

Научная статья

УДК 669.245

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-3-20

КОНСТРУИРОВАНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖМ9 ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК ГАЗОВЫХ ТУРБИН

Н.В. Петрушин¹, Э.Г. Римша¹, С.А. Луцкая¹, Н.С. Дмитриев¹

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

Аннотация. Рассмотрены химический состав и механические свойства известных коррозионностойких жаропрочных никелевых сплавов для турбинных лопаток со столбчатой структурой зерен и монокристаллической структурой. Представлены результаты компьютерного конструирования и экспериментальных исследований нового монокристаллического коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава ВЖМ9 с 1,5 % (по массе) Re и плотностью 8,35 г/см³. Показано, что сплав ВЖМ9 обладает высокой фазовой стабильностью, повышенными характеристиками прочности и пластичности при растяжении ($\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 970$ МПа, $\sigma_B^{20^\circ} = 1030$ МПа, $\delta^{20^\circ} = 10$ %, $\psi^{20^\circ} = 13,5$ %) и длительной прочности ($\sigma_{100}^{1000^\circ} = 200$ МПа, $\sigma_{500}^{1000^\circ} = 140$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 120$ МПа).

Ключевые слова: коррозионностойкие жаропрочные никелевые сплавы, монокристаллы, компьютерное конструирование, фазовая стабильность, микроструктура, предел прочности при растяжении, условный предел текучести, пластичность, длительная прочность

Для цитирования: Петрушин Н.В., Римша Э.Г., Луцкая С.А., Дмитриев Н.С. Конструирование коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава ВЖМ9 для монокристаллических лопаток газовых турбин // Труды ВИАМ. 2023. № 5 (123). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-3-20.

Scientific article

DESIGN OF CORROSION-RESISTANT NICKEL-BASED SUPERALLOY VZHM9 FOR SINGLE CRYSTAL GAS TURBINE BLADES

N.V. Petrushin¹, E.G. Rimsha¹, S.A. Lutsкая¹, N.S. Dmitriev¹

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

Abstract. The chemical composition and mechanical properties of the well-known corrosion-resistant nickel-based superalloys for of turbine blades with a columnar granular structure and a single-crystal structure are considered. Result of computer design and experimental studies of new single crystal corrosion resistant nickel-based superalloy VZHM9 with 1.5 (% wt.) Re and density 8.35 g/cm³ are presented. It is shown that the VZHM 9 alloy has high phase stability, increased tensile strength and ductility characteristics ($\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 970$ МПа, $\sigma_B^{20^\circ} = 1030$ МПа, $\delta^{20^\circ} = 10$ %, $\psi^{20^\circ} = 13,5$ %), and creep strength ($\sigma_{100}^{1000^\circ} = 200$ МПа, $\sigma_{500}^{1000^\circ} = 140$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 120$ МПа).

Keywords: corrosion-resistant nickel-based superalloys, single crystals, computer design, phase stability, microstructure, ultimate tensile strength, yield strength, ductility, creep strength

For citation: Petrushin N.V., Rimsha E.G., Lutsкая 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), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-3-20.

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) имеют важное значение как в авиационной промышленности при создании перспективных авиационных газотурбинных двигателей (ГТД), так и в энергетической – при разработке современных газотурбинных установок (ГТУ). Именно материал турбинных лопаток определяет максимальную температуру рабочего газа на входе в турбину, а следовательно, отношение полного давления рабочего газа к давлению на входную кромку лопатки, от которого зависит удельная мощность турбины [1–9]. Основным фактором высокотемпературной работоспособности турбинных лопаток из ЖНС является их гетерофазное строение, характеризующееся наличием большой объемной доли дисперсных частиц γ' -фазы на основе интерметаллического соединения Ni_3Al в достаточно прочной и стабильной многокомпонентной никелевой γ -матрице. Положительное влияние гетерофазной структуры на способность материала сопротивляться высокотемпературной ползучести называется эффектом Кишкина [10].

Спецификой работы ЖНС, из которых методами литья изготавливают турбинные лопатки для стационарных ГТУ, является длительная (до 20–40 тыс. ч) эксплуатация при относительно невысоких (до 900–1000 °С) температурах в коррозионно-активной среде продуктов сгорания топлива [4, 9]. Поэтому к таким сплавам предъявляются повышенные требования в отношении фазовой стабильности и сопротивления высокотемпературной солевой коррозии. Последнее достигается повышенным содержанием в сплавах хрома до 12–16 % (по массе) и определенными соотношениями в сплавах концентраций (% (по массе)) титана C_{Ti} , алюминия C_{Al} и хрома C_{Cr} , выражаемых следующими критериями [11]:

$$C_{Ti} / C_{Al} \geq (0,7-1,0); \quad (1)$$

$$C_{Cr}^{0,5} \cdot C_{Ti} / C_{Al}^{0,5} > (3-6). \quad (2)$$

Для литейных коррозионностойких ЖНС в остальном применяются те же принципы легирования, что и для литейных ЖНС авиационного назначения [7, 9, 12, 13].

Наиболее широкое применение для изготовления по технологии равноосного литья поликристаллических турбинных лопаток ГТУ получили коррозионностойкие ЖНС отечественного производства марок ЧС-70, ЧС-88У и др., а также зарубежные – марок IN-738LC, IN-792, IN-939 и др. [4, 9].

В настоящее время лопатки турбин современных ГТУ, предназначенных для длительной работы в различных условиях, в том числе в условиях воздействия морской среды, производятся с использованием технологий не только поликристаллического литья, но и направленной кристаллизации, первоначально разработанной применительно к деталям авиационных двигателей. Для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой созданы специальные коррозионностойкие ЖНС. В табл. 1 приведен химический состав наиболее известных коррозионностойких ЖНС по основным легирующим элементам, в табл. 2 – их механические свойства [4, 9, 12, 14–22]. Из данных табл. 1 следует, что для монокристаллических коррозионностойких ЖНС, так же как и авиационных ЖНС для ГТД [23], прослеживаются тенденции увеличения концентрации тугоплавких элементов (W, Ta, Mo) и легирования Re при сохранении повышенной концентрации Cr. Введение Re в легирующий комплекс монокристаллических коррозионностойких ЖНС объясняется его наиболее эффективным, по сравнению с другими тугоплавкими элементами, положительным влиянием на жаропрочные свойства сплавов на никелевой основе [24–27].

