

Обзорная статья

УДК 669.018.44:669.24

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-101-118

ИРИДИЙ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ С РЕНИЕМ (обзор)

Н.В. Петрушин¹, Э.Г. Римша¹, Е.С. Елютин¹, С.А. Луцкая¹

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

Аннотация. Проведен анализ научно-технических литературных данных по влиянию иридия на структурно-фазовые характеристики, фазовую стабильность и высокотемпературную длительную прочность монокристаллических Re- и Re–Ru-содержащих жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС). Установлено, что иридий в ренийсодержащих ЖНС более эффективно, чем добавка рутения, стабилизирует γ/γ' -микроструктуру в интервале температур 900–1100 °С, задерживая начало образования топологически плотноупакованной (ТПУ) фазы. В результате монокристаллические ренийсодержащие ЖНС, легированные иридием, имеют более длительный ресурс сопротивления высокотемпературной ползучести, чем таковые сплавы с рутением.

Ключевые слова: монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы, фазовая стабильность, ТПУ-фаза, длительная прочность, иридий, рутений, рений

Для цитирования: Петрушин Н.В., Римша Э.Г., Елютин Е.С., Луцкая С.А. Иридий в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах с рением (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 7 (161). С. 101–118. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-101-118.

Review article

IRIDIUM IN SINGLE CRYSTAL NICKEL BASED SUPERALLOYS WITH RHENIUM (review)

N.V. Petrushin¹, E.G. Rimsha¹, E.S. Elyutin¹, S.A. Lutskeya¹

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 analysis of the scientific and technical literature data on the influence of iridium on the structural phase characteristics, phase stability, and high temperature long term strength creep of single crystal Re- and Re–Ru-containing nickel based superalloys (NBSAs) has been carried out. It is established that the addition of iridium to rhenium-containing NBSAs is more effective than the addition of ruthenium, has a stabilizing effect on γ - and γ' -phases, delaying the formation of harmful TCP phases in the temperature range of 900–1100 °C. As a result, single crystal rhenium containing NBSAs alloyed with iridium have a longer high-temperature creep life than alloys with ruthenium.

Keywords: single crystal nickel based superalloys, phase stability, TCP phase, long-term strength creep, iridium, ruthenium, rhenium

For citation: Petrushin N.V., Rimsha E.G., Elyutin E.S., Lutskeya S.A. Iridium in single crystal nickel based superalloys with rhenium (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 7 (161), pp. 101–118. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-7-101-118.

Введение

Развитие современных авиационных газотурбинных двигателей привело к необходимости создания специальных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) для изготовления методом направленной кристаллизации монокристаллических лопаток газовых турбин. Решение этой задачи оказалось возможным путем легирования ЖНС рением и рутением. В результате разработаны монокристаллические ЖНС поколений IV–VI (табл. 1) марок ВЖМ4, ВЖМ8, ВЖМ10 (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ), EPM-102/MX-4/PWA1497 (General Electric/Pratt & Whitney/NASA), MC-NG (ONERA), TMS-138, TMS-196, TMS-238 (NIMS/IHI) [1–12]. Температурная работоспособность этих сплавов за 1000 ч при напряжении 137 МПа на 50–60 °С выше, а ресурс в 1,5–2 раза больше, чем у сплавов предыдущих поколений [1, 13, 14].

Таблица 1

Химический состав монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов поколений IV–VI для рабочих лопаток ГТД

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)									
	Cr	Ti	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Re	Ru
Сплавы IV поколения										
ВЖМ4*	2,7	–	4,0	4,0	4,5	6,0	6,0	–	6,0	4,0
MC-NG	4,0	0,5	1,0	5,0	5,0	6,0	–	0,1	4,0	4,0
TMS-138	3,2	–	2,8	5,9	5,6	5,7	5,8	0,1	5,0	2,0
EPM-102 (MX-4/PWA1497)	2,0	–	2,0	6,0	8,25	5,55	16,5	0,15	5,95	3,0
Сплавы V поколения										
ВЖМ8**	3,0	–	3,5	4,2	6,0	5,7	5,5	–	6,3	6,0
TMS-196	4,6	–	2,4	5,0	5,6	5,6	4,6	0,1	6,4	5,0
Сплавы VI поколения										
TMS-238	4,6	–	1,1	4,0	7,6	5,9	6,5	0,1	6,4	5,0
ВЖМ10	(Re + Ru) > 12									
* Патент № 2293782 от 15.08.2005.										
** Патент № 2402624 от 16.06.2009.										

