной прочности. Эти различия обусловлены легированием сплава ВЖЛ22 + Ru ключевым элементом рутением, который концентрируется преимущественно в матричной γ -фазе и в меньшей мере – в γ' -фазе [43, 44].

Таблица 3

Свойства жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой

Показатели	Значения показателей для сплава	
	ВЖЛ22	ВЖЛ22 + Ru
Физическо-химические свойства		
Плотность d , г/см ³	8,65	8,76
Температура, °С:		
полного растворения γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе (γ' -сольвус) $T_{п.р}$	1272	1289
плавления эвтектики $T_{эвт}$	1333	1330
солидус T_S	1333	1330
ликвидус T_L	1389	1391
Структурно-фазовые характеристики		
Объемная доля (при 850 °С), %:		
упрочняющих частиц γ' -фазы F_0	64,1	63,8
эвтектической γ' -фазы $F_{эвт}$	5,7	5,8
γ/γ' -мисфит Δa (при 20 °С), %	0,23	0,33
Параметры фазовой стабильности (при 850 °С)		
ΔE	+0,001	-0,003
$(Md)_\gamma$, эВ	0,911	0,909
Длительная прочность		
σ_{100}^{900} , МПа	459	540
σ_{100}^{1000} , МПа	237	275

Микроструктурные исследования выполняли методом сканирующей электронной микроскопии, локальный элементный состав сплава и фаз определяли методом

электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА) на сканирующем электронном микроскопе с применением энергодисперсионного спектрометра. Объектами исследований служили микрошлифы, приготовленные из литых и термически обработанных отливок сплавов, а также из рабочих частей образцов из сплавов после испытаний на длительную прочность (рис. 1).

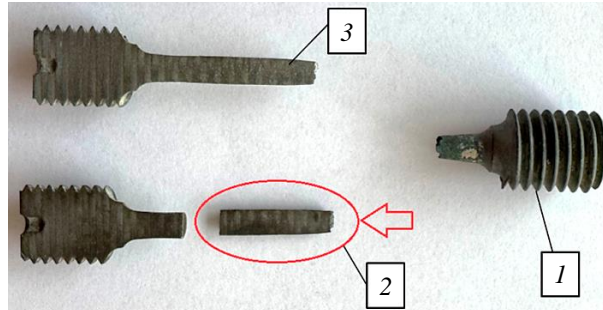


Рис. 1. Внешний вид образца из сплава ВЖЛ22, разрушившегося при испытании на длительную прочность: 1 – головка; 2 – исследуемая поверхность; 3 – рабочая часть

Испытания образцов на растяжение проводили в диапазоне температур 20–1100 °С в воздушной атмосфере без защитных покрытий. При этом определяли статический модуль упругости E , предел прочности σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ и сужение ψ согласно ГОСТ 1497–2023 и ГОСТ 9651–84. Для оценки длительной прочности образцы испытывали при температурах 900, 1000 и 1050 °С и различных уровнях приложенного растягивающего напряжения по ГОСТ 10145–81, фиксируя время до разрушения τ_p (долговечность, ч). Проведена статистическая обработка полученных данных, с использованием уравнения длительной прочности [17, 45] рассчитаны пределы длительной прочности сплавов при каждой температуре:

$$\tau_p = A\sigma^{-n}, \quad (1)$$

где τ_p – время до разрушения (долговечность), ч; σ – растягивающее напряжение, МПа; A и n – коэффициенты, характеризующие материал при постоянной температуре.

Результаты и обсуждение

Микроструктура и фазовые характеристики

Микроструктура сплава ВЖЛ22 в термообработанных <001> монокристаллических отливках, из которых изготавливали образцы для механических испытаний, представлена на рис. 2. Видно, что отливки имеют характерную для ЖНС с интерметаллидно-карбидным упрочнением дендритную структуру (рис. 2, а). В междендритных пространствах расположены фазовые выделения, которые, по данным ЭЗМА, соответствуют эвтектической (перитектической) γ' -фазе и карбидной фазе на основе тантала (МС-карбид), образовавшихся в процессе кристаллизации междендритного расплава. МС-карбиды представлены в форме пластин и глобулей и отличаются химическим составом (табл. 4): пластинчатые карбиды содержат меньшее количество титана и молибдена, но большее количество вольфрама, чем глобулярные карбиды. Концентрационная неоднородность этих карбидов термической обработкой не устраняется (табл. 5), легирующих элементов алюминия и рения в составе карбидной фазы, а также карбидных выделений типа M_6C и ТПУ-фаз в структуре монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 не обнаружено. Выделения эвтектической (перитектической) γ' -фазы в структуре монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 после литья и термической обработки имеют практически одинаковые концентрации легирующих элементов, рений в их составе не обнаружен (табл. 4 и 5).

Образовавшиеся при термической обработке сплава дисперсные микрочастицы γ' -фазы в γ -матрице дендритов и междендритных пространств имеют кубоидную форму (рис. 2, в, з). При этом в междендритных пространствах размеры частиц γ' -фазы превышают их размеры в осях дендритов. Такая неоднородность связана с сохраняющейся после гомогенизации микросегрегацией легирующих элементов в пределах дендритных ячеек монокристаллической отливки и является характерной особенностью всех литейных ЖНС [41, 46]. Количественно дендритная микросегрегация характеризуется коэффициентами сегрегации $K_{c(i)}$, которые для i -х легирующих элементов рассчитывали следующим образом [29]:

$$K_{c(i)} = n(C_{\text{м.д.}(i)} / C_{\text{о.д.п.}(i)})^n, \quad (2)$$

где $C_{\text{м.д.}(i)}$ и $C_{\text{о.д.п.}(i)}$ – концентрации i -го элемента в γ/γ' -матрице междендритных пространств и осей дендритов первого порядка соответственно; $n = \pm 1$.

Если $C_{\text{м.д.}(i)} > C_{\text{о.д.п.}(i)}$, тогда $n = +1$ и $K_{c(i)} = C_{\text{м.д.}(i)} / C_{\text{о.д.п.}(i)} > 1$, сегрегация считается прямой. Если $C_{\text{м.д.}(i)} < C_{\text{о.д.п.}(i)}$, тогда $n = -1$ и $K_{c(i)} = -(C_{\text{о.д.п.}(i)} / C_{\text{м.д.}(i)}) < -1$ и сегрегация считается обратной.