Таблица 1

Химический состав литейных коррозионностойких жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)												
	C	Cr	Ti	Mo	W	Nb	Al	Co	Hf	Ta	Re	Zr	B
Сплавы для лопаток с поликристаллической равноосной структурой													
ЧС-70	0,09	15,6	4,4	2,0	5,3	0,2	3,0	10,8	–	–	–	0,05	0,02
ЧС-88У	0,07	15,6	4,6	2,0	5,3	0,12	3,1	10,8	0,3	–	–	0,08	0,05
IN-738LC	0,11	16,0	3,4	1,75	2,6	0,9	3,4	8,5	–	1,75	–	0,04	0,01
IN-792	0,12	12,7	4,2	2,0	3,9	–	3,2	9,0	–	3,9	–	0,1	0,02
Сплавы для лопаток с направленной столбчатой структурой													
ЦНК-7	0,09	14,8	4,0	0,4	6,8	–	3,9	8,7	–	–	–	–	–
DS-16	0,06	16,0	3,5	3,0	–	–	3,5	5,0	1,0	3,5	–	0,015	0,015
DSGTD-111	0,10	14,0	5,0	1,5	3,7	–	3,0	9,4	0,15	3,0	–	0,05	0,01
IN-792LC	0,08	13,5	3,5	1,85	4,1	–	3,4	9,0	1,0	4,1	–	0,02	0,015
Сплавы для лопаток с монокристаллической структурой													
ЦНК-8М	0,01	12,3	4,5	0,4	6,7	0,9	4,1	8,7	–	–	–	–	–
СЛЖС-5	0,005	12,5	3,5	1,0	2,5	0,7	2,8	16,0	0,1	3,7	4,2	–	0,008
SC-16	–	16,0	3,5	3,0	–	–	3,5	–	–	3,5	–	–	–
PWA1483	0,07	12,2	4,1	1,9	3,8	–	3,6	9,0	–	5,0	–	–	–
CMSX-11B	0,05	12,5	4,2	0,5	5,0	0,1	3,6	7,0	0,004	5,0	–	–	–
CMSX-11C	–	14,9	4,2	0,4	4,5	0,1	3,4	3,0	0,04	5,0	–	–	–
CM186LC	0,07	6,0	0,7	0,5	8,0	–	5,7	9,0	1,4	3,0	3,0	0,005	–

Одним из важных преимуществ химического состава монокристаллических коррозионностойких ЖНС является пониженное содержание или отсутствие в них С, В и Zr – элементов, упрочняющих границы зерен в поликристаллических ЖНС (табл. 1). Во-первых, это позволило уменьшить температурный интервал кристаллизации путем повышения температуры солидус сплавов, что имеет большое значение при отливке монокристаллических лопаток. Во-вторых, в монокристаллах отсутствуют большеугловые границы зерен, по которым интенсивно протекают процессы коррозии. Поэтому монокристаллы ЖНС более устойчивы к коррозии и в них можно ввести меньшее количество хрома, не ухудшая коррозионной стойкости. В монокристаллических сплавах за счет пониженного содержания хрома стало возможным повысить объемную долю упрочняющих частиц γ' -фазы и температуру ее полного растворения (температура γ' -солвус), в результате чего удалось улучшить характеристики жаропрочности и термической стабильности γ/γ' -микроструктуры. Однако полное исключение С, В и Zr из систем легирования этого класса сплавов нецелесообразно в связи с тем, что в отливаемых из них монокристаллических лопатках ГТУ из-за их большого размера неизбежно образуются ростовые дефекты в виде субграниц, для упрочнения которых используются именно эти легирующие элементы [28–31].

Цель данной работы – компьютерное конструирование и последующие экспериментальные исследования нового коррозионностойкого ЖНС, предназначенного для литья монокристаллических турбинных лопаток ГТУ и ГТД с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$, обладающего высокой фазовой стабильностью и уровнем длительной прочности при температуре 1000 °С на базе $100 \text{ ч } \sigma_{100}^{1000} \geq 200 \text{ МПа}$.

Свойства коррозионностойких жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой

Сплав	Плотность, г/см ³	Температура испытания T , °С	Длительная прочность σ_t^T , МПа, при продолжительности испытания τ , ч	
			100	1000
ЦНК-8М	8,32	800	570	460
		900	320	191
СЛЖС-5	8,49	900	355	260
		1000	193	–
SC-16	8,15	800	535	412
		850	400	–
		900	292	215
		950	255	–
CMSX-11B	8,39	1000	145	77
		900	345	250
PWA1483	8,36	1000	184	–
		800	645	–
CM186LC	8,7	900	390	–
		1000	167	–
		900	420	–
		1000	210	–

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (далее – ВИАМ) в рамках реализации комплексной научной проблемы 9.1. «Монокристаллические жаропрочные суперсплавы, включая естественные композиты» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [32].

Материалы и методы

При разработке коррозионностойких ЖНС большое значение придается обеспечению фазовой стабильности, которая необходима для достижения высокой жаропрочности и увеличения ресурса. Для оценки склонности конструируемого сплава с различными вариантами легирования к фазовой нестабильности, связанной с образованием в процессе эксплуатации сложных карбидов типа $M_{23}C_6$, M_6C , интерметаллидных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз (σ , μ , R), использовали метод баланса легирования ΔE [33, 34]. В этом методе параметр ΔE , характеризующий склонность ЖНС к фазовой нестабильности, определяли следующим образом:

$$\Delta E = E_{\text{сплав}} - E_0 \text{ при } E_0 = 0,036A_{\text{сплав}} + 6,28, \quad (3)$$

где $A_{\text{сплав}}$ – параметр, отражающий атомную массу сплава и вычисляемый по формуле $A_{\text{сплав}} = \sum_{i=1}^n A_i C_i$; $E_{\text{сплав}} = \sum_{i=1}^n E_i C_i$ – среднее количество валентных электронов химических элементов сплава (электроны sp -орбиталей для алюминия и ds -электроны для переходных металлов); A_i , E_i и C_i – соответственно атомная масса, количество валентных электронов i -го элемента сплава и атомная доля i -го элемента в сплаве, включая и никель – основу сплава; n – число элементов без учета углерода, бора и редкоземельных элементов (La, Ce, Y) и примесей, а значения параметров A_i и E_i основных легирующих элементов ЖНС приведены в табл. 3 [35].

Согласно данным работы [34], сплав считается сбалансированным, если для него выполняется следующее условие:

$$0,02 \geq \Delta E \geq -0,04. \quad (4)$$

Метод баланса легирования ΔE выгодно отличается от других известных методов прогнозирования фазовой нестабильности ЖНС – PHACOMP (Nv) [36], New

PHACOMP(*MD*) [37, 38] и Solubility Index (*SI*, *SLI*) [39] – главным образом отсутствием необходимости в экспериментальном определении критических параметров $(N_{\gamma})_{\text{крит}}$, $(MD)_{\text{крит}}$, $(SI)_{\text{крит}}$ и $(SLI)_{\text{крит}}$.

Таблица 3

Значения параметров A_i и E_i основных легирующих элементов жаропрочных никелевых сплавов

Элемент <i>i</i>	Al	Cr	Mo	W	Ta	Co	Nb	Ti
A_i , а. е. м.	26,98	52,01	95,95	183,86	180,95	58,94	92,91	47,90
E_i	3	6	6	6	5	9	5	4
Элемент <i>i</i>	Re	Ru	V	Hf	Ni	Zr	Fe	Si
A_i , а. е. м.	186,22	101,1	50,95	178,50	58,71	91,22	55,85	28,09
E_i	7	8	5	4	10	4	8	4

Поиск композиции нового монокристаллического коррозионностойкого ЖНС осуществляли на базе никелевой системы легирования Ni–Al–Ti–Cr–Mo–Co–W–Ta–Re–C–B–Zr–La. Использование ниобия и гафния в качестве легирующих элементов конструируемого сплава не рассматривалось, так как они значительно снижают температуру солидус ЖНС и способствуют при литье образованию в структуре отливок повышенной объемной доли эвтектики $\gamma + \gamma'$ [18].

