

Научная статья

УДК 669.018.44:669.24

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-17-29

ВЛИЯНИЕ Re И Ru НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Часть 1

Д.В. Зайцев¹, Н.В. Петрушин¹, Э.Г. Римша¹, Е.А. Лукина¹

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

Аннотация. Исследованы образцы ренийсодержащего сплава ВИН4М и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки. Показано, что межфазные дислокации наблюдаются в осях дендритов. В структуре сплава ВИН4М границы крупных частиц γ' -фазы декорированы скоплениями дислокаций, образующих регулярные сетки. Мисфит в сплаве ВИН4М составляет 0,60 % для крупных образований γ' -фазы в межосных пространствах и 0,63 % для частиц γ' -фазы в осях дендритов. Наименьшее значение мисфита (0,46 %) получено для сплава ВЖМ8, наибольшее (0,97 %) – для сплава ВЖМ10. Дефекты упаковки в сплавах образуются в γ -прослойках между дислокациями несоответствия периодов решеток на противоположных границах соседних частиц.

Ключевые слова: монокристаллы, γ/γ' -мисфит, ползучесть, деформационные дефекты кристаллической структуры, жаропрочные никелевые сплавы, рений, рутений

Для цитирования: Зайцев Д.В., Петрушин Н.В., Римша Э.Г., Лукина Е.А. Влияние Re и Ru на формирование микроструктуры и фазового состава монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов при термической обработке и высокотемпературной ползучести. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 17–29. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-17-29.

Scientific article

Re AND Ru INFLUENCE ON THE MICROSTRUCTURE FORMATION AND PHASE COMPOSITION OF SINGLE-CRYSTAL NICKEL-BASED SUPERALLOYS DURING HEAT TREATMENT AND HIGH-TEMPERATURE CREEP

Part 1

D.V. Zaitsev¹, N.V. Petrushin¹, E.G. Rimsha¹, E.A. Lukina¹

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

Abstract. Samples of rhenium-containing alloy VIN4M and rhenium-ruthenium-containing alloys VZhM8 and VZhM10 after complete heat-treatment were studied. It was shown that interphase dislocations are observed in the axes of dendrites. In the structure of the VIN4M alloy, the boundaries of large γ' -phase particles are decorated with dislocation clusters forming regular networks. The misfit in the VIN4M alloy is 0,60 % for large formations of the γ' -phase in the interaxial spaces and 0,63 % for γ' -phase particles in the axes of dendrites. The lowest misfit value of 0,46 % was obtained for the VZhM8 alloy, the highest 0,97 % – for the VZhM10 alloy.

Stacking faults in the alloys are formed in γ -interlayers between lattice mismatch dislocations at the opposite boundaries of adjacent particles.

Keywords: single crystals, γ/γ' -misfit, creep, deformation defects of the crystal structure, nickel-based superalloys, rhenium, ruthenium

For citation: Zaitsev D.V., Petrushin N.V., Rimsha E.G., Lukina E.A. Re and Ru influence on the microstructure formation and phase composition of single-crystal nickel-based superalloys during heat treatment and high-temperature creep. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 17–29. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-17-29.

Введение

Создание нового поколения авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) для перспективных образцов авиационной техники требует разработки принципиально новых материалов, превосходящих серийные по характеристикам жаропрочности и обладающих расширенным температурным интервалом применения, а также серийных технологий их производства. Наиболее ответственными деталями ГТД являются диски и рабочие лопатки турбин высокого давления. Сплавы, применяемые для их изготовления, лимитируют максимальную температуру газа на входе в турбину и, следовательно, определяют удельную мощность, экономичность и ресурс двигателя.

Рабочие лопатки современных ГТД изготавливают методом монокристаллического литья из сложнолегированных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) [1–5]. В последнее время в области сплавов для лопаток высокотемпературных ГТД наиболее значительные достижения связаны с разработкой монокристаллических ЖНС IV–VI поколений, легированных рением и рутением [6–13]. Характерные представители сплавов этого класса – зарубежные монокристаллические сплавы EPM-102 (MX-4, PWA-1497 (компании NASA, GE, Pratt & Whitney (США)), TMS-138, TMS-196, TMS-238 (компании NIMS, IHI (Япония)) и российские сплавы ВЖМ4, ВЖМ6, ВЖМ8 и ВЖМ10 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ) (табл. 1), которые среди ЖНС имеют наибольшую длительную прочность и температурную работоспособность (рис. 1) [14, 15].

Таблица 1

Номинальная концентрация основных легирующих элементов в жаропрочных никелевых сплавах с монокристаллической структурой [6–13]

Сплав (фирма)	Содержание элементов, % (по массе)										
	Cr	Ti	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Re	Ru	Ir
IV поколение											
ВЖМ4 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ)	2,7	–	4,0	4,0	4,5	6,0	6,0	–	6,0	4,0	–
MC-NG (ONERA)	4,0	0,5	1,0	5,0	5,0	6,0	–	0,1	4,0	4,0	–
TMS-138 (NIMS)	3,2	–	2,8	5,9	5,6	5,7	5,8	0,1	5,0	2,0	–
EPM-102 (MX-4, PWA-1497) (NASA, GE, Pratt & Whitney)	2,0	–	2,0	6,0	8,25	5,55	16,5	0,15	5,95	3,0	–
V поколение											
ВЖМ6 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ)	3,5	–	3,4	4,0	5,3	5,7	5,5	–	6,2	5,0	–
ВЖМ8 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ)	3,0	–	3,5	4,2	6,0	5,7	5,5	–	6,3	6,0	–
TMS-196 (NIMS)	4,6	–	2,4	5,0	5,6	5,6	4,6	0,1	6,4	5,0	–
TMS-238 (NIMS)	4,6	–	1,1	4,0	7,6	5,9	6,5	0,1	6,4	5,0	–
VI поколение											
TMS-238 + 1Mo + 3Ir (NIMS)	4,6	–	2,1	4,0	7,6	5,9	6,5	0,1	6,4	5,0	3,0
ВЖМ10 (НИИ «Курчатовский институт» – ВИАМ)	+	+	+	+	+	+	+	–	Re + Ru > 12		–