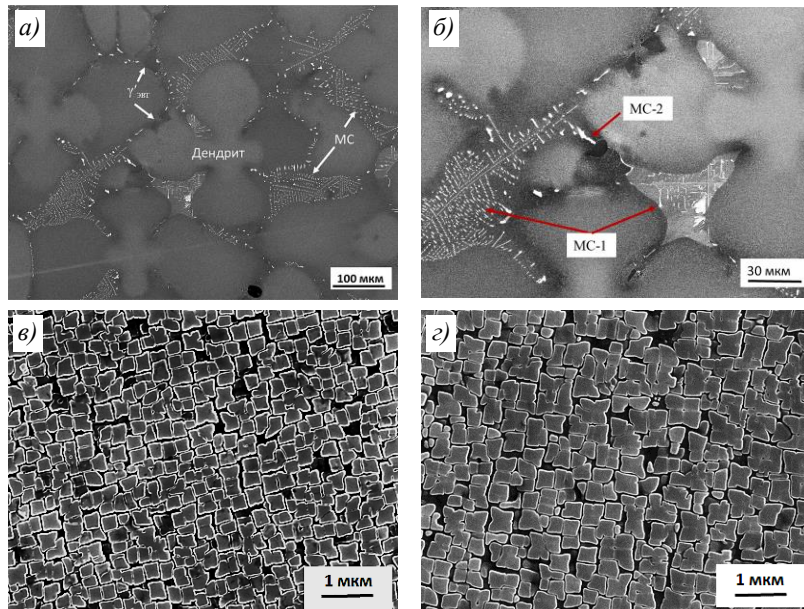


Рис. 2. Микроструктура (сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах плоскости (001) монокристалла сплава ВЖЛ22 после термической обработки): а – дендритная структура с выделениями в междендритных пространствах эвтектической γ' -фазы (черные частицы) и МС-карбидов (белые частицы); б – пластинчатые МС-1 и глобулярные МС-2 карбиды; в, з – кубоидные микрочастицы γ' -фазы в γ -матрице дендритов (в) и междендритных пространств (з)

В табл. 4 и 5 для монокристаллического сплава ВЖЛ22 как в литом состоянии, так и после термической обработки приведены усредненные (по 6–8 измерениям) значения концентраций легирующих элементов в дендритах первого порядка, междендритных пространствах, эвтектических (перитектических) выделениях γ' -фазы и МС-карбидах, а также рассчитанные по формуле (2) значения коэффициентов дендритной микросегрегации легирующих элементов сплава $K_{c(i)}$. Видно, что в состояниях после литья дендриты монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 обогащены элементами с обратной сегрегацией (кобальт, вольфрам и рений), элементы с прямой сегрегацией (алюминий, титан, хром, молибден и тантал) концентрируются в междендритных пространствах. При этом кобальт и хром показали незначительную сегрегацию.

Таблица 4

Локальный химический состав и коэффициенты микросегрегации легирующих элементов в монокристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 после литья

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе), и коэффициенты микросегрегации $K_{c(i)}$								
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ta	W	Re	Ni
Ось дендрита первого порядка	4,6	0,7	3,9	9,1	2,8	3,2	10,1	3,0	Основа
Междендритное пространство	6,0	2,0	4,7	7,9	4,3	5,6	4,5	1,1	Основа
$K_{c(i)}$	1,3	2,9	1,2	-1,2	1,5	1,8	-2,2	-2,7	–
Эвтектическая γ' -фаза	7,2	2,7	2,2	6,2	1,8	8,4	3,0	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	10,3	0,6	0,7	7,0	58,5	9,7		3,1
Карбид глобулярный (МС-2)*		12,5	0,5	0,6	8,1	59,8	5,5		3,0

* Металлическая часть карбида.

Таблица 5

Локальный химический состав и коэффициенты микросегрегации легирующих элементов в монокристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 после термической обработки

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе), и коэффициенты микросегрегации $K_{c(i)}$								
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ta	W	Re	Ni
Ось дендрита первого порядка	4,7	0,7	4,1	9,2	2,8	3,2	9,9	2,9	Основа
Междендритное пространство	5,4	1,5	4,4	8,6	3,5	4,9	5,6	1,5	Основа
$K_{c(i)}$	1,1	2,1	1,1	-1,1	1,3	1,5	-1,8	-1,9	–
Эвтектическая γ' -фаза	6,8	2,5	2,1	6,5	1,5	8,2	3,5	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	10,8	0,5	0,7	5,5	59,4	9,2		3,5
Карбид глобулярный (МС-2)*		12,4	0,5	0,6	8,0	59,3	6,1		3,1

* Металлическая часть карбида.

В результате термической обработки в монокристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 достигнуто практически полное устранение дендритной микросегрегации алюминия, хрома и кобальта, тогда как сегрегации титана, тантала, молибдена, вольфрама и рения хотя и снизились в абсолютном значении, но остаются на высоком уровне: $K_{c(Ti)} = 2,1$; $K_{c(Ta)} = 1,5$; $K_{c(Mo)} = 1,3$; $K_{c(W)} = -1,8$ и $K_{c(Re)} = -1,9$.

Результаты ЭЗМА монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 + Ru, представленные в табл. 6, показали, что введение в сплав рутения не внесло принципиальных изменений ни в характер дендритной сегрегации легирующих элементов, ни в фазовый состав. Закономерности дендритной микросегрегации легирующих элементов и их распределения в карбидной фазе этого сплава аналогичны таковым для сплава ВЖЛ22. Отметим только, что рутений при направленной кристаллизации сплава ВЖЛ22 + Ru проявляет незначительную сегрегацию по дендритным ячейкам монокристаллической отливки (концентрация рутения в оси дендрита первого порядка немного больше, чем в междендритном пространстве, $K_{c(Ru)} \approx -1,1$), подтверждая известную закономерность: рутений, подобно хрому, молибдену и кобальту, относится к слабосегрегирующим элементам в никелевых сплавах [47]. На коэффициенты дендритной микросегрегации других легирующих элементов рутений влияния не оказывает. Легирующих элементов алюминия, рения и рутения в составе карбидной фазы сплава ВЖЛ22 + Ru не обнаружено.

В процессе термической обработки монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22 + Ru полного выравнивания локального химического состава по дендритной ячейке не происходит (табл. 7), однако значения коэффициентов сегрегации легирующих элементов снижаются по сравнению с литым состоянием. Состав эвтектической γ' -фазы и МС-карбидов практически не изменяется.

Таблица 6

Локальный химический состав и коэффициенты микросегрегации легирующих элементов в монокристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 + Ru после литья

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе), и коэффициенты микросегрегации $K_{c(i)}$									
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ru	Ta	W	Re	Ni
Ось дендрита первого порядка	3,6	0,6	4,0	8,7	2,9	2,6	2,7	12,8	3,1	Основа
Междендритное пространство	5,9	1,5	4,5	7,8	3,8	2,5	4,5	6,5	1,2	Основа
$K_{c(i)}$	1,6	2,5	1,1	-1,1	1,3	-1,0	1,7	-2,0	-2,6	-
Эвтектическая γ' -фаза	7,3	2,2	2,2	6,4	1,5	1,9	7,3	4,9	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	9,6	0,7	0,7	6,1	0	56,9	12,4		3,6
Карбид глобулярный (МС-2)*		12,3	0,6	0,8	7,7		53,1	7,3		4,2

* Металлическая часть карбида.