Расчетно-теоретический анализ с использованием компьютерной программы расчета параметров литейных ЖНС [40] показал, что для намеченной системы легирования при условии выполнения критериев коррозионной стойкости (1, 2) и фазовой стабильности (4) заданный уровень длительной прочности $\sigma_{100}^{1000} \geq 200$ МПа конструируемого сплава может быть достигнут при обеспечении следующих показателей основных структурно-фазовых и технологических характеристик сплава:

- объемная доля кубоидных частиц γ' -фазы в γ -матрице составляет ~50 % при температурах до 800 °С;
- температура γ' -солвус (полного растворения γ' -фазы в γ -матрице) – $T_{\text{п.р}} \approx 1250$ °С;
- температура солидус – $T_S \geq 1270$ °С;
- небольшой положительный (~0,15 % при комнатной температуре) γ/γ' -мисфит (период γ' -решетки меньше, чем матричного γ -твердого раствора);
- температурный интервал гомогенизирующей термообработки на твердый раствор $\Delta T_{\text{ТО}} = (T_{\text{эвт}} - T_{\text{п.р}}) \geq 20$ °С, где $T_{\text{эвт}}$ – температура плавления неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$ (перитектической γ' -фазы).

Алгоритм поиска точного состава ЖНС с заданным уровнем свойств подробно изложен в работах [41, 42]. Применительно к конструируемому коррозионностойкому сплаву итоговый химический состав композиции выбран по результатам проведенных по методу, представленному в работе [40], расчетов и анализе полученных значений показателей структурно-фазовых характеристик и параметров, характеризующих фазовую стабильность в условиях длительной наработки. Для расчетов выбраны следующие интервалы, в которых варьировали концентрации легирующих элементов, % (по массе): 1,0–3,0 Мо; 9,5–12,5 Со; 3,5–5,5 W; 2,5–4,5 Та; 1,0–2,0 Re. Концентрации легирующих элементов в анализируемых вариантах сплава в указанных интервалах варьирования задавали в соответствии с матрицей полного факторного эксперимента $2^n + 1$, где $n = 5$ – количество переменных факторов (легирующие элементы: Мо, Со, W, Та, Re). Содержание других легирующих (Al, Ti, Cr) и микролегирующих (С, В, La) элементов в учитываемых вариантах состава оставалось неизменным.

С учетом полученных расчетом близких к заданным значений объемной доли γ' -фазы, температур γ' -солвус и солидус, γ/γ' -мисфита и температурного интервала гомогенизирующей термообработки, представленных в табл. 4, для дальнейшего исследования выбран вариант сплава (далее – сплав ВЖМ9) содержащий, % (по массе): 1,8 Мо; 11,5 Со; 4,3 W; 2,5 Та; 1,5 Re, а также Al, Ti, Cr, C, B, La и другие микролегирующие добавки [43, 44]. Как следует из данных табл. 4, выбранный химический состав обеспечивает по расчету заданные показатели структурно-фазовых и технологических характеристик и длительной прочности сконструированного сплава.

Таблица 4

Свойства сконструированного монокристаллического коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава

Свойства	Значения свойств	
	по расчету	по эксперименту
F_0 (при 20 °С), % (объемн.)	52,2	–
$F_{эвт}$, % (объемн.)	3,9	–
Δa (при 20 °С), %	+0,1	–0,02
d , г/см ³	8,407	8,354
$T_{п.р.}$, °С	1249	1216
$T_{эвт}$, °С	1266	1252
T_s , °С	1274	1277
T_L , °С	1365	1360
$\Delta T_{ГО}$	17	36
$\Delta E / (\overline{Md})_\gamma$	–0,045/0,913	–0,004/0,919
σ_{100}^{1000} , МПа	200,4	203
σ_{1000}^{1000} , МПа	154,2	145

Обозначения. F_0 – количество дисперсной γ' -фазы; $F_{эвт}$ – количество неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$; Δa – размерное несоответствие периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз (γ/γ' -мисфит); d – плотность; $T_{п.р.}$ – температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе (солвус γ'); $T_{эвт}$ – температура плавления неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$; T_s – температура солидус; T_L – температура ликвидус; $\Delta T_{ГО}$ – температурный интервал гомогенизирующей термообработки на твердый раствор $\Delta T_{ГО} = T_{эвт} - T_{п.р.}$; ΔE – параметр, рассчитанный по формуле (3); $(\overline{Md})_\gamma$ – параметр, рассчитанный по методу New PHACOMP Md ; σ_{100}^{1000} и σ_{1000}^{1000} – соответственно 100- и 1000-часовая длительная прочность при температуре 1000 °С.

Примечание. Экспериментальные значения структурно-фазовых характеристик определены на сплаве после направленной кристаллизации, длительной прочности – для монокристаллов сплава с ориентацией <001> в термически обработанном состоянии.

Сплав выбранного химического состава изготавливали* методом вакуумной индукционной плавки. Далее из выплавленной шихтовой заготовки отливали** в промышленной печи УВНК-9А монокристаллические прутки диаметром 16 мм и длиной 185 мм с аксиальной кристаллографической ориентировкой (КГО) монокристаллов <001>, которую определяли методом рентгеновской дифрактометрии [45].

Температуры фазовых превращений в сплаве определяли на дифференциальном сканирующем калориметре HDSC PT1750.

Микроструктуры исследовали на растровом электронном микроскопе JSM-840.

* Сплав выплавлен под руководством А.В. Горюнова (ВИАМ).

** Монокристаллические отливки получены под руководством к.т.н. Е.М. Висик (ВИАМ).

Ликвацию легирующих элементов оценивали по результатам определения локального химического состава в различных точках дендритной ячейки с использованием метода электронно-зондового микроанализа на установке JSMA-733. Количественно ее характеризовали коэффициентами сегрегации K_c [42]:

$$K_c = n(C_{м.д}/C_{о.д})^n, \quad (5)$$

где $C_{о.д}$ и $C_{м.д}$ – концентрации i -го элемента в оси дендрита первого порядка и междендритных участках соответственно, $n = \pm 1$.

Периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз для расчета мисфита определяли* при комнатной температуре на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4 с использованием рефлекса (222) монокроматического Fe K_α -излучения. Размерное несоответствие Δa периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз (γ/γ' -мисфит) определяли с использованием следующей формулы:

$$\Delta a = (a_\gamma - a_{\gamma'})/a_\gamma, \quad (6)$$

где a_γ и $a_{\gamma'}$ – периоды кристаллических решеток γ -твердого раствора и γ' -фазы.