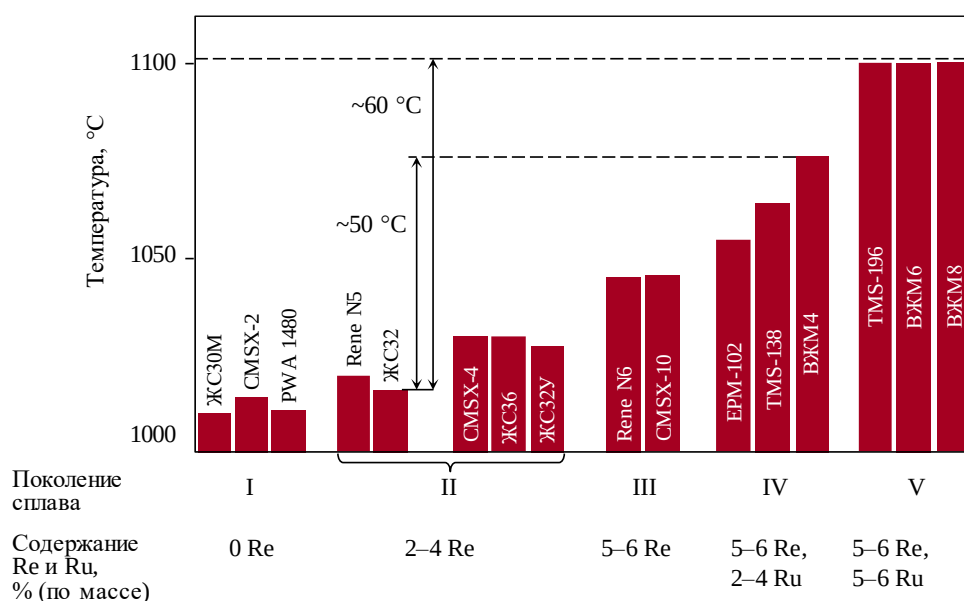


Рис. 1. Температурная работоспособность ($\sigma = 137$ МПа, $\tau = 1000$ ч) монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов I–V поколений

Фундаментальное значение имели результаты исследований по влиянию рения и рутения на физико-химические, структурно-фазовые и жаропрочные характеристики монокристаллов ЖНС [15, 16]. Рений обладает повышенной растворимостью в никелевом γ -твердом растворе, легирование рением приводит к увеличению температуры солидус ЖНС и периода кристаллической решетки, замедлению диффузии атомов легирующих элементов и оказывает положительное влияние на длительную прочность [17, 18]. Методом атомно-зондовой томографии показано, что рений в основном сосредотачивается в матричной γ -фазе и в меньшей мере – в частицах γ' -фазы, в процессе ползучести рений диффундирует в ядра дислокаций, образуя комплексы «дислокация–атомы рения» в виде атмосфер Коттрелла [19]. Вследствие низкой диффузионной подвижности Re и образования обогащенных им атмосфер Коттрелла сопротивление ползучести и высокотемпературная долговечность монокристаллов ЖНС существенно увеличиваются. Однако легирование рением приводит к образованию топологически плотноупакованных фаз при высоких температурах и длительных ресурсах испытаний. В ренийсодержащих сплавах такие фазы отличаются химическим составом, морфологией, типом кристаллической решетки и объемной долей [20, 21]. Для стабилизации фазового состава ренийсодержащие ЖНС легированы рутением, который замедляет скорость выделения вредных топологически плотноупакованных фаз и снижает их равновесную объемную долю [22]. Дальнейшее развитие монокристаллических рений-рутенийсодержащих ЖНС связывают с легированием их иридием [23].

Интерметаллидные сплавы на основе никеля являются еще одним подклассом ЖНС. В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработаны интерметаллидные сплавы марок ВКНА и ВИН, особенностью которых является высокое содержание (до 95 %) γ' -фазы. Благодаря фазовому составу рабочие температуры интерметаллидных сплавов достигают 1200–1250 °С, за счет чего сплавы серии ВКНА (ВКНА-1В, ВКНА-25) имеют преимущество перед серийными ЖНС типа ЖС6У и ВЖЛ12У [24].

Развитие интерметаллидных сплавов происходит аналогично с ЖНС: повышение прочностных характеристик за счет совершенствования макроструктуры и перехода

от поликристаллической к направленно закристаллизованной и монокристаллической структурам, увеличение содержания тугоплавких легирующих элементов, легирование редкоземельными элементами, исследование и анализ тонкой структуры сплавов – структурно-фазовых параметров.

Тугоплавкие элементы, такие как Ta, W, Re, Mo, Ru, упрочняющие γ -твердый раствор, имеют больший атомный радиус, чем никель, и в наибольшей степени влияют на период кристаллической решетки γ -твердого раствора. Интерметаллидный никелевый сплав ВКНА-25 (ВИН1) был первым из сплавов серии ВИН (система легирования Ni–Al–Cr–Co–W–Mo), в состав которого вошел Re. Данный сплав рекомендован для литья турбинных лопаток с монокристаллической структурой (кристаллографическая ориентация (КГО) $\langle 111 \rangle$). Легирование Re положительно повлияло на жаропрочность материала при температурах 1000–1200 °С. При температуре 1100 °С сплав ВКНА-25, содержащий 1,5 % (по массе) Re, имеет практически такую же длительную прочность на базе 100 ч ($\sigma_{100}^{1100^\circ} = 110$ МПа), как и сплав ЖС32 с 4,0 % (по массе) Re ($\sigma_{100}^{1100^\circ} = 120$ МПа), при общем суммарном содержании тугоплавких элементов в 2 раза меньше [25].