Таблица 7

Локальный химический состав и коэффициенты микросегрегации легирующих элементов в монокристаллических отливках из сплава ВЖЛ22 + Ru после термической обработки

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе), и коэффициенты микросегрегации $K_{c(i)}$									
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ru	Ta	W	Re	Ni
Ось дендрита первого порядка	4,5	0,9	4,2	8,3	3,0	2,6	4,1	10,5	3,0	Основа
Междендритное пространство	5,5	1,1	4,4	7,9	3,2	2,4	4,8	8,2	2,0	Основа
$K_{c(i)}$	1,2	1,2	1,0	-1,1	1,1	-1,1	1,2	-1,3	-1,5	-
Эвтектическая γ' -фаза	7,1	2,1	1,8	5,9	1,3	1,6	7,4	5,6	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	9,7	0,8	0,8	6,2	0	56,5	12,2		3,8
Карбид глобулярный (МС-2)*		11,8	0,7	0,8	7,5		53,5	7,4		4,3

* Металлическая часть карбида.

Механические свойства

Свойства при кратковременном растяжении

На рис. 3 и в табл. 8 приведены результаты определения температурных зависимостей механических характеристик (модуль упругости, предел прочности σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и показатели пластичности – относительное удлинение δ и относительное сужение ψ) монокристаллов сплава ВЖЛ22 с КГО <001>. Для сравнения также приведены соответствующие зависимости характеристик прочности при растяжении этого же сплава с равноосной поликристаллической структурой из работ [6, 48].

Анализ данных, представленных на рис. 3, показывает, что в исследованном температурном интервале монокристаллический сплав ВЖЛ22 характеризуется более высокими значениями предела прочности и относительного удлинения по сравнению с поликристаллическим состоянием. В то же время условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ практически не зависит от структурного состояния сплава. В диапазоне температур от 20 до 600 °С отмечается постепенное уменьшение предела прочности σ_b , тогда как при повышении температуры до ~750 °С наблюдается его увеличение с достижением максимального уровня, после чего происходит разупрочнение сплава. Предел текучести монокристаллического сплава в этом интервале температур демонстрирует менее выраженную температурную зависимость. Следует отметить, что при пиковой температуре монокристаллический сплав характеризуется существенно более высокими уровнями пределов прочности (1200 МПа) и текучести (1000 МПа), чем сплав с равноосной поликристаллической структурой.

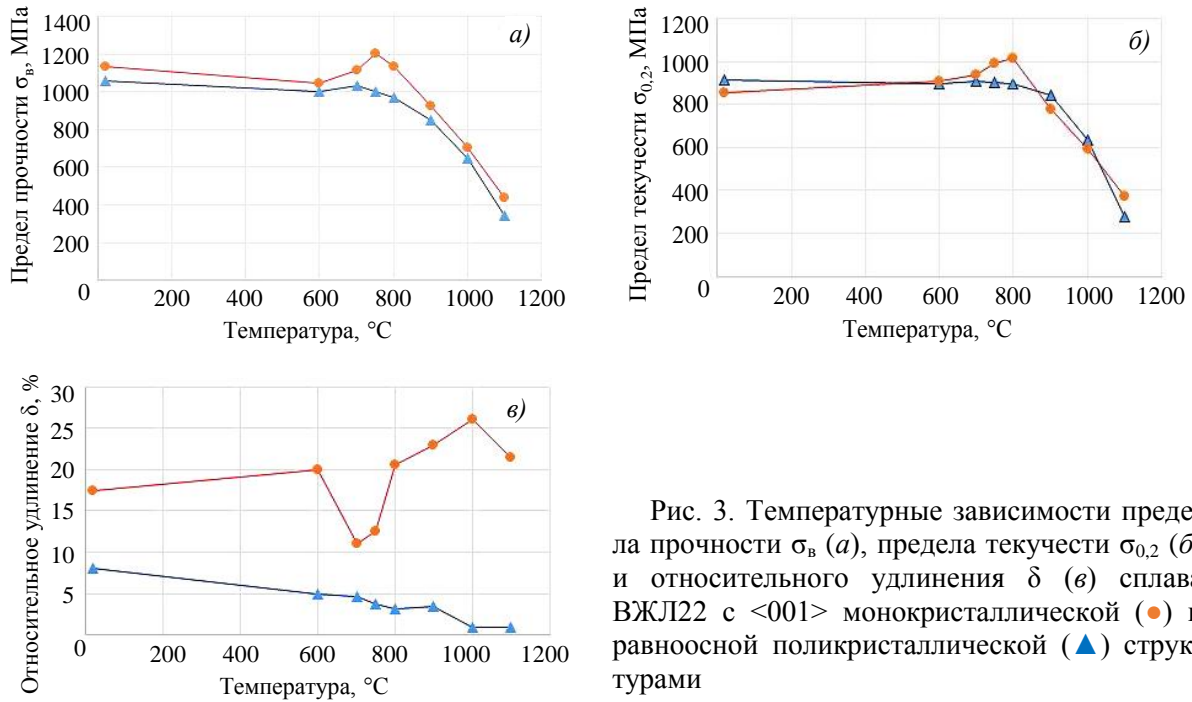


Рис. 3. Температурные зависимости предела прочности $\sigma_{\text{в}}$ (а), предела текучести $\sigma_{0,2}$ (б) и относительного удлинения δ (в) сплава ВЖЛ22 с <001> монокристаллической (●) и равноосной поликристаллической (▲) структурами

Монокристаллический сплав ВЖЛ22 по показателю относительного удлинения при растяжении, характеризующего пластичность сплава, значительно превосходит его поликристаллический аналог (рис. 3, в). Для поликристаллического состояния характерно заметное снижение пластичности (с 7,5 до 1,5 %) при увеличении температуры с 20 до 1100 °С. В случае монокристаллов уменьшение пластичности с 20 до 11 % фиксируется лишь в интервале температур 600–750 °С. При дальнейшем повышении температуры наблюдается существенное увеличение относительного удлинения, достигающее 26 и 22 % при 1000 и 1100 °С соответственно. Следует подчеркнуть, что в интервале температур 700–750 °С, расположенном ниже температурного максимума прочностных характеристик (рис. 3, а, б), для монокристаллического сплава проявляется характерный «провал» пластичности (снижение относительного удлинения до 11–12 %), что является характерной особенностью ЖНС с <001> монокристаллической структурой различных систем легирования и хорошо согласуется с данными, приведенными в научно-технической литературе [6, 41].