Для формирования гетерофазной γ/γ' -микроструктуры, обеспечивающей максимальную длительную прочность и стойкость к высокотемпературной ползучести, полученные монокристаллические заготовки коррозионностойкого сплава подвергали термической обработке, состоящей из ступенчатой гомогенизации в температурном интервале $\Delta T_{ГО} = T_{эвт} - T_{п.р}$ и старения, проводимого в две стадии. При этом выбор температуры первой (высокотемпературной) ступени старения, необходимой для формирования кубоидных частиц γ' -фазы, осуществляли на основе температурной зависимости γ/γ' -мисфита исследуемого сплава, спрогнозированной с использованием математической модели, предложенной в работе [46]. Одним из основных условий для формирования таких частиц в сплаве является достижение при этой температуре определенной положительной ($a_\gamma > a_{\gamma'}$) величины ($\sim 0,15\%$) γ/γ' -мисфита. Результаты расчетов, представленных на рис. 1, показали, что для достижения значения мисфита $\sim 0,15\%$ необходим нагрев до температуры $\sim 1090^\circ\text{C}$.

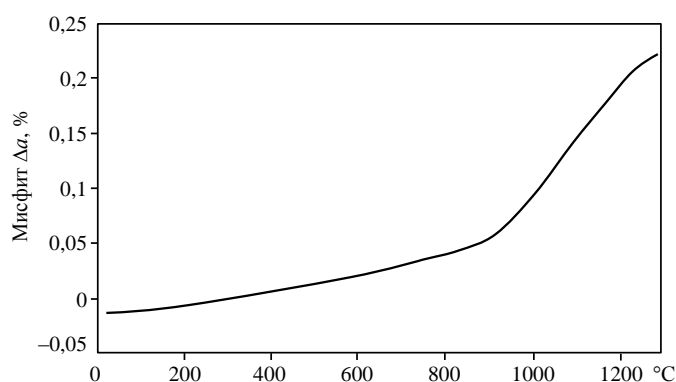


Рис. 1. Температурная зависимость γ/γ' -мисфита сплава ВЖМ9, полученная по расчету

Для анализа механических свойств и долговечности сплава проведены испытания на растяжение по ГОСТ Р 1497–84 и на длительную прочность при температурах от 800 до 1000 °C по ГОСТ Р 10145–81. Использовали термообработанные цилиндрические образцы с рабочей частью 25 мм и диаметром 5 мм.

* Рентгеновское определение периодов решеток γ - и γ' -фаз проведено Р.М. Назаркиным (ВИАМ).

Результаты и обсуждение

Результаты рентгеноструктурного анализа отливок образцов из сплава ВЖМ9 показали, что большинство из них имели монокристаллическую структуру с аксиальной кристаллографической ориентировкой (КГО) роста $\langle 001 \rangle$. При этом она совпадала в пределах 10 градусов с продольной осью этих цилиндрических отливок. Полученные отливки также не имели на поверхности таких ростовых дефектов структуры, как струйная ликвация или *freckles* [47].

Полученные литые $\langle 001 \rangle$ монокристаллические отливки образцов из сконструированного коррозионностойкого ЖНС марки ВЖМ9 имели дендритно-ячеистую γ/γ' -структуру с выделениями карбидов различной морфологии и неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$ (перитектической γ' -фазы) в междендритных участках (рис. 2, *a*, *b*), свойственную литым монокристаллам ЖНС авиационного назначения. Распределенные в γ -матрице твердого раствора дисперсные выделения γ' -фазы различались по размеру и форме: в дендритах частицы γ' -фазы значительно мельче, чем в междендритных областях (рис. 2, *b*, *z*). Причиной выявленной структурной неоднородности материала является сегрегация (микросегрегация) легирующих элементов по дендритным ячейкам монокристаллических отливок в процессе направленной кристаллизации, что обусловлено различным влиянием этих элементов на температуры ликвидус и солидус ЖНС [48]. Легирующие элементы (Al, Cr, Mo, Ti, Ta, C), понижающие температуру солидус, в процессе кристаллизации концентрируются в междендритных участках, тогда как элементы ее повышающие (W, Co, Re) концентрируются в дендритах.

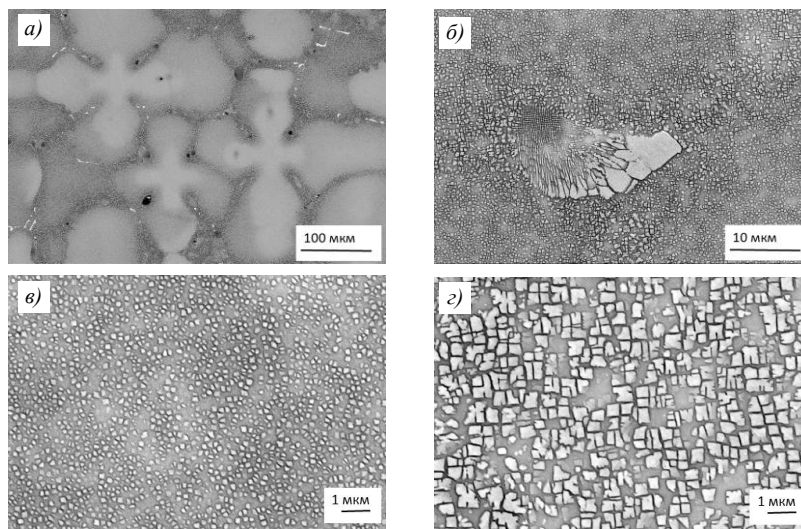


Рис. 2. Микроструктура сплава ВЖМ9 в монокристаллической отливке с КГО $\langle 001 \rangle$ (поперечное сечение) после направленной кристаллизации: *a* – дендритно-ячеистая структура (в междендритных участках расположены выделения МС-карбида – белые частицы и эвтектики $\gamma + \gamma'$ (перитектической γ' -фазы) – темные частицы; *b* – выделения эвтектики $\gamma + \gamma'$ (перитектической γ' -фазы) в γ -матрице междендритного участка; *v* – дисперсные частицы γ' -фазы в γ -матрице оси дендрита первого порядка; *z* – дисперсные частицы γ' -фазы в γ -матрице междендритного участка

В табл. 5 приведены результаты экспериментального определения локального химического состава материала в литом состоянии. Определен состав осей дендритов первого порядка, междендритных участков и частиц карбидной фазы.

Результаты исследования локального химического анализа отливок показывают, что титан и молибден концентрируются преимущественно в междендритных областях,

а вольфрам и рений, наоборот, обогащают преимущественно дендриты и являются основными сегрегирующими элементами при кристаллизации; прочие легирующие элементы (Al, Cr, Co, Ta) при этом не сегрегируют. Исходя из химического состава частиц карбидной фазы (табл. 5), их следует отнести к MC-карбидам, образующимся на основе титана и тантала.

Таблица 5

Локальный химический состав и значения коэффициентов сегрегации легирующих элементов в сплаве ВЖМ9 после направленной кристаллизации

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе), и значения коэффициентов сегрегации K_c								
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	W	Re
Ось дендрита первого порядка	3,4	2,2	12,1	13,6	56,2	1,7	2,4	6,2	2,1
Междендритный участок	3,3	4,8	13,7	13,1	55,2	2,9	2,5	3,2	1,2
K_c	1,0	2,2	1,1	1,0	–	1,7	1,0	–1,9	–1,8
Карбидная фаза*	–	26,2	1,5	1,3	5,6	4,0	50,8	8,9	–
Перитектическая γ' -фаза	4,8	9,4	3,5	9,5	66,6	0,7	4,7	0,9	–

* Содержание элементов в металлической части карбидной фазы.