Увеличение количества рения до 2,5 % (по массе) в сплаве ВИН1 позволило повысить долговечность при температуре 1100 °С и нагрузке 110 МПа до 500 ч ($\sigma_{500}^{1100^\circ} = 100$ МПа), в сплаве ВИН2 – до 1000 ч ($\sigma_{1000}^{1100^\circ} = 100$ МПа).

Известно, что структурно-фазовые параметры (период решетки γ -фазы и γ/γ' -мисфит) коррелируют с долговечностью ЖНС и интерметаллидных никелевых сплавов. С повышением общего содержания тугоплавких легирующих элементов (Ta, W, Re, Mo) с 6,5–7,0 до 10,0 % (по массе) в интерметаллидных сплавах мисфит γ/γ' (при 20 °С) возрастает с 0,15 до 0,60 %. При этом в температурном диапазоне 1100–1200 °С показатели жаропрочности сплавов повышаются [26].

Усложнение системы легирования сплавов приводит к ликвационной неоднородности структуры, в первую очередь по рению, вольфраму и алюминию, а также к выделению метастабильной β -фазы на основе легированного соединения NiAl. Гомогенизирующий отжиг таких сплавов, как ВИН1 и ВИН2, позволяет перераспределить легирующие элементы, устранить β -фазу. При этом повышается значение мисфита γ'/γ (с 0,55 до 0,90 % для ВИН2), что оказывает благоприятное влияние на долговечность материала при испытаниях на длительную прочность при температуре 1100 °С.

При определенных технологических параметрах термической обработки в структуре монокристаллических заготовок из сплава ВИН4 (система легирования Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Ta–Re) возможно образование частиц новой фазы, содержащей тугоплавкие легирующие элементы. С использованием рентгеноструктурного анализа выделившиеся частицы идентифицированы как орторомбическая фаза типа Р, структурный тип $\text{Cr}_9\text{Mo}_{21}\text{Ni}_{20}$. По данным научно-технической литературы, Р-фаза служит источником преждевременного зарождения и распространения трещин в никелевых сплавах. Однако в сплаве ВИН4 отрицательного влияния этой фазы не установлено, по-видимому, ввиду незначительного (1,5 % (по массе)) содержания рения [27, 28].

Таким образом, ЖНС для изготовления лопаток для обеспечения необходимого ресурса ГТД должны обладать повышенной конструкционной прочностью во всем интервале рабочих температур. Понимание процессов формирования микроструктуры при ползучести, а также механизмов пластической деформации сплавов в зависимости от температуры и прикладываемого напряжения [1, 29] позволит определить оптимальный химический состав сплава и технологические параметры изготовления изделий.

Цель работы – исследование формирования структур монокристаллических никелевых сплавов ВЖМ8, ВЖМ10 и ВИН4М при высокотемпературной ползучести.

В первой части данной работы проведены исследования исходных структур (после полной термической обработки (ПТО)) монокристаллов с КГО <001> интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВИН4М и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 с применением методов рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения.

Материалы и методы

Исследованы образцы монокристаллов с КГО <001> интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВИН4М (система Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Ta–Re) и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 (система Ni–Al–Cr–Co–Mo–W–Ta–Re–Ru).

Из шихтовых заготовок сплавов методом направленной кристаллизации произведена отливка партий монокристаллических образцов с аксиальной КГО <001> диаметром 15 мм и длиной 185 мм. Результаты определения КГО методами, описанными в работах [30, 31], показали, что 70 % полученных отливок имеют монокристаллическую структуру с отклонением КГО от направления <001> менее 10 градусов. Проведена термическая обработка, совмещенная с горячим изостатическим прессованием, полученных монокристаллических отливок.

Методом растровой электронной микроскопии исследована микроструктура образцов из сплавов ВИН4М, ВЖМ8 и ВЖМ10 после литья и ПТО. Шлифы образцов из сплавов с исходной структурой (до испытаний на высокотемпературную ползучесть) приготовлены в кристаллографической плоскости {100}, поперечной направлению роста кристаллов. Такое сечение наиболее информативно для исследования структуры образцов из сплавов с КГО <100> в исходном состоянии, где оси дендритов ориентированы в соответствующих кристаллографических направлениях, а границы частиц основной упрочняющей γ' -фазы расположены в кристаллографических плоскостях {100}.

Определен мисфит γ/γ' -фаз монокристаллов интерметаллидного сплава ВИН4М и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 с применением методов рентгеноструктурного анализа.

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследованы межфазные дислокации на границах раздела γ/γ' -фаз в дендритах и междендритных пространствах монокристаллов сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10, а также на границах раздела эвтектики ($\gamma + \gamma'$) и матрицы γ/γ' в структуре сплава ВИН4М.

Результаты

Исследование структур монокристаллов интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВИН4М и рений-рутениейсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки

Растровая электронная микроскопия

Результаты исследования монокристаллов ЖНС методом растровой электронной микроскопии приведены на рис. 2 и 3. Структура монокристаллов сплава ВИН4М после ПТО представляет собой классическую дендритную структуру. В дендритах образуется гетерофазная структура γ/γ' . Частицы первичной γ'_I -фазы имеют сложную форму, границы преимущественно расположены в плоскостях {100}. Наименьшие расстояния между параллельными границами таких частиц составляют $\sim(2-3)$ мкм. В свободных пространствах между частицами первичной γ'_I -фазы выделяется вторичная γ'_{II} -фаза с частицами более равноосной, кубической формы. Размер частиц γ'_{II} -фазы варьируется от 100 нм до 1 мкм. В межосных пространствах выделяются крупные частицы γ'_{III} -фазы эвтектического происхождения, размер наименьшего поперечного сечения которых составляет ~ 50 мкм, а продольные размеры сопоставимы с размерами ветвей дендритов (>100 мкм). Области вблизи границ таких частиц заполняет вторичная γ'_{II} -фаза, средний размер частиц которой составляет ~ 1 мкм.