Таблица 8

Кратковременные механические свойства <001> монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов в интервале температур 20–1100 °С

Температура, °С	Сплав	E, ГПа	σ _{0,2}	σ _в	δ	ψ
			МПа		%	
20	ВЖЛ22	125	855	1130	17,5	18,0
600		110	905	1045	20,0	24,0
700		103	940	1110	11,0	13,0
750		101	990	1200	12,5	14,0
800		93	1010	1130	20,5	21,0
900		93	775	930	23,0	23,0
1000		75	590	700	26,0	31,0
1100		68	375	440	21,5	35,0
20		ВЖЛ22 + Ru	120	950	1355	10,5

Как следует из данных табл. 8, $\langle 001 \rangle$ монокристаллы сплава с добавкой рутения (сплав ВЖЛ22 + Ru) по результатам испытаний на растяжение при температуре 20 °С показали при практически равных значениях модуля упругости существенно более высокие показатели прочности ($\sigma_{0,2}$, σ_B) и меньшие значения характеристик пластичности (δ , ψ), чем у сплава ВЖЛ22.

Длительная прочность

На рис. 4 представлены результаты испытаний монокристаллических образцов из сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru на длительную прочность при температурах 900, 1000, 1050 °С и различных уровнях растягивающих напряжений. Значения времени до разрушения (долговечность), полученные при различных растягивающих напряжениях (экспериментальные точки на рис. 4), использовали для определения численных значений коэффициентов A и n уравнения (1) для каждой из температур испытания. С помощью этого уравнения построены расчетные кривые длительной прочности (рис. 4) монокристаллов сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru с КГО $\langle 001 \rangle$ при температурах 900, 1000 и 1050 °С. Средние значения пределов длительной прочности, рассчитанные для баз испытаний 100, 500 и 1000 ч по данному уравнению для монокристаллов сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru с КГО $\langle 001 \rangle$, приведены в табл. 9. Там же для сравнения приведены аналогичные характеристики сплава ВЖЛ22 с равноосной поликристаллической структурой [48] и сплава-аналога по применению ЖС32 с $\langle 001 \rangle$ монокристаллической структурой, содержащего 4 % (по массе) рения [17].

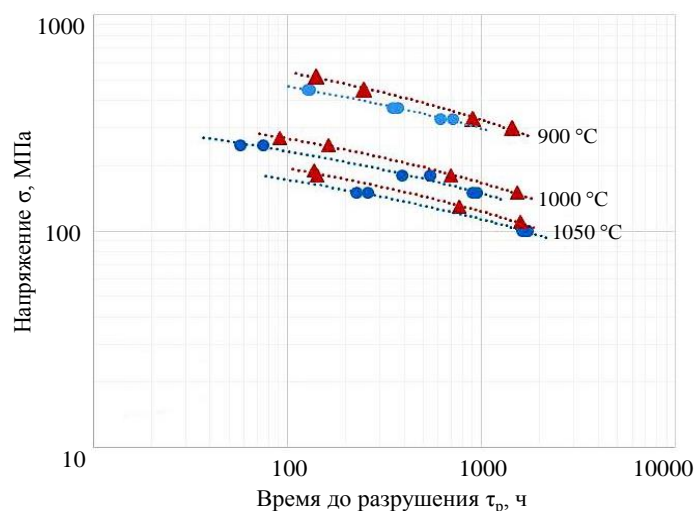


Рис. 4. Кривые длительной прочности $\langle 001 \rangle$ монокристаллических образцов из сплавов ВЖЛ22 (●) и ВЖЛ22 + Ru (▲) при температурах 900, 1000 и 1050 °С (точками показаны экспериментальные данные)

Из данных табл. 9 следует существенное преимущество монокристаллического сплава ВЖЛ22 перед его поликристаллическим вариантом по длительной прочности во всем температурно-временном диапазоне (особенно при 1050 °С и базе испытаний 1000 ч). Этот эффект обусловлен положительным влиянием монокристаллической структуры (отсутствие большеугловых границ) на характеристики высокотемпературной ползучести ЖНС. Из данных табл. 9 также следует, что по характеристикам длительной прочности монокристаллический сплав ВЖЛ22 с 2 % (по массе) рения не уступает монокристаллическому сплаву ЖС32 с 4 % (по массе) рения. Следовательно, монокристаллические изделия, изготовленные из сплава ВЖЛ22, будут более экономичными в сравнении с изделиями, полученными из сплава ЖС32, за счет меньшего (в 2 раза) содержания дефицитного дорогостоящего рения.

Длительная прочность жаропрочных никелевых сплавов

Температура, °С	σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}
	МПа		
Монокристаллический сплав ВЖЛ22			
900	469	345	292
1000	234	178	149
1050	173	131	113
Поликристаллический сплав ВЖЛ22			
900	355	280	245
1000	205	140	110
1050	120	80	65
Монокристаллический сплав ВЖЛ22 + Ru			
900	544	392	327
1000	268	197	167
1050	195	144	123
Монокристаллический сплав ЖС32			
900	463	364	326
1000	236	175	153
1050	165*	125*	105*

* Интерполяция.

Представленные в табл. 9 результаты свидетельствуют о преимуществе сплава ВЖЛ22 + Ru по длительной прочности во всем исследованном температурно-временном диапазоне по сравнению со сплавом ВЖЛ22. При этом разница в значениях длительной прочности уменьшается с увеличением долговечности и температуры.

Эволюция микроструктуры и фазового состава в процессе длительных высокотемпературных испытаний

В процессе длительных высокотемпературных испытаний на растяжение в направлении $\langle 001 \rangle$ монокристаллических образцов исходная γ/γ' -микроструктура ЖНС изменяется. Изменение микроструктуры обусловлено температурным растворением частиц γ' -фазы в матричном γ -твердом растворе в соответствии с диаграммой состояния никелевых сплавов системы Ni–Al и специфической коагуляцией оставшихся кубоидных частиц γ' -фазы с образованием классической рафт-структуры (N-рафтинг) [49]. Рафт-структура состоит из пластин γ' -фазы с изолированными между ними прослойками матричного γ -твердого раствора. Пластины γ' -фазы ориентированы перпендикулярно оси приложения постоянно действующего растягивающего напряжения в направлении КГО $\langle 001 \rangle$ монокристалла сплава и способствуют замедлению высокотемпературной ползучести, блокируя движение дислокаций [50].

На рис. 5 приведена полученная методом сканирующей электронной микроскопии микроструктура сплава ВЖЛ22 после испытаний монокристаллического образца на длительную прочность в течение 1727 ч при температуре 1050 °С и $\sigma = 100$ МПа. Видно (рис. 5, а), что в рабочей части образца, испытанного на длительную прочность при высокой температуре, сформировалась рафт-структура из чередующихся γ' -пластин, ориентированных перпендикулярно направлению растягивающего напряжения σ . В прослойках γ -раствора наблюдаются многочисленные дисперсные частицы γ' -фазы, выделившиеся при охлаждении образца после прекращения испытаний в результате распада пересыщенной γ -фазы.