Экспериментальные значения температур фазовых превращений монокристаллического сплава ВЖМ9 в литом состоянии, к которым относятся температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе (γ' -солвус) $T_{п.р.}$; температура плавления неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$ (перитектической γ' -фазы) $T_{эвт.}$; температуры солидус T_S и ликвидус T_L , приведены в табл. 6.

Таблица 6

Температуры фазовых превращений и количество γ' -фазы в монокристаллических коррозионностойких жаропрочных никелевых сплавах

Сплав	$T_{п.р.}$	$T_{эвт.}$	T_S	T_L	F_0 , % (объемн.)
	°C				
ВЖМ9	1216	1252	1277	1360	52,2
ЦНК-8М	1224	1258	1282	1355	56,3
СЛЖС-5	1272	1265	1309	1383	51,2
SC-16	1215	–	1255	1358	40,3
PWA-1483	1221	1262	1259	1376	56,0
CMSX-11B	1235	1262	1273	1339	57,8
CMSX-11C	1252	1274	1274	1359	51,0

Обозначения. $T_{п.р.}$ – температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе (γ' -солвус); $T_{эвт.}$ – температура плавления неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$ (перитектической γ' -фазы); T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус; F_0 – количество дисперсной γ' -фазы.
Примечание. Для литых сплавов ВЖМ9 и ЦНК-8М приведены экспериментальные значения характеристических температур и расчетное значение F_0 , для других сплавов – расчетные значения характеристик.

В табл. 6 для сравнения представлены экспериментальные значения аналогичных характеристических температур для литого монокристаллического коррозионностойкого сплава ЦНК-8М, полученные в данной работе, а также рассчитанные по методу, представленному в работе [40], объемные доли γ' -фазы и такие же характеристические температуры некоторых известных монокристаллических коррозионностойких ЖНС. Химический состав этих сплавов приведен в табл. 1.

На рис. 3 приведены микроструктуры исследуемого сплава, полученные при анализе образцов после термической обработки.

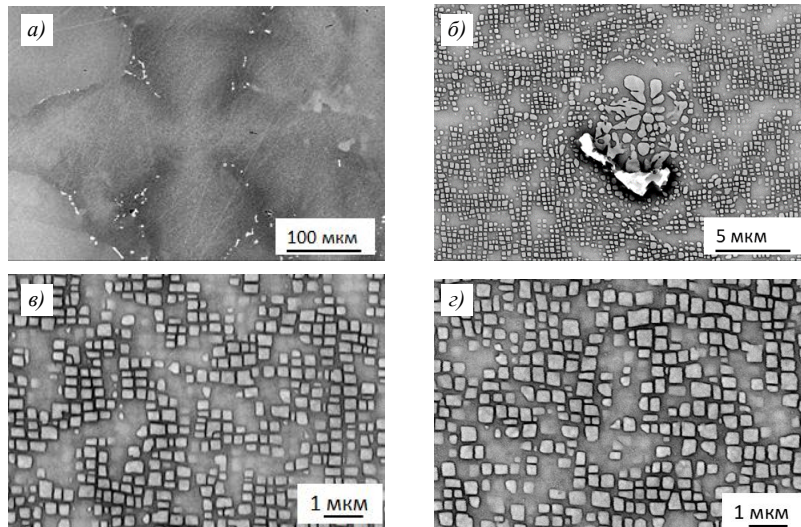


Рис. 3. Микроструктуры сплава ВЖМ9 в монокристаллической отливке с КГО <001> (поперечное сечение) после термической обработки: *a* – дендритно-ячеистая структура (в междендритных участках расположены выделения МС-карбида); *б* – МС-карбид (белые частицы) и остаточные выделения перитектической γ' -фазы (серые крупные частицы) в междендритном участке; *в* – дисперсные частицы γ' -фазы в γ -матрице оси дендрита первого порядка; *г* – дисперсные частицы γ' -фазы в γ -матрице междендритного участка

В результате высокотемпературного отжига и последующего старения литых монокристаллических отливок сплава ВЖМ9 ликвация титана и молибдена полностью устранена, однако сегрегация вольфрама и рения осталась на достаточно высоком уровне: их коэффициенты сегрегации, рассчитанные по формуле (5), снизились (в абсолютном значении) до $-1,3$ и $-1,6$ соответственно. Заметно, что размеры частиц в различных участках дендритной ячейки выровнялись, хотя из-за неполного устранения ликвации тугоплавких легирующих элементов частицы в междендритных участках несколько крупнее.

В γ/γ' -микроструктуре междендритных участков также наблюдаются не полностью растворившиеся (остаточные) выделения перитектической γ' -фазы (рис. 3, *б*). Значительных изменений карбидной фазы, а также наличия вредных ТПУ-фаз в структуре сплава не обнаружено (рис. 3, *а*), что подтверждают полученные при компьютерном моделировании данные, на основании которых сделаны выводы о высокой фазовой стабильности сконструированного сплава.

Из представленных на рис. 3, *в*, *г* микроструктур видно, что в γ -матрице дендритов и междендритных участках сплава частицы γ' -фазы в количестве $\sim 52\%$ (объемн.) сформировались в форме, близкой к кубоидной. Следовательно, при выбранной температуре первой ступени старения, равной ~ 1090 °С, сплав ВЖМ9 имел положительный γ/γ' -мисфит, значения которого согласуются с результатами расчета (табл. 4, рис. 1) и рентгеновского измерения мисфита при комнатной температуре. Согласно этим измерениям экспериментальное значение γ/γ' -мисфита сплава после полной термической обработки составляет $+0,13\%$.

Экспериментальные данные по определению модуля упругости E , условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_b , относительного удлинения δ и сужения ψ

для сплава ВЖМ9, полученные при испытании монокристаллических образцов с КГО <001> на растяжение при комнатной температуре, приведены в табл. 7.

Таблица 7

Механические свойства (средние значения) сплава ВЖМ9 при комнатной температуре

Температура, °С	E , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
20	131	970	1030	10	13,5

Полученные результаты испытаний сплава ВЖМ9 на длительную прочность при температурах 800, 900 и 1000 °С приведены на рис. 4.