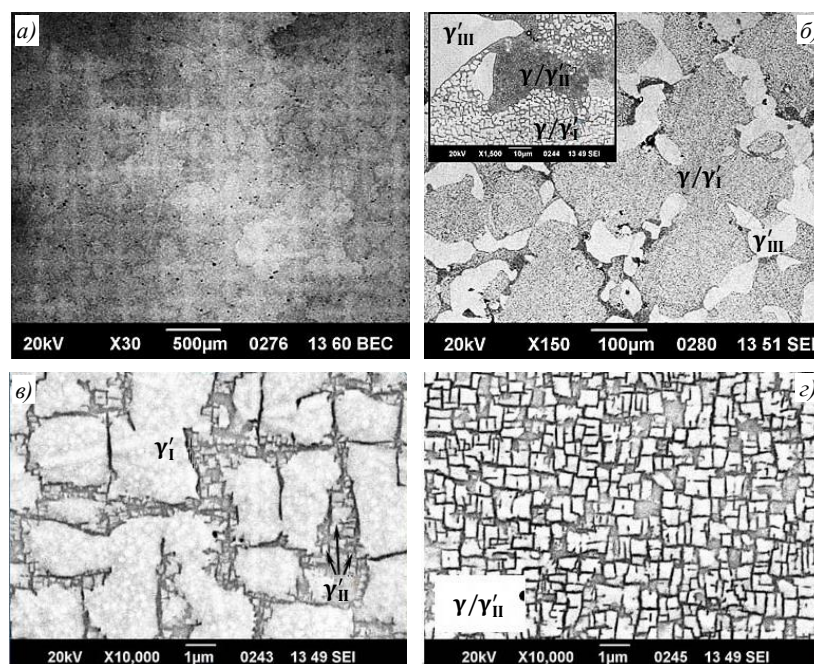


Рис. 2. Структура интерметаллидного сплава ВИН4М после полной термической обработки: *а* – дендритная структура с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$; *б* – структура дендритов; *в* – структура γ/γ'_I в осях дендритов; *г* – структура γ/γ'_{II} в межосных пространствах, на границах крупных выделений γ'_{III} -фазы

Монокристаллы сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО имеют однородную структуру частиц γ' -фазы, близких к идеальной кубической форме в осях дендритов, и менее строгие межфазные границы в межосных пространствах. Основное отличие между структурами сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО заключается в размерах частиц γ' -фазы: 300–500 и 200–300 нм соответственно (рис. 3, *б*, *в*).

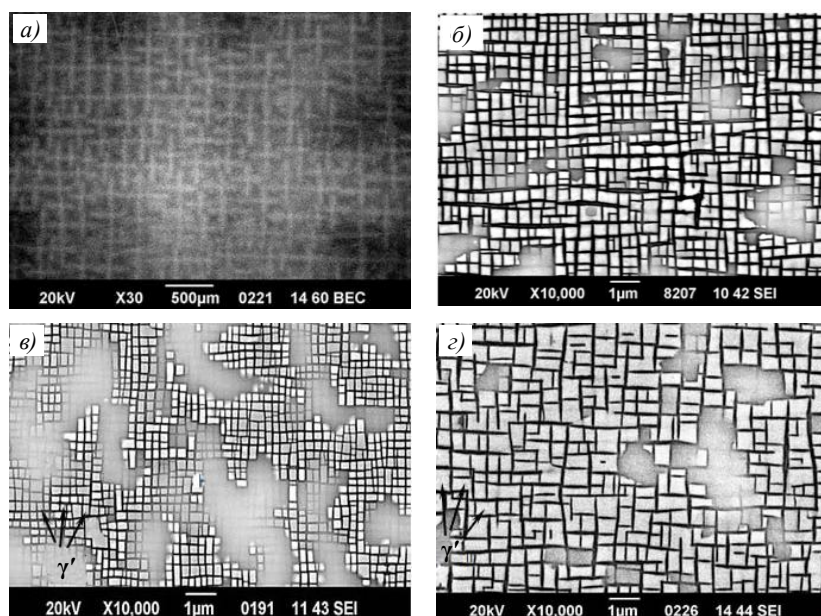


Рис. 3. Структуры монокристаллических образцов из сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки: *а* – дендритная структура с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$; *б* – структура γ/γ' в осях дендритов сплава ВЖМ8; *в* – структура γ/γ' в осях дендритов сплава ВЖМ10; *г* – структура γ/γ' в межосных пространствах сплава ВЖМ8

Рентгеноструктурный анализ

На всех рентгенограммах монокристаллов в исходном состоянии отчетливо разделяются пики γ - и γ' -фаз (рис. 4). Пик γ -фазы расположен на меньших углах, что соответствует большим межплоскостным расстояниям, имеет относительно небольшую интенсивность и большее размытие по сравнению с пиком γ' -фазы. Относительно низкая интенсивность пика γ -фазы связана с ее меньшим количеством и уширением пика (при сравнении интегральных интенсивностей пиков γ - и γ' -фаз разница проявляется в меньшей степени).