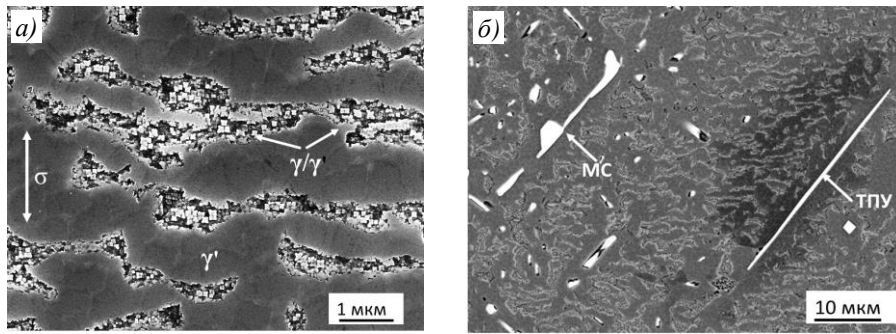


Рис. 5. Микроструктура сплава ВЖЛ22 в рабочей части образца после испытаний на длительную прочность при температуре 1050 °С и растягивающем напряжении $\sigma = 100$ МПа в течение 1727 ч (сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах): а – рафт-структура γ' -фазы; б – выделения МС-карбидов и топологически плотноупакованной (ТПУ) фазы

В ходе испытаний на длительную прочность локальный состав γ/γ' -матрицы по дендритным ячейкам монокристаллической рабочей части образца выравнивается. Составы эвтектической γ' -фазы и МС-карбидов в структуре сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru, представленные в табл. 10 и 11, практически не изменяются по сравнению с таковыми в состояниях после литья и термической обработки (табл. 4–7).

Таблица 10

Локальный химический состав монокристаллического образца из сплава ВЖЛ22 после испытаний на длительную прочность при температуре 1050 °С и растягивающем напряжении 100 МПа в течение 1727 ч

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе)								
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ta	W	Re	Ni
Эвтектическая γ' -фаза	7,2	1,4	1,8	6,6	1,8	6,1	6,6	0	Основа
Карбид пластинчатый (МС-1)*	0	9,8	0,6	0,7	6,2	60,1	8,7		3,7
Карбид глобулярный (МС-2)*		12,1	0,4	0,5	7,8	59,4	6,5		3,3
ТПУ-фаза	0,5	0,3	6,6	6,6	24,8	5,6	30,2	8,1	17,1

* Металлическая часть карбида.
Примечание. ТПУ-фаза – топологически плотноупакованная фаза.

Таблица 11

Локальный химический состав монокристаллического образца из сплава ВЖЛ22 + Ru после испытаний на длительную прочность при температуре 1050 °С и растягивающем напряжении 110 МПа в течение 1577 ч

Место анализа	Концентрации элементов, % (по массе)									
	Al	Ti	Cr	Co	Mo	Ru	Ta	W	Re	Ni
Эвтектическая γ' -фаза	6,1	1,5	1,9	6,3	1,3	1,7	7,4	6,8	0	Основа
Карбид глобулярный (МС-2)*	0	10,7	0,4	0,5	4,8	0	60,4	7,6		2,6
ТПУ-фаза (1)		0	6,4	6,3	21,5	0,7	5,4	35,6	7,6	16,2
ТПУ-фаза (2)			6,9	7,4	9,0	3,4	1,9	21,6	26,8	21,9

* Металлическая часть карбида.
Примечание. ТПУ-фаза – топологически плотноупакованная фаза.

Известно, что в ренийсодержащих ЖНС при длительном высокотемпературном воздействии в γ -матрице дендритов выделяются локальные фазы, обогащенные ТПУ-образующими тугоплавкими элементами: Cr, Mo, W, Re и Ru (ТПУ-фазы) [26, 27]. Такие локальные области, содержащие в небольшом количестве отдельные тонкие пластинчатые фазовые образования (частицы) на основе молибдена, никеля, хрома, вольфрама и рения, обнаружены также в структуре сплавов ВЖЛ22 (рис. 5, б)

и ВЖЛ22 + Ru (рис. 6), испытанных в течение ~1700 ч на длительную прочность при температурах 1000 и 1050 °С. В то же время в этих частицах практически отсутствуют γ' -образующие элементы (алюминий и титан); γ' -образующий элемент тантал и ТПУ-образующий элемент рутений в них содержатся в небольших количествах. Таким образом, по химическому составу (табл. 10 и 11) и местам образования в структуре сплавов эти пластинчатые выделения следует отнести к ТПУ-фазам.

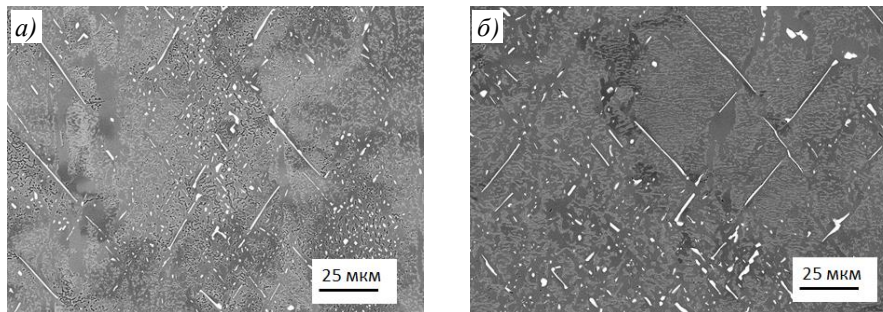


Рис. 6. Выделения топологически плотноупакованных фаз (тонкие пластинчатые частицы) в локальных областях дендритов рабочей части образцов из сплава ВЖЛ22 + Ru после испытаний на длительную прочность при температуре 1000 °С, растягивающем напряжении 150 МПа в течение 1528 ч (а) и температуре 1050 °С, растягивающем напряжении 110 МПа в течение 1577 ч (б) (сканирующая электронная микроскопия во вторичных электронах)

В структуре образцов сплавов, испытанных при температуре 900 °С на базах 700–1440 ч, пластинчатые фазовые образования не обнаружены. Данные обстоятельства позволяют заключить, что исследованные монокристаллические ЖНС с интерметаллидно-карбидным упрочнением ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru обладают высокой фазовой стабильностью.

Заключения

Для монокристаллических ЖНС с интерметаллидно-карбидным механизмом упрочнения, содержащих 2 % (по массе) рения (сплав ВЖЛ22 и его модифицированный вариант – сплав ВЖЛ22 + Ru со сниженным содержанием углерода (0,07 % (по массе)) и дополнительным легированием рутением в количестве 2,5 % (по массе)), определены следующие показатели: плотность 8,59 и 8,76 г/см³, температуры γ' -сольвус 1272 и 1289 °С, солидус 1333 и 1330 °С, ликвидус 1389 и 1391 °С, объемная доля дисперсной γ' -фазы ~64 % и эвтектической γ' -фазы ~6 %, γ/γ' -мисфит 0,23 и 0,33 % (период решетки γ -фазы больше, чем γ' -фазы, при 20 °С) соответственно.