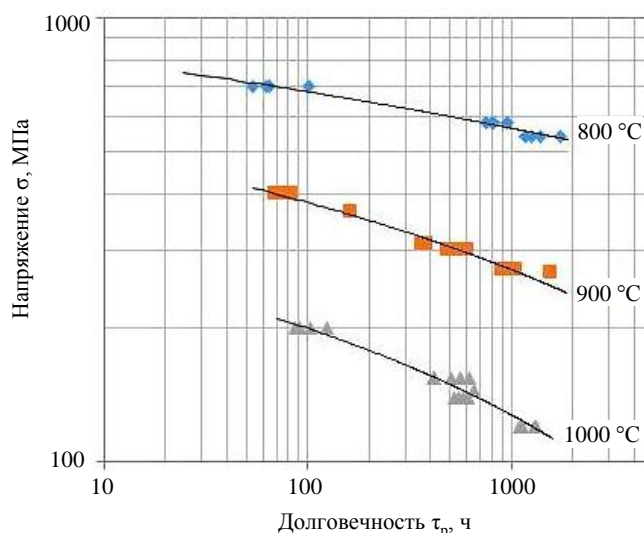


Рис. 4. Кривые длительной прочности монокристаллов с КГО <001> сплава ВЖМ9 при различных температурах (точками показаны экспериментальные данные)

Обработку результатов для температуры $T = \text{const}$ выполняли по уравнению длительной прочности вида [49]:

$$\sigma = A - N \ln \tau_p, \quad (7)$$

где σ – напряжение, МПа; τ_p – время до разрушения, ч; A и N – коэффициенты, определяемые по результатам испытаний на длительную прочность при $T = \text{const}$.

Численные значения коэффициентов уравнения (7) представлены в табл. 8.

Таблица 8

Коэффициенты уравнения (7) для длительной прочности сплава ВЖМ9

Температура испытания, °С	A , МПа	N
800	915,3	50,9
900	609,2	48,9
1000	345,1	31,5

С использованием коэффициентов уравнения длительной прочности рассчитаны средние значения длительной прочности сплава ВЖМ9 на базах 100, 500 и 1000 ч для температур 800, 900 и 1000 °С, которые приведены в табл. 9. Для сравнения в табл. 9 также представлены значения длительной прочности серийного коррозионностойкого ЖНС марки ЦНК-8М, полученные в данной работе. Указанные значения для сплава

ЦНК-8М определены путем обработки с использованием параметрического уравнения Ларсона–Миллера ($P = T(20 + \lg \tau_p)$ [50]), полученных экспериментальных данных по времени до разрушения τ_p при различных напряжениях монокристаллов с КГО <001> из этого сплава в интервале температур 900–1000 °С. Представленные данные показывают преимущество по длительной прочности сплава ВЖМ9 во всем исследованном температурно-временном диапазоне, что обусловлено как положительным влиянием рения на характеристики жаропрочности, так и повышенной фазовой стабильностью сконструированного сплава.

Таблица 9

Длительная прочность (средние значения) сплавов ВЖМ9 и ЦНК-8М с КГО <001>

Сплав	Температура испытания, °С	σ_{100}	σ_{500}	σ_{1000}
		МПа		
ВЖМ9	800	680	595	560
	900	380	300	270
	1000	200	140	120
ЦНК-8М	800	610	515	475
	900	360	280	250
	1000	180	125	110

Заключения

Проанализированы научно-технические литературные данные по химическому составу и механическим свойствам известных коррозионностойких ЖНС для литья лопаток газовых турбин ГТУ со столбчатой структурой зерен и монокристаллической структурой.

Путем расчетов по методу компьютерного конструирования литейных ЖНС на основе никелевой системы Ni–Al–Cr–Mo–Co–W–Ta–Ti–Re–C–B–Zr–La сконструирован новый коррозионностойкий жаропрочный никелевый сплав ВЖМ9 с плотностью 8,35 г/см³, содержащий 1,5 % (по массе) рения, для литья монокристаллических рабочих лопаток ГТУ.

Методом направленной кристаллизации на промышленной установке УВНК-9А из сконструированного сплава ВЖМ9 получены монокристаллические отливки с аксиальной кристаллографической ориентировкой <001> и проведены экспериментальные исследования образцов в литом и термически обработанном состояниях.

Для литых монокристаллов сплава методом дифференциального термического анализа определены температуры фазовых превращений: γ' -солвус (1216 °С), плавления неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$ (перитектической γ' -фазы) (1252 °С), солидус (1277 °С) и ликвидус (1360 °С).

Установлено, что в литых монокристаллических отливках сплава легирующие элементы титан и молибден обогатили γ/γ' -материал междендритных участков с коэффициентами сегрегации $K_{Ti} = 2,2$ и $K_{Mo} = 1,7$, а вольфрам и рений сегрегировали в дендриты: $K_W = -1,9$ и $K_{Re} = -1,8$. Сегрегация других легирующих элементов не наблюдается. Гомогенизирующий отжиг отливок в интервале температур 1216–1252 °С привел к устранению сегрегации титана и молибдена, при этом полного выравнивания концентраций вольфрама и рения по дендритным ячейкам не произошло.

В результате первой ступени старения при температуре ~1090 °С в γ/γ' -структуре монокристаллических отливок из сплава ВЖМ9 с положительным мисфитом (период решетки γ' -фазы меньше аналогичного параметра матричного γ -твердого раствора) сформировались кубоидные выделения частиц γ' -фазы в количестве 52,2 % (объемн.).

Для термически обработанных монокристаллов сплава ВЖМ9 определены характеристики кратковременной прочности при комнатной температуре ($\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 970$ МПа, $\sigma_B^{20^\circ} = 1030$ МПа, $\delta^{20^\circ} = 10$ %, $\psi^{20^\circ} = 13,5$ %) и длительной прочности при температурах 800, 900 и 1000 °С на базах испытаний до 1000 ч: $\sigma_{100}^{800^\circ} = 680$ МПа, $\sigma_{1000}^{800^\circ} = 560$ МПа, $\sigma_{100}^{900^\circ} = 380$ МПа, $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 270$ МПа, $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 200$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 120$ МПа.

Список источников

1. Иноземцев А.А., Коряковцев А.С., Лесников В.П., Кузнецов В.П. Роль материалов и защитных покрытий в обеспечении надежности и экономичности ГТД // Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение: тр. Междунар. науч.-техн. конф. М.: ВИАМ, 2006. С. 84–87.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
3. Бондаренко Ю.Н. Тенденции развития высокотемпературных металлических материалов и технологий при создании современных авиационных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.
4. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин: в 2 кн. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2010. Кн. 1. 611 с.
5. Логунов А.В., Буров М.Н., Данилов Д.В. Развитие энергетического и морского газотурбинного двигателестроения в мире (обзор). Часть 3. Перспективы развития ГТУ в России // Двигатель. 2016. № 3 (105). С. 2–5.
6. Ножницкий Ю.А., Голубовский Е.Р. Обеспечение прочностной надежности монокристаллических рабочих лопаток высокотемпературных турбин перспективных ГТД // Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение: тр. Междунар. науч.-техн. конф. М.: ВИАМ, 2006. С. 65–71.
7. Reed R.C. The Superalloys. Fundamentals and Applications. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006. 372 p.
8. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines // Proceeding 9th Liege Conference «Materials for Advanced Power Engineering 2010». Belgium: University of Liège, 2010. P. 604–614.
9. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Газотурбинные технологии, 2017. 854 с.
10. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. 272 с.
11. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. М.: Машиностроение, 1987. 272 с.
12. Росс И.В., Симс Ч.Т. Сплавы на основе никеля // Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столофа, У.К. Хагеля; пер. с англ. М.: Металлургия, 1995. Кн. 1. С. 128–174.
13. Кишкин С.Т., Логунов А.В., Петрушин Н.В. и др. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов // Вопросы авиационной науки и техники. Сер.: Авиационные материалы. М.: ВИАМ, 1987. Вып.: Методы исследования конструкционных материалов. С. 6–18.
14. Erickson G.L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines // Material for advanced engineering: Proceedings Conference in Liège (Belgium). Dordrecht; Boston; London: Kluwer Academic Publishers, 1994. Part II. P. 1055–1074.
15. Erickson G.L. The development of the CMSX-11B and CMSX-11C alloys for industrial gas turbine application // Superalloys 1996. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1996. P. 45–52.