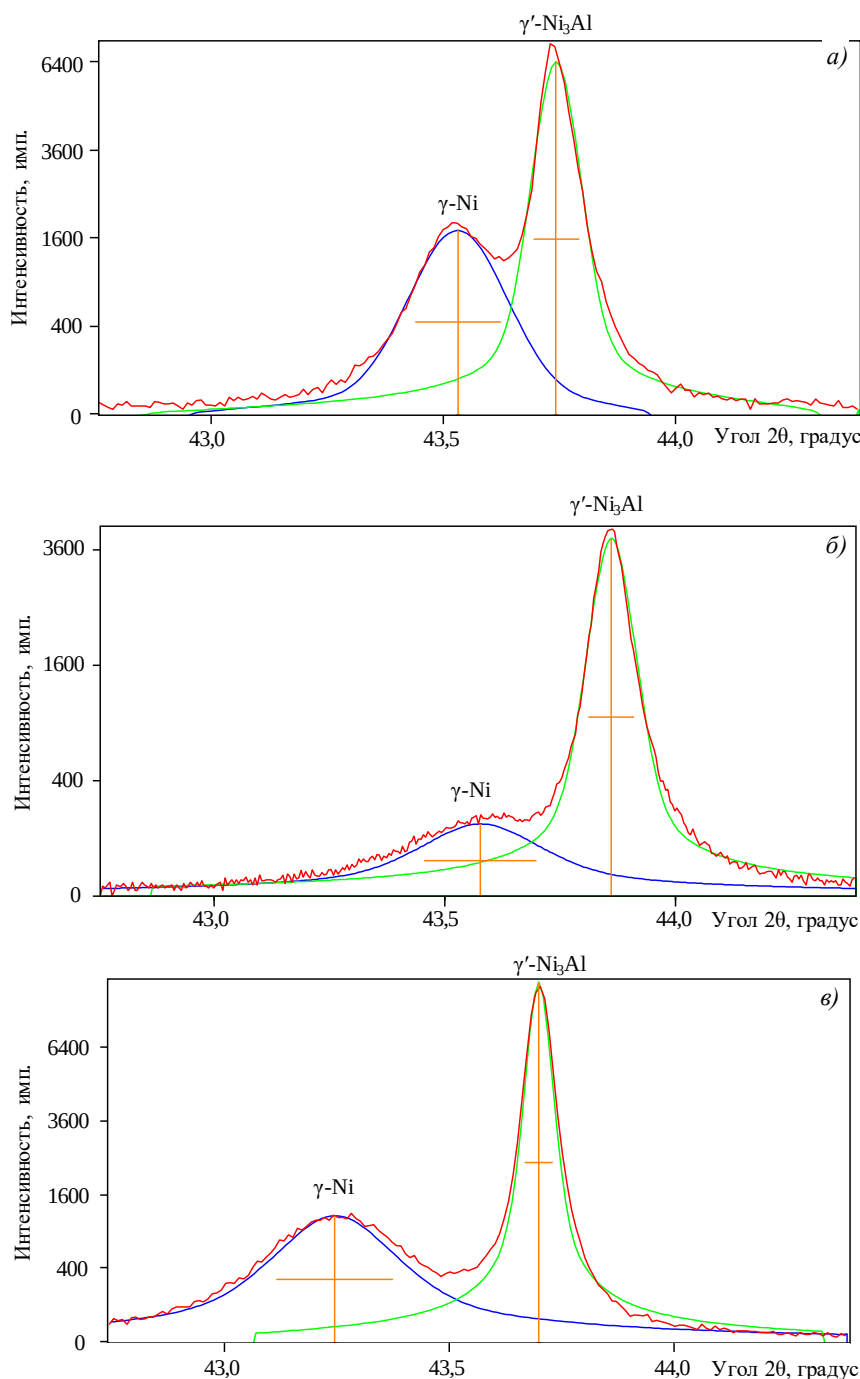


Рис. 4. Рентгенограммы дифракционных максимумов, соответствующих межплоскостным расстояниям $\{111\}$ кристаллической решетки образцов монокристаллов сплавов ВИН4М (а), ВЖМ8 (б) и ВЖМ10 (в)

Уширение рентгеновского пика γ -фазы может быть связано с форм-фактором (тонкие прослойки γ -фазы между частицами кубической γ' -фазы, такой эффект наиболее заметен в направлениях $\langle 001 \rangle$), разбросом значений межплоскостных расстояний кристаллической решетки γ -фазы в результате ликвационной неоднородности и упругими искажениями решетки, возникающими на дефектах кристаллической решетки в результате мисфита γ/γ' -фаз. Видно, что для сплава ВЖМ8 уширение пика γ -фазы минимально по сравнению со сплавами ВИН4М и ВЖМ10.

Для сплава ВИН4М дифракционный максимум, соответствующий γ' -фазе, аппроксимируется моделью, состоящей из двух пиков, что соответствует двум модификациям γ' -фазы, отличающихся по химическому составу и размерам частиц (уширение пика также может быть связано с рассеянием рентгеновского излучения на частицах малого размера, сопоставимого с длиной волны излучения).

Параметры кристаллических решеток и мисфита γ - и γ' -фаз для сплавов ВИН4М, ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО представлены в табл. 2.

Таблица 2

Параметры кристаллических решеток монокристаллических образцов из сплавов ВИН4М, ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки

Сплав	Параметр решетки, пкм		Мисфит*, %
	γ -фазы	γ' -фазы	
ВИН4М	359,39	357,24	0,60
		357,14	0,63
ВЖМ8	359,89	358,15	0,46
ВЖМ10	362,01	358,49	0,97

* Расчет мисфита проведен по формуле $\Delta a = \frac{(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{a_{\gamma}}$, где a_{γ} и $a_{\gamma'}$ – параметры кристаллических решеток γ -твердого раствора и γ' -фазы соответственно.