В процессе направленной кристаллизации монокристаллов сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru происходит микросегрегация легирующих элементов, приводящая к неоднородному их распределению по дендритным ячейкам монокристалла: Al, Ti, Ta и Mo обогащают междендритные пространства, Re и W концентрируются в осях дендритов первого порядка. Остальные легирующие элементы (Cr, Co и Ru) имеют незначительную сегрегацию. Гомогенизирующий отжиг сплава ВЖЛ22 + Ru при температуре 1300 °С приводит к снижению коэффициентов сегрегации Al, Ti, Ta и Mo до величины, близкой к 1, полная гомогенизация Re и W при этом не достигается.

Определены кратковременные механические свойства термически обработанных сплавов ВЖЛ22 (в диапазоне температур 20–1100 °С) и ВЖЛ22 + Ru (при 20 °С) с <001> монокристаллической структурой, а также показатели их длительной прочности при температурах 900, 1000 и 1050 °С.

Установлено, что с повышением температуры с 20 до 600 °С предел прочности сплава ВЖЛ22 снижается с 1130 до 1045 МПа, затем возрастает, достигая максимума

1200 МПа при пиковой температуре 750 °С, после чего наблюдается разупрочнение материала. В интервале температур 600–750 °С зафиксирован «провал» пластичности сплава ВЖЛ22 с 20 до 11 %, с дальнейшим повышением температуры она существенно возрастает, достигая 26 и 22 % при 1000 и 1100 °С соответственно.

Монокристаллы сплава ВЖЛ22 + Ru с КГО <001> при температуре 20 °С, характеризуясь близким значением модуля упругости с монокристаллами сплава ВЖЛ22 с КГО <001> (120 и 125 ГПа соответственно), показали существенно более высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 950$ МПа, $\sigma_b = 1355$ МПа) и меньшие значения пластичности ($\delta = 10,5$ %), чем у сплава ВЖЛ22 ($\sigma_{0,2} = 855$ МПа, $\sigma_b = 1130$ МПа, $\delta = 17,5$ %).

Сплав ВЖЛ22 с <001> монокристаллической структурой в диапазоне температур 900–1050 °С при продолжительности испытаний до 1727 ч имеет следующие значения предела длительной прочности: $\sigma_{100}^{900} = 469$ МПа, $\sigma_{1000}^{900} = 292$ МПа, $\sigma_{100}^{1000} = 234$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000} = 149$ МПа, $\sigma_{100}^{1050} = 173$ МПа, $\sigma_{1000}^{1050} = 113$ МПа.

По характеристикам длительной прочности в интервале температур 900–1050 °С и базах до 1000 ч монокристаллический сплав ВЖЛ22 с пониженным содержанием рения (2 % (по массе)) не уступает серийному монокристаллическому сплаву ЖС32 с 4 % (по массе) рения в аналогичном структурном состоянии.

Сплав ВЖЛ22 + Ru с <001> монокристаллической структурой в диапазоне температур 900–1050 °С при продолжительности испытаний до 1577 ч имеет следующие значения предела длительной прочности: $\sigma_{100}^{900} = 544$ МПа, $\sigma_{1000}^{900} = 327$ МПа, $\sigma_{100}^{1000} = 268$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000} = 167$ МПа, $\sigma_{100}^{1050} = 195$ МПа, $\sigma_{1000}^{1050} = 123$ МПа.

Полученные данные показывают, что сплав ВЖЛ22 + Ru обладает более высокой длительной прочностью по сравнению со сплавом ВЖЛ22 во всем исследованном температурно-временном диапазоне. При этом с увеличением температуры и долговечности различия в значениях длительной прочности сокращаются.

Установлена высокая фазовая стабильность сплавов ВЖЛ22 и ВЖЛ22 + Ru при испытаниях на длительную прочность в диапазоне температур 900–1050 °С.

Список источников

1. Оспенникова О.Г. Стратегические направления создания новых жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // Цветная металлургия. 2013. № 1. С. 31–34.
2. Оспенникова О.Г. Тенденции создания жаропрочных никелевых сплавов низкой плотности с поликристаллической и монокристаллической структурой (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 1 (40). С. 3–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
3. Nathal M.V. NASA and superalloys: a customer, a participant, and a referee // Superalloys 2008. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008. P. 13–19.
4. Low density, high creep resistant single crystal superalloys for turbine airfoils: pat. 7261783B1 US; appl. 22.09.04; publ. 28.08.07.
5. Глезер Г.М., Качанов Е.Б., Кишкин С.Т., Кулешова Е.А., Орехов Н.Г., Толорайя В.Н., Шалин Р.Е. Современные литейные жаропрочные сплавы для рабочих лопаток ГТД // Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М: ВИАМ, 1994. С. 244–252.
6. Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд., перераб. и доп. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. Т. 3. Литейные жаропрочные и интерметаллидные сплавы на никелевой основе. 192 с.
7. Whal J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8 // Superalloys 2012. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012. P. 179–188.
8. Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristalliner erstarter Bauteile: pat. 10100790A1 Deutsches; appl. 10.01.01; publ. 18.07.02.

9. Second generation nickel base single crystal superalloy TMS-82+ (Developed under NIMS / Toshiba collaboration). 2004. URL: <http://sakimori.nims.go.jp> (дата обращения: 27.11.2025).
10. Li J.R., Zhong Z.G., Liu S.Z. et al. A low-cost second-generation single crystal superalloy DD6 // *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 777–783.
11. Bürgel R., Grossmann J., Lüsebrink O. et al. Development of a new alloy for directional solidification of large industrial gas turbine blades // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 25–34.
12. Расчет параметров жаропрочных никелевых сплавов: свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № RU 2019661855; заяв. 28.08.19; опубл. 10.09.19.
13. Петрушин Н.В., Римша Э.Г., Луцкая С.А., Дмитриев Н.С. Конструирование коррозионно-стойкого жаропрочного никелевого сплава ВЖМ9 для монокристаллических лопаток газовых турбин // *Труды ВИАМ*. 2023. № 5 (123). С. 3–20. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-3-20.
14. 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.
15. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New phacomp and its applications to alloy design // *Superalloys 1984*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1984. P. 523–532.
16. Erickson G.L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines // *Materials for advanced engineering*. Proceedings of Conference: in 2 part. Liege: Kluwer, 1994. Part 2. P. 1055–1074.
17. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.
18. Литейный жаропрочный сплав на никелевой основе и изделие, выполненное из него: пат. 2530932 С1 Рос. Федерация; заявл. 29.10.13; опубл. 20.10.14.
19. Lu F., Antonov S., Zheng Y. et al. Effect of Re on long-term creep behavior of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications // *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020. P. 218–227.
20. Huang M., Cheng Z., Xiong J. et al. Coupling between Re segregation and γ/γ' interfacial dislocations during high-temperature, low-stress creep of a nickel-based single-crystal superalloy // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 76. P. 294–305. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.03
21. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys // *Rare Metals*. 2016. Vol. 35. Is. 2. P. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
22. Liliensten L., Kürnsteiner P., Mianroodi J.R. et al. Segregation of solutes at dislocations: A new alloy design parameter for advanced superalloys // *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020. P. 41–51. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_4.
23. Ding Q., Li S., Chen L.-Q. et al. Re segregation at interfacial dislocation network in nickel-base superalloys // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 154. P. 137–146. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.025.
24. Елютин Е.С. Разработка жаропрочных никелевых сплавов V и VI поколений с повышенной длительной прочностью для монокристаллических лопаток перспективных авиационных ГТД: дис. ... канд. техн. наук. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. 200 с.
25. Epishin A.I., Link T., Nolze G. et al. Diffusion processes in multicomponent nickel base superalloy–nickel system // *The Physics of Metals and Metallography*. 2014. Vol. 115. No. 1. P. 21–29. DOI: 10.1134/S0031918X14010050.
26. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close-packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloys // *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 767–776.
27. Cheng Y., Zhao X., Yue Q. et al. The nucleation of δ phases triggered by the stacking faults in a single crystal superalloy // *Materials Research Letters*. 2023. Vol. 11. No. 11. P. 957–963. DOI: 10.1080/201663831.2023.2272809.
28. Пигрова Г.Д., Рыбников А.И. Карбидные фазы в сплаве ЖС-32 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 12 (702). С. 21–23.
29. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Горбовец М.А., Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики и механические свойства жаропрочных никелевых ренийсодержащих сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением // *Металлы*. 2016. № 4. С. 57–70.
30. Walston S., Cetel A., MacKay R. et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 15–24.

31. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 35–43.
32. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина*. М.: Наука, 2006. С. 98–115.
33. Matuszewski K., Rettig R., Matysiak H. et al. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-base superalloys of 3rd and 4th generation // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 95. P. 274–283. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.
34. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 2 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 3–22. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 30.10.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
35. Song W., Wang X.G., Li J.G. et al. Effect of ruthenium on microstructure and high-temperature creep properties of fourth generation Ni-based single-crystal superalloys // *Materials Science and Engineering A*. 2020. Vol. 772. P. 138646. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138646.
36. Bandorf J., Kirzinger A., Zenk C.H. et al. On the evolution of the γ/γ' lattice misfit and TCP phase precipitation in a highly alloyed single crystalline Ni-base superalloy // *Superalloys 2024*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2024. P. 73–83. DOI: 10.1007/978-3-031-63937-1_7.
37. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ригин В.Е. *Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование*. М.: ВИАМ, 2014. 368 с.
38. Битюцкая О.Н., Петрушин Н.В., Висик Е.М., Кузьмина Н.А., Лонская Н.А. Структурные характеристики монокристаллических отливок и механические свойства жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения. Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2026. № 1 (155). С. 3–18. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18.
39. Толорайя В.Н., Остроухова Г.А. Получение монокристаллических отливок с заданной аксиальной и азимутальной ориентациями // *Труды ВИАМ*. 2022. № 8 (114). С. 3–13. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-3-13.
40. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. *Рентгеновский и электронно-оптический анализ*. М.: МИСИС, 2002. 358 с.
41. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов*. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
42. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H., Murata Y. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept // *High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications: Proceedings of Conference held in Liege (Belgium, 6–9 October 1986)*. Dordrecht: C.R.M., 1986. P. 935–944.
43. Ryczak F., Devrient B., Mughrabi H. The effects of different alloying elements on the thermal expansion coefficients, lattice constants and misfit of nickel-based superalloys investigated by X-ray diffraction // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 827–836.
44. Reed R.C., Yeh A.C., Tin S. et al. Identification of the partitioning characteristics of ruthenium in single crystal superalloys using atom probe tomography // *Scripta Materialia*. 2004. Vol. 51. P. 27–33. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.04.019.
45. Ковпак В.И. *Прогнозирование жаропрочности металлических материалов*. Киев: Наукова Думка, 1981. 240 с.
46. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Елютин Е.С. Усовершенствование химического состава и структуры литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью. Часть 2 // *Труды ВИАМ*. 2021. № 4 (98). С. 3–15. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
47. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Назаркин Р.М. и др. Сегрегация легирующих элементов в направленно закристаллизованных жаропрочных никелевых сплавах, содержащих рений и рутений // *Вопросы материаловедения*. 2015. № 1 (81). С. 27–37.
48. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Парфенович П.И. Конструирование литейных жаропрочных никелевых сплавов с поликристаллической структурой // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. № 2 (752). С. 47–55.

49. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1996. Vol. 27. No. 3. P. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
50. Epishin A., Link T., Brückner U. Microstructural stability of CMSX-4 and CMSX-10 under high temperature creep conditions // *Materials for Advanced Power Engineering*. Jülich, FZ Jülich, 2006. P. 507–520.

References

1. Ospennikova O.G. Strategic directions for the creation of new heat-resistant materials and technologies for their production for aircraft engine building. *Tsvetnaya metallurgiya*, 2013, no. 1, pp. 31–34.
2. Ospennikova O.G. Tendencies of development of heat-resistant nickel alloys of low density with polycrystalline and single-crystal structures (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 1 (40), pp. 3–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
3. Nathal M.V. NASA and superalloys: a customer, a participant, and a referee. *Superalloys 2008*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008, pp. 13–19.
4. *Low density, high creep resistant single crystal superalloys for turbine airfoils*: pat. 7261783B1 US; appl. 22.09.04; publ. 28.08.07.
5. Glezer G.M., Kachanov E.B., Kishkin S.T. et al. Modern cast heat-resistant alloys for gas turbine engine blades. *Aviation materials at the turn of the 20th–21st centuries*. Moscow: VIAM, 1994, pp. 244–252.
6. *Aviation materials: a handbook in 13 vols*. Ed. E.N. Kablov. 7th ed., rev. and add. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022. Vol. 3: Cast heat-resistant and intermetallic nickel-based alloys, 192 p.
7. Whal J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8. *Superalloys 2012*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012, pp. 179–188.
8. *Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristalliner erstarter Bauteile*: pat. 10100790A1 Deutsches; appl. 10.01.01; publ. 18.07.02.
9. *Second generation nickel base single crystal superalloy TMS-82+ (Developed under NIMS / Toshiba collaboration)*, 2004. Available at: <http://sakimori.nims.go.jp> (accessed: November 27, 2025).
10. Li J.R., Zhong Z.G., Liu S.Z. et al. A low-cost second-generation single crystal superalloy DD6. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 777–783.
11. Bürgel R., Grossmann J., Lüsebrink O. et al. Development of a new alloy for directional solidification of large industrial gas turbine blades. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 25–34.
12. *Calculation of parameters of heat-resistant nickel alloys*: Certificate of state registration of computer program No. RU 2019661855; appl. 28.08.19; publ. 10.09.19.
13. Petrushin N.V., Rimsha E.G., Lutskaya S.A., Dmitriev N.S. Design of corrosion-resistant nickel-based superalloy VZHM9 for single crystal gas turbine blades. *Trudy VIAM*, 2023, no. 5 (123), pp. 3–20. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 27, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-3-20.
14. Samoilov A.I., Morozova G.I., Krivko A.I., Afonicheva O.S. Analytical method for optimization of alloying of heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2000, no. 2, pp. 14–17.
15. 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.
16. Erickson G.L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines. *Materials for advanced engineering. Proceedings of Conference*: in 2 parts. Liege: Kluwer, 1994, part 2, pp. 1055–1074.
17. Kablov E.N., Golubovsky E.R. *Heat resistance of nickel alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1998, 464 p.
18. *Cast heat-resistant nickel-based alloy and products made from it*: pat. 2530932 C1 Rus. Federation; appl. 29.10.13; publ. 20.10.14.
19. Lu F., Antonov S., Zheng Y. et al. Effect of Re on long-term creep behavior of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020, pp. 218–227.