16. Schneider K. Advanced blading // High temperature materials for power engineering: Proceedings Conference in Liège (Belgium). Dordrecht; Boston; London: Kluwer Academic Publishers, 1996. Part II. P. 935–955.
17. Caron P., Escalé A., McColvin G. et al. Development of new high strength corrosion resistant single crystal superalloys for industrial gas turbine applications // Proceeding of the 5th International Charles Parson Turbine Conference: PARSONS 2000 – Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant. London: IOM Communications Ltd, 2000. P. 847–864.
18. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток с направленной и монокристаллической структурой (часть 1) // Материаловедение. 1997. № 4. С. 32–39.
19. Литейный сплав на основе никеля: пат. 2017850 C22C19/05 Рос. Федерация; заявл. 19.07.91; опубл. 15.08.94.
20. Жаропрочный сплав на основе никеля для литья рабочих лопаток газотурбинных установок: пат. 2524515 C1 Рос. Федерация; заявл. 05.09.13; опубл. 27.07.14.
21. Dilip M., Cetel A. Evaluation of PWA1483 for large single crystal IGT blade applications // Superalloys 2000. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 295–304.
22. Wilcock I.M., Lukas P., Maldini M. et al. The Creep behavior of as-cast SX CM186LC at industrial gas turbine operating conditions // Materials for advanced power engineering: Proceedings of the 7th Liège Conference. Forschungszentrum Jülich GmbH, 2002. Part I. P. 139–147.
23. 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.
24. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Елютин Е.С. Рений в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S5. С. 5–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S5-5-16.
25. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys // Rare Metals. 2016. Vol. 35. No. 2. P. 127–139.
26. 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. PA: TMS, 2020. P. 218–227.
27. 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: 25.01.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
28. Low carbon directional solidification alloy – CM186LC: пат. US 5069873; filed 14.08.89; publ. 03.12.91.
29. Толораия В.Н., Каблов Е.Н., Орехов Н.Г. Технология литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ // Авиационные материалы и технологии. 2003. № 1. С. 63–79.
30. Ross E.W., O'Hara K.S. RENÉ N4: A first generation single crystal turbine airfoil alloy with improved oxidation resistance, low angle boundary strength and superior long time rupture strength // Superalloys 1996. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1996. P. 19–25.
31. Кузьмина Н.А. Ростовые структурные дефекты в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.12.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26.
32. 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.
33. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 12 (690). С. 52–56.

34. 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.
35. Физическое материаловедение: в 3 т. / под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1967. Т. 1: Атомное строение металлов и сплавов. 334 с.
36. Симс Ч.Т. Поведение сплавов // *Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок*: в 2 кн. / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столофа, У.К. Хагеля; пер. с англ. М.: Металлургия, 1995. Кн. 1. С. 277–308.
37. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New phase and its applications to alloy design // *Superalloys 1984*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1984. P. 523–532.
38. Morinaga M., Murata Y., Yukawa H. Recent progress in molecular orbital approach to alloy design // *Materials Science Forum*. 2004. Vol. 449–452. P. 37–42.
39. Ohno T., Watanabe R., Tanaka K. Development of a nickel-base single crystal superalloy containing molybdenum by an alloy designing method // *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1988. Vol. 74. No. 11. P. 133–140.
40. Расчет параметров жаропрочных никелевых сплавов: свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ RU 2019661855; заявл. 28.08.19; опубл. 10.09.19.
41. Kablov E.N., Petrushin N.V., Parfenovich P.I. Design of castable refractory nickel alloys with polycrystalline structure // *Metal Science and Heat Treatment*. 2018. Is. 1–2. P. 106–114.
42. 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). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
43. Литейный жаропрочный сплав на никелевой основе и изделие, выполненное из него: пат. 2633679 С1 Рос. Федерация; заявл. 20.12.16; опубл. 16.10.17.
44. 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. 200 с.
45. Кузьмина Н.А., Пьянкова Л.А. Контроль кристаллографической ориентации монокристаллических отливок никелевых жаропрочных сплавов методом рентгеновской дифрактометрии // *Труды ВИАМ*. 2019. № 12 (84). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
46. 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.
47. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
48. Epishin A.I., Svetlov I.L., Petrushin N.V. et al. Segregation in single crystal nickel-base superalloys // *Defect and Diffusion Forum*. 2011. Vol. 309–310. P. 121–126.
49. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 463 с.
50. Larson F.R., Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses // *Transactions ASME*. 1952. Vol. 74. P. 765–771.

References

1. Inozemtsev A.A., Koryakovtsev A.S., Lesnikov V.P., Kuznetsov V.P. The role of materials and protective coatings in ensuring the reliability and efficiency of gas turbine engines. *Scientific ideas S.T. Kishkin and modern materials science*: Int. sci.-tech. conf. Moscow: VIAM, 2006, pp. 84–87.
2. Kablov E.N. Materials of the new generation – the basis of innovation, technological leadership and national security of Russia. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
3. Bondarenko Yu.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.