Просвечивающая электронная микроскопия

Структура сплава ВИН4М после ПТО (рис. 5) представлена в основном γ' -фазой кубической формы, размер которой варьируется от 100 до 300 нм. Наблюдаются также области первичной γ_1' -фазы. В объеме крупных частиц первичной γ_1' -фазы видны отдельные дислокации. На межфазных границах кубоидов также присутствуют отдельные дислокации, а границы крупных частиц γ_1' -фазы декорированы скоплениями дислокаций, местами образующими регулярные сетки (рис. 5, б).

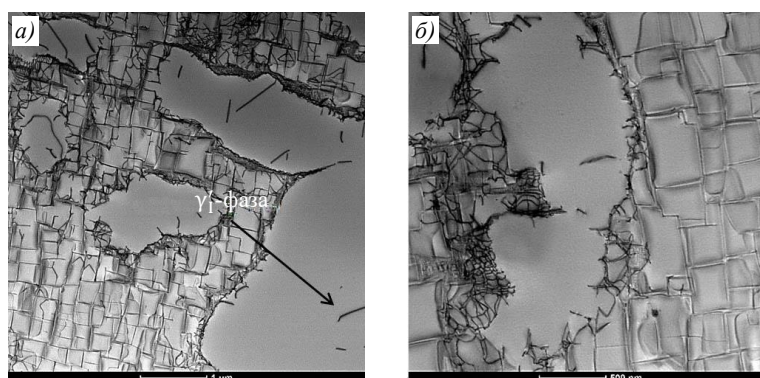


Рис. 5. Структура сплава ВИН4М после полной термической обработки: а – область с двумя модификациями γ' -фазы; б – дислокационная сетка на межфазной границе первичной γ' -фазы

Структуры сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО (рис. 6) представлены γ' -фазой преимущественно кубоидной формы размером 200–500 и 100–500 нм соответственно (рис. 6, в). Для сплава ВЖМ10 распределение по размерам γ' -фазы равномернее.

В прослойках γ -фазы наблюдаются единичные межфазные дислокации. В структурах сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 в прослойках γ -фазы также наблюдаются дефекты упаковки (ДУ), которые присутствуют в участках структур, соответствующих осям дендритов. Они могут образовываться между двумя межфазными дислокациями на противоположных границах соседних кубоидов γ' -фазы. В этом случае межфазные дислокации выступают в качестве частичных дислокаций Шокли, и такая конструкция компенсирует часть межфазных напряжений, вызванных мисфитом γ/γ' -фаз. В результате упругих искажений решетки вблизи поверхностей ДУ происходит дальнейший рост частиц γ' -фазы вдоль одной из поверхностей ДУ, где межплоскостные расстояния имеют меньшее значение и больше соответствуют периодам γ' -фазы. Следует отметить, что участки прослоек γ -фазы, содержащие ДУ, в сплаве ВЖМ8 обширнее, чем в сплаве ВЖМ10.

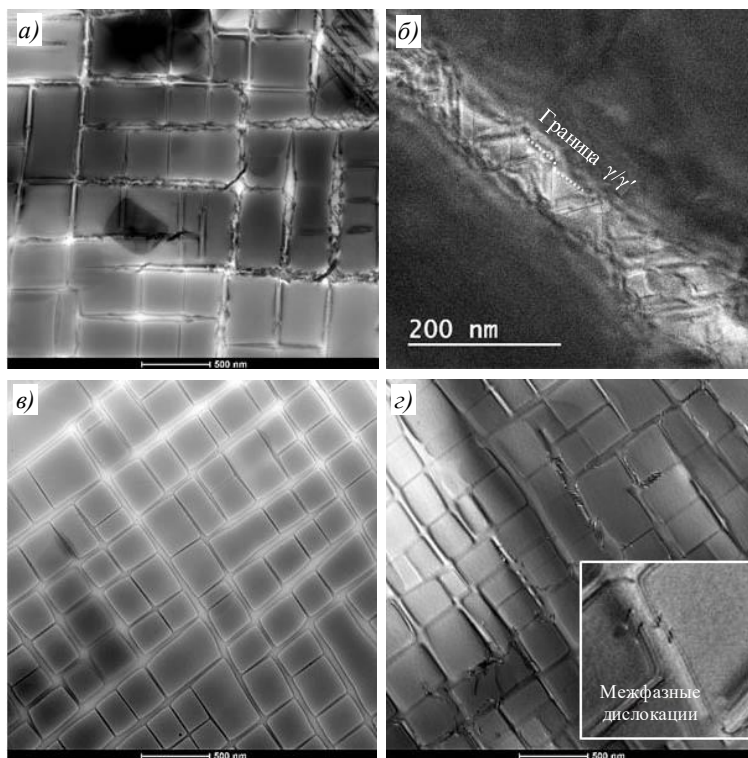


Рис. 6. Структуры сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после полной термической обработки: а – ось дендрита сплава ВЖМ8 (ось зоны $\langle 100 \rangle$); б – дефект упаковки в γ -прослойке (ось зоны $\langle 110 \rangle$); в – межосное пространство сплава ВЖМ10; з – дефект упаковки в γ -прослойках и межфазные дислокации на границах фаз γ/γ' в структуре сплава ВЖМ10

Обсуждение и заключения

Исследованы структуры монокристаллов интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВИН4М и рений-рутенийсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 в исходном состоянии (после ПТО) с применением методов растровой электронной микроскопии с целью выявления участков структурной неоднородности для дальнейших исследований методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Монокристаллы сплавов ВИН4М, ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО имеют классическую дендритную структуру. В зависимости от локализации относительно дендритной структуры в интерметаллидном сплаве ВИН4М наблюдается несколько морфологически различных модификаций γ' -фазы. Форма частиц γ' -фазы монокристаллов сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 после ПТО близка к идеальной кубической. Основное отличие между структурами сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 заключается в размерах частиц γ' -фазы: 300–500 и 200–300 нм соответственно.