20. Huang M., Cheng Z., Xiong J. et al. Coupling between Re segregation and γ/γ' interfacial dislocations during high-temperature, low-stress creep of a nickel-based single-crystal superalloy. *Acta Materialia*, 2014, vol. 76, pp. 294–305. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.03
21. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys. *Rare Metals*, 2016, vol. 35, is. 2, pp. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
22. Liliensten L., Kürnsteiner P., Mianroodi J.R. et al. Segregation of solutes at dislocations: A new alloy design parameter for advanced superalloys. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020, pp. 41–51. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_4.
23. Ding Q., Li S., Chen L.-Q. et al. Re segregation at interfacial dislocation network in nickel-base superalloys. *Acta Materialia*, 2018, vol. 154, pp. 137–146. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.025.
24. Elyutin E.S. *Development of heat-resistant nickel alloys of the 5th and 6th generations with increased long-term strength for single-crystal blades of promising aircraft gas turbine engines*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2023, 200 p.
25. Epishin A.I., Link T., Nolze G. et al. Diffusion processes in multicomponent nickel base superalloy–nickel system. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 1, pp. 21–29. DOI: 10.1134/S0031918X14010050.
26. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close-packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloys. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 767–776.
27. Cheng Y., Zhao X., Yue Q. et al. The nucleation of δ phases triggered by the stacking faults in a single crystal superalloy. *Materials Research Letters*, 2023, vol. 11, no. 11, pp. 957–963. DOI: 10.1080/201663831.2023.2272809.
28. Pigrova G.D., Rybnikov A.I. Carbide phases in the alloy ZhS-32. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2013, no. 12 (702), pp. 21–23.
29. Petrushin N.V., Visik E.M., Gorbovets M.A., Nazarkin R.M. Structural-phase characteristics and mechanical properties of heat-resistant nickel-rhenium-containing alloys with intermetallic carbide strengthening. *Metally*, 2016, no. 4, pp. 57–70.
30. Walston S., Cetel A., MacKay R. et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 15–24.
31. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 35–43.
32. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L. Computer design of a heat-resistant nickel alloy of the 4th generation for single-crystal gas turbine blades. *Casting heat-resistant alloys. Effect of S.T. Kishkin*. Moscow: Science, 2006, pp. 98–115.
33. Matuszewski K., Rettig R., Matysiak H. et al. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-base superalloys of 3rd and 4th generation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 95, pp. 274–283. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.
34. 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 2. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 3–22. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 30, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
35. Song W., Wang X.G., Li J.G. et al. Effect of ruthenium on microstructure and high-temperature creep properties of fourth generation Ni-based single-crystal superalloys. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 772, pp. 138646. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138646.
36. Bandorf J., Kirzinger A., Zenk C.H. et al. On the evolution of the γ/γ' lattice misfit and TCP phase precipitation in a highly alloyed single crystalline Ni-base superalloy. *Superalloys 2024*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2024, pp. 73–83. DOI: 10.1007/978-3-031-63937-1_7.
37. Sidorov V.V., Kablov D.E., Rigin V.E. *Metallurgy of cast heat-resistant alloys: technology and equipment*. Moscow: VIAM, 2014, 368 p.
38. Bityutskaya O.N., Petrushin N.V., Visik E.M., Kuzmina N.A., Lonskaya N.A. Structural characteristics of monocrystalline castings and mechanical properties of nickel-based superalloys with low rhenium content. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 1 (155), pp. 3–18. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18.

39. Toloraya V.N., Ostroukhova G.A. Production of single-crystal castings with a given axial and azimuthal orientations. *Trudy VIAM*, 2022, no. 8 (114), pp. 3–13. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 23, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-3-13.
40. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron-optical analysis*. Moscow: MISiS, 2002, 358 p.
41. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. *Single crystals of nickel heat-resistant alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.
42. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H., Murata Y. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept. *High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications: Proceedings of Conference held in Liege (Belgium, 6–9 October 1986)*. Dordrecht: C.R.M., 1986, pp. 935–944.
43. Pyczak F., Devrient B., Mughrabi H. The effects of different alloying elements on the thermal expansion coefficients, lattice constants and misfit of nickel-based superalloys investigated by X-ray diffraction. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 827–836.
44. Reed R.C., Yeh A.C., Tin S. et al. Identification of the partitioning characteristics of ruthenium in single crystal superalloys using atom probe tomography. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 51, pp. 27–33. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.04.019.
45. Ковпак В.И. *Prediction of heat resistance of metallic materials*. Kyiv: Naukova Dumka, 1981. 240 p.
46. 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), pp. 3–15. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 24, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
47. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Nazarkin R.M. et al. Segregation of alloying elements in directionally solidified heat-resistant nickel alloys containing rhenium and ruthenium. *Voprosy materialovedeniya*, 2015, no. 1 (81), pp. 27–37.
48. Kablov E.N., Petrushin N.V., Parfenovich P.I. Design of cast heat-resistant nickel alloys with polycrystalline structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2018, no. 2 (752), pp. 47–55.
49. Nabarro F.R.N. Rafting in superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, vol. 27, no. 3, pp. 513–530. DOI: 10.1007/BF02648942.
50. Epishin A., Link T., Brückner U. Microstructural stability of CMSX-4 and CMSX-10 under high temperature creep conditions. *Materials for Advanced Power Engineering*. Jülich, FZ Jülich, 2006, pp. 507–520.

Информация об авторах

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

Битюцкая Ольга Николаевна, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Висик Елена Михайловна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чабина Елена Борисовна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Olga N. Bityutskaya, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Elena B. Chabina, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 05.03.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.03.2026.

The article was submitted 05.03.2026; approved and accepted for publication after reviewing 13.03.2026.