4. Getsov L.B. *Materials and strength of gas turbine parts*: in 2 books. Rybinsk: Gas Turbine Technologies, 2010, book 1, 611 p.
5. Logunov A.V., Burov M.N., Danilov D.V. Development of power and marine gas turbine engine building in the world (review). Part 3. Prospects for the development of gas turbines plants in Russia. *Dvigatel*, 2016, no. 3 (105), pp. 2–5.
6. Nozhnitsky Yu.A., Golubovsky E.R. Ensuring the Strength Reliability of Single-Crystal Blades of High-Temperature Turbines of Advanced GTEs. *Scientific ideas S.T. Kishkin and modern materials science*: Int. sci.-tech. conf. Moscow: VIAM, 2006, pp. 65–71.
7. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006, 372 p.
8. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines. *Proceeding 9th Liege Conference «Materials for Advanced Power Engineering 2010»*. Belgium: University of Liège, 2010, pp. 604–614.
9. Logunov A.V. *Heat-resistant nickel alloys for blades and disks of gas turbines*. Rybinsk: Gazoturbinnyye tekhnologii, 2017, 854 p.
10. *Casting heat-resistant alloys. S.T. Kishkin effect*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: Nauka, 2006, 272 p.
11. Nikitin V.I. *Corrosion and protection of gas turbine blades*. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 272 p.
12. Ross I.V., Sims Ch.T. Nickel based alloys. *Superalloys II. Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants*: in 2 books. Eds. Ch.T. Sims, N.S. Stoloff, W.K. Hagel; trans. from Engl. Moscow: Metallurgiya, 1995, book 1, pp. 128–174.
13. Kishkin S.T., Logunov A.V., Petrushin N.V. and other Scientific bases of alloying heat-resistant nickel alloys. *Voprosy aviatsionnoy nauki i tekhniki. Ser.: Aviatsionnyye materialy*. Moscow: VIAM, 1987, is.: Methods for the study of structural materials, pp. 6–18.
14. Erickson G.L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines. *Material for advanced engineering: Proceedings Conference in Liège (Belgium)*. Dordrecht; Boston; London: Kluwer Academic Publishers, 1994, part II, pp. 1055–1074.
15. Erickson G.L. The development of the CMSX-11B and CMSX-11C alloys for industrial gas turbine application. *Superalloys 1996*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1996, pp. 45–52.
16. Schneider K. Advanced blading. *High temperature materials for power engineering: Proceedings Conference in Liège (Belgium)*. Dordrecht; Boston; London: Kluwer Academic Publishers, 1996, part II, pp. 935–955.
17. Caron P., Escalé A., McColvin G. et al. Development of new high strength corrosion resistant single crystal superalloys for industrial gas turbine applications. *Proceeding of the 5th International Charles Parson Turbine Conference: PARSONS 2000 – Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant*. London: IOM Communications Ltd, 2000, pp. 847–864.
18. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Heat-resistant nickel alloys for casting blades with directional and single-crystal structure (part 1). *Materialovedenie*, 1997, no. 4, pp. 32–39.
19. *Nickel-based casting alloy*: pat. 2017850 C22C19/05 Rus. Federation; filed 19.07.91; publ. 15.08.94.
20. *Nickel-based heat-resistant alloy for casting gas turbine rotor blades*: pat. 2524515 C1 Rus. Federation; filed 05.09.13; publ. 27.07.14.
21. Dilip M., Cetel A. Evaluation of PWA1483 for large single crystal IGT blade applications. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 295–304.
22. Wilcock I.M., Lukas P., Maldini M. et al. The Creep behavior of as-cast SX CM186LC at industrial gas turbine operating conditions. *Materials for advanced power engineering: Proceedings of the 7th Liège Conference*. Forschungszentrum Jülich GmbH, 2002, part I, pp. 139–147.
23. Petrushin N.V., Ospennikova O.G., Svetlov I.L. Single-crystal Ni-based superalloys for turbine blades of advanced gas turbine engines. *Aviacionnyye materialy i tekhnologii*, 2017, no. S, pp. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103.

24. Petrushin N.V., Ospennikova O.G., Elyutin E.S. Rhenium in single crystal nickel-based superalloys for gas turbine engine blades. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. S5, pp. 5–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-5-16.
25. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys. *Rare Metals*, 2016, vol. 35, no. 2, pp. 127–139.
26. 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*. PA: TMS, 2020, pp. 218–227.
27. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Kara-shaew 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: January 25, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
28. *Low carbon directional solidification alloy – CM186LC*: pat. US 5069873; filed 14.08.89; publ. 03.12.91.
29. Toloraiya V.N., Kablov E.N., Orekhov N.G. Casting technology for single-crystal turbine blades of GTE and GTU. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2003, no. 1, pp. 63–79.
30. Ross E.W., O'Hara K.S. RENÉ N4: A first generation single crystal turbine airfoil alloy with improved oxidation resistance, low angle boundary strength and superior long time rupture strength. *Superalloys 1996*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1996, pp. 19–25.
31. Kuzmina N.A. Growth structural defects in single crystals of nickel heat-resistant alloys. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 14, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26.
32. 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.
33. Morozova G.I. Compensation for alloying imbalance in heat-resistant nickel alloys. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2012, no. 12 (690), pp. 52–56.
34. Samoilov A.I., Morozova G.I., Krivko A.I., Afonicheva O.S. Analytical method for optimizing alloying of heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2000, no. 2, pp. 14–17.
35. Physical metallurgy: in 3 vols. Ed. R. Kahn. Moscow: Mir, 1967, vol. 1: Atomic structure of metals and alloys, 334 p.
36. Sims C.T. Behavior of Alloys. *Superalloys II. Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants*: in 2 books. Eds. Ch.T. Sims, N.S. Stoloff, W.K. Hagel; trans. from Engl. Moscow: Metallurgiya, 1995, book 1, pp. 277–308.
37. 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.
38. Morinaga M., Murata Y., Yukawa H. Recent progress in molecular orbital approach to alloy design. *Materials Science Forum*. 2004, vol. 449–452, pp. 37–42.
39. Ohno T., Watanabe R., Tanaka K. Development of a nickel-base single crystal superalloy containing molybdenum by an alloy designing method. *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1988, vol. 74, no. 11, pp. 133–140.
40. *Calculation of parameters of heat-resistant nickel alloys*: certificate of state registration of the computer program RU 2019661855; filed 28.08.19; publ. 10.09.19.
41. Kablov E.N., Petrushin N.V., Parfenovich P.I. Design of castable refractory nickel alloys with polycrystalline structure. *Metal Science and Heat Treatment*, 2018, is. 1–2, pp. 106–114.
42. 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: December 14, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15.
43. *Nickel-based cast heat-resistant alloy and a product made from it*: pat. 2633679 C1 Rus. Federation; filed 20.12.16; publ. 16.10.17.

44. *Aviation materials*: a reference book in 13 vols. Ed. E.N. Kablov. 7th ed., rev. and add. Moscow: NRC "Kurchatov Institute" – VIAM, 2022, vol. 3: Nickel-based cast heat-resistant and intermetallic alloys, 200 p.
45. Kuzmina N.A., Pyankova L.A. Control of crystallographic orientation of monocrystalline nickel castings heat-resistant alloys by x-ray diffractometry. *Trudy VIAM*, 2019, no. 12 (84), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 14, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
46. Epishin A.I., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Noltse G. Model for predicting the temperature dependence of γ/γ' -misfit in heat-resistant nickel alloys. *Materialovedenie*, 2021, no. 3, pp. 9–18.
47. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. *Monocrystals of nickel heat-resistant alloys*. Moscow: Mashinostroyenie, 1997, 336 p.
48. Epishin A.I., Svetlov I.L., Petrushin N.V. et al. Segregation in single crystal nickel-base superalloys. *Defect and Diffusion Forum*, 2011, vol. 309–310, pp. 121–126.
49. Kablov E.N., Golubovsky E.R. *Heat resistance of nickel alloys*. Moscow: Mashinostroyenie, 1998, 463 p.
50. Larson F.R., Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses. *Transactions ASME*, 1952, vol. 74, pp. 765–771.

Информация об авторах

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

Римша Эльвира Гайсаевна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Луцкая София Алексеевна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Дмитриев Никита Сергеевич, инженер 2 категории, 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

Elvira G. Rimsha, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sophia A. Lutskaya, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikita S. Dmitriev, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 16.01.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 10.02.2023.

The article was submitted 16.01.2023; approved and accepted for publication after reviewing 10.02.2023.