Определен мисфит γ/γ' -фаз в структурах монокристаллов интерметаллидного сплава ВИН4М и рений-рутенийсодержащих сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10 с применением методов рентгеноструктурного анализа. Для интерметаллидного сплава ВИН4М мисфит составляет 0,60 и 0,63 % для крупных образований γ' -фазы в межосных пространствах и частиц γ' -фазы в осях дендритов соответственно. Для сплава ВЖМ8 получено наименьшее значение мисфита (0,46 %) среди монокристаллических сплавов, для сплава ВЖМ10 – наибольшее (0,97 %).

Исследованы межфазные дислокации на границах раздела γ/γ' -фаз в дендритах и междендритных пространствах монокристаллов сплавов ВЖМ8 и ВЖМ10, а также на границах раздела эвтектики ($\gamma + \gamma'$) и матрицы γ/γ' в структуре сплава ВИН4М. В структурах сплавов ВЖМ8, ВЖМ10 и ВИН4М межфазные дислокации наблюдаются в осях дендритов. В структуре сплава ВИН4М границы крупных частиц γ' -фазы декорированы скоплениями дислокаций, образующих регулярные сетки.

Исследованы ДУ кристаллической решетки γ' - и γ -фаз в исходных структурах сплавов. В структурах сплавов ВЖМ8, ВЖМ10 и ВИН4М, вследствие малой ширины (<50 нм) γ -прослоек между соседними кубоидами γ' -фазы, ДУ образуются в γ -прослойках между дислокациями несоответствия периодов решеток на противоположных границах соседних частиц.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ – к.т.н. Е.М. Висик (проведение отливки монокристаллов сплавов) и к.ф.-м.н. П.Н. Медведеву (выполнение рентгеноструктурного анализа монокристаллов сплавов).

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы и технологии ВИАМ для «Авиадвигателя» // Пермские авиационные двигатели. 2014. № 31. С. 43–47.
2. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
3. Висик Е.М., Битюцкая О.Н., Герасимов В.В., Пилипенко А.А., Моисеев А.С. Особенности получения крупногабаритных отливок турбинных лопаток методом направленной кристаллизации из коррозионностойких никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2025. № 2 (79). С. 3–12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.
4. Мин П.Г., Вадеев В.Е. Разработка и внедрение в серийное производство нового жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ125 для лопаток перспективных авиационных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 3–16. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 25.08.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Демонис И.М. Технология получения монокристаллических отливок турбинных лопаток ГТД заданной кристаллографической ориентации из ренийсодержащих жаропрочных сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 206–219.
6. Argence D., Vernault C., Desvallées Y., Fournier D. MC-NG: a 4th generation single-crystal superalloy for future aeronautical turbine blades and vanes // Superalloys 2000. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2010. P. 829–837.
7. 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.
8. 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.
9. Fifth generation nickel base single crystal superalloy TMS-196 (Development under NIMS / IHI collaboration). 2006. 4 p. URL: <http://sakimori.nims.go.jp> (дата обращения: 05.06.2025).

10. Sato A., Harada H., Yeh An.-C. et al. A 5th generation SC superalloy with balanced high temperature properties and processability // *Superalloys 2008*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008. P. 131–138.
11. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Висик Е.М., Голынец С.А. Разработка монокристаллического жаропрочного никелевого сплава V поколения // *Металлы*. 2017. № 6. С. 38–51.
12. Елютин Е.С. Разработка жаропрочных никелевых сплавов V и VI поколений с повышенной длительной прочностью для монокристаллических лопаток перспективных авиационных ГТД: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2023. 27 с.
13. Utada S., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Challenging the limit of strengthening by γ/γ' lattice misfit on the high temperature creep properties of Ni-base single crystal superalloy // *Metallurgical and Material Transaction A*. 2026. Vol. 57. P. 1794–1812. DOI: 10.1007/s11661-025-08089-5.
14. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines // *Proceedings of the 9th Liège-Conference on Materials for Advanced Power Engineering*. Julich, 2010. P. 604–614. URL: <http://hdl.handle.net/2268/20701> (дата обращения: 07.06.2025).
15. 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). С. 30–50. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
16. 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 2 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 3–22. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 04.06.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
17. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006. 372 p.
18. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys // *Rare Metals*. 2016. Vol. 35. P. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
19. 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.
20. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloy // *Superalloy 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 767–776.
21. 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.
22. 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.
23. Mori Y., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Phase stability of nickel-base single-crystal superalloys containing iridium substituting for ruthenium // *Materials Transactions*. 2016. Vol. 57 (10). P. 1845–1848. DOI: 10.2320/matertrans.MAW201606.
24. Бунтушкин В.П., Буркина В.И., Тимофеева О.Б., Юшакова Ф.В. Состав, структура и свойства монокристаллического сплава ВКНА-25 // *Авиационные материалы и технологии*. 2008. № 1. С. 10–14.
25. *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.*
26. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Назаркин Р.М., Нефедов Д.Г. Структурно-фазовые параметры интерметаллидных никелевых сплавов // *Литейное производство*. 2015. № 3. С. 17–19.
27. Николаев С.В. Совместное легирование никеля рением и переходными металлами V–VI групп: автореф. дис. ... канд. хим. наук. М., 2014. 24 с.
28. Kevin E., Yoon A., Ronald D. et al. Effects of rhenium addition on the temporal evolution of the nanostructure and chemistry of a model Ni–Cr–Al superalloy. Part I // *Experimental observations Acta Materialia*. 2007. Vol. 55. P. 1145–1157.
29. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Храмин Р.В., Заводов С.А., Данилов Д.В. Влияние легирующих элементов на прочностные свойства жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин // *Электрометаллургия*. 2021. № 3. С. 2–13.

30. Кузьмина Н.А., Пьянкова Л.А. Контроль кристаллографической ориентации монокристаллических отливок никелевых жаропрочных сплавов методом рентгеновской дифрактометрии // Труды ВИАМ. 2019. № 12 (84). С. 11–19. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
31. Кузьмина Н.А., Остроухова Г.А. Блочность и субструктура в монокристаллических отливках никелевых жаропрочных сплавов // Труды ВИАМ. 2022. № 7 (113). С. 13–26. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.08.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-13-26.

References

1. Kablov E.N. Materials and technologies of VIAM for «Aviadvigatel». *Permskiye aviatsionnye dvigateli*, 2014, no. 31, pp. 43–47.
2. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. *Single crystals of nickel heat-resistant alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.
3. Visik E.M., Bitvutskaya O.N., Gerasimov V.V., Pilipenko A.A., Moiseev A.S. Features of production of large casting turbine blades by directional crystallization of nickel corrosion resistant superalloy. *Aviation materials and technologies*, 2025, no. 2 (79), pp. 3–12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2025-0-2-3-12.
4. Min P.G., Vadeev V.E. The development and introduction into serial production of the new superalloy VZhL125 for the advanced aviation engines vanes. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 3–16. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 25, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
5. Tolorayya V.N., Kablov E.N., Demonis I.M. Technology of producing single-crystal castings of turbine blades of gas turbine engines of a given crystallographic orientation from rhenium-containing heat-resistant alloys. *Casting heat-resistant alloys. Effect of S.T. Kishkin*. Moscow: Science, 2006, pp. 206–219.
6. Argence D., Vernault C., Desvallées Y., Fournier D. MC-NG: a 4th generation single-crystal superalloy for future aeronautical turbine blades and vanes. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2010, pp. 829–837.
7. 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.
8. 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.
9. *Fifth generation nickel based single crystal superalloy TMS-196 (Development under NIMS / IHI collaboration)*, 2006, 4 p. Available at: <http://sakimori.nims.go.jp> (дата обращения: June 05, 2025).
10. Sato A., Harada H., Yeh An.-C. et al. A 5th generation SC superalloy with balanced high temperature properties and processability. *Superalloys 2008*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008, pp. 131–138.
11. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Visik E.M., Golynets S.A. Development of a single-crystal heat-resistant nickel alloy of the 5th generation. *Metally*, 2017, no. 6, pp. 38–51.
12. 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 advanced aircraft gas turbine engines*: thesis abstract, Cand. Sc. (Tech.). Moscow, 2023, 27 p.
13. Utada S., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Challenging the limit of strengthening by γ/γ' lattice misfit on the high temperature creep properties of Ni-base single crystal superalloy. *Metallurgical and Material Transaction A*, 2026, vol. 57, pp. 1794–1812. DOI: 10.1007/s11661-025-08089-5.
14. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines. Proceedings of the 9th Liège-Conference on Materials for Advanced Power Engineering. Julich, 2010, pp. 604–614. Available at: <http://hdl.handle.net/2268/20701> (accessed: June 07, 2025).
15. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaew 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), pp. 30–50. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: June 04, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
16. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaew 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: June 04, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.

17. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006, 372 p.
18. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys. *Rare Metals*, 2016, vol. 35, pp. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
19. 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.
20. Rae C.M.F., Karunaratne M.S.A., Small C.J. et al. Topologically close packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloy. *Superalloy 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 767–776.
21. 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.
22. 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.
23. Mori Y., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Phase stability of nickel-base single-crystal superalloys containing iridium substituting for ruthenium. *Materials Transactions*, 2016, vol. 57 (10), pp. 1845–1848. DOI: 10.2320/matertrans.MAW201606.
24. Buntushkin V.P., Burkina V.I., Timofeeva O.B., Yushakova F.V. Composition, structure and properties of single-crystal alloy VKNA-25. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2008, no. 1, pp. 10–14.
25. *Aviation materials: reference book in 13 vols* Ed. E.N. Kablov. 7th ed., rev. and add. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022, vol. 3: Casting heat-resistant and intermetallic alloys on a nickel base, 192 p.
26. Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Nazarkin R.M., Nefedov D.G. Structural and phase parameters of intermetallic nickel alloys. *Liteynoe proizvodstvo*, 2015, no. 3, pp. 17–19.
27. Nikolaev S.V. *Combined alloying of nickel with rhenium and transition metals of groups V–VI*: thesis abstract of Cand. Sci. (Chem.). Moscow, 2014, 24 p.
28. Kevin E., Yoon A., Ronald D. et al. Effects of rhenium addition on the temporal evolution of the nanostructure and chemistry of a model Ni–Cr–Al superalloy. Part I. *Experimental observations* *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 1145–1157.
29. Logunov A.V., Shmotin Yu.N., Khramin R.V., Zavodov S.A., Danilov D.V. Influence of alloying elements on the strength properties of heat-resistant nickel alloys for gas turbine disks. *Electrometallurgiya*, 2021, no. 3, pp. 2–13.
30. 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), pp. 11–19. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
31. Kuzmina N.A., Ostroukhova G.A. Blockiness and substructure in single-crystal castings of nickel heat-resistant alloys. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), pp. 13–26. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 25, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-13-26.

Информация об авторах

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

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

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

Лукина Ева Александровна, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – VIAM, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Eva A. Lukina, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.12.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.02.2026.
The article was submitted 18.12.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.02.2026.