Монокристаллы ЖНС поколений IV–VI в термически обработанном состоянии имеют двухфазную γ/γ' -микроструктуру, состоящую из упрочненного Cr, Co, Mo, W, Re и Ru γ -твердого раствора никеля (матричная γ -фаза) и микроскопических кубоидных частиц γ' -фазы на основе интерметаллида $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta})$ (структура L_{12}). Кристаллические гранецентрированные кубические (ГЦК) решетки фаз γ и γ' сплавов изоморфны, но существенно различаются по абсолютной величине периодов решеток. Их размерное несоответствие (γ/γ' -мисфит) составляет при комнатной температуре $|0,4-0,6|\%$ (период решетки γ -твердого раствора больше, чем γ' -фазы), что в 2–3 раза больше, чем у сплавов предыдущих поколений, и является одним из существенных факторов формирования на начальной стадии высокотемпературной ползучести так называемой рафт-структуры, состоящей из ориентированных перпендикулярно направлению растягивающего напряжения пластин γ' -фазы (рис. 1), обеспечивающей высокую температурную работоспособность $\langle 001 \rangle$ монокристаллов этих сплавов [1, 2, 13]. Этот эффект обусловлен легированием сплавов ключевыми элементами – рением, молибденом и рутением, которые концентрируются преимущественно в матричной γ -фазе и в меньшей степени в γ' -фазе. Кроме того, легирование рением значительно повысило термическую стабильность частиц γ' -фазы, температуру солидус и сопротивление высокотемпературной ползучести монокристаллических ЖНС [14, 15], что связано с низкой диффузионной подвижностью атомов рения в никелевом γ -твердом растворе сплавов [16–18]. Установлено, что основной причиной «рениевого эффекта» в ЖНС является сегрегация

атомов рения в ядра дислокаций и образование атмосфер Коттрелла в процессе высокотемпературной ползучести, которые тормозят движение межфазных γ/γ' -границ в рафт-структуре [19–21].

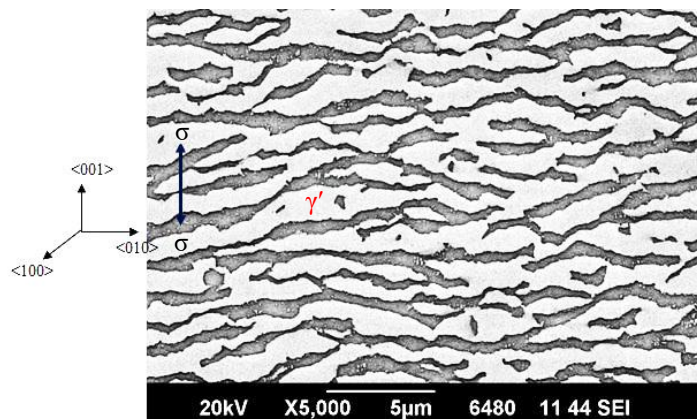


Рис. 1. Рафт-структура γ' -фазы, сформировавшаяся в $\langle 001 \rangle$ монокристалле жаропрочного никелевого сплава VI поколения за 1074 ч при температуре 1150 °С и напряжении $\sigma = 80$ МПа [13]

Однако рений потенциально является элементом, дестабилизирующим фазовую структуру ЖНС, способствуя образованию при высоких температурах вредных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз. Общепринятый механизм, по которому ТПУ-фазы снижают длительную прочность и ресурс монокристаллов ЖНС, основан на том факте, что при выделении ТПУ-фаз в процессе высокотемпературной ползучести происходит значительное обеднение γ -твердого раствора сплавов тугоплавкими элементами (Mo, W, Re, Ru), которые переходят в состав ТПУ-фаз. Следовательно, образование ТПУ-фаз в структуре ЖНС сопровождается снижением твердорастворного упрочнения, что уменьшает их длительную прочность и ресурс. Напротив, рутений повышает фазовую стабильность ренийсодержащих ЖНС, замедляя скорость выделения ТПУ-фаз [22]. Совместное легирование ЖНС рением и рутением оказывает синергическое влияние на повышение высокотемпературной длительной прочности монокристаллов ЖНС [23, 24].

Большой научный и практический интерес для дальнейшего развития монокристаллических ЖНС вызывает использование в качестве легирующего элемента тугоплавкого элемента иридия (Ir) в связи с его уникальными физико-химическими характеристиками, важными для твердорастворного упрочнения никелевой основы жаропрочных сплавов, а также потенциальной способностью улучшать их фазовую стабильность и сопротивление ползучести.

Цель данного обзора – охарактеризовать роль иридия как легирующего элемента и оценить перспективность разработки новых монокристаллических иридийсодержащих ЖНС, уделяя особое внимание влиянию иридия на фазовую стабильность γ/γ' -микроструктуры, высокотемпературную длительную прочность и эффективность (по сравнению с легированием рением и рутением).

Упрочнение γ -твердого раствора

В табл. 2 приведены физико-химические характеристики иридия, важные для твердорастворного упрочнения никеля, в сравнении с подобными характеристиками других тугоплавких γ -упрочняющих элементов ЖНС – молибдена, вольфрама, рения, рутения и осмия [25].

Физико-химические характеристики никеля и тугоплавких элементов

Характеристики	Значения характеристик для элементов						
	Ni	Mo	Ru	W	Re	Os	Ir
Атомный номер	28	42	44	74	75	76	77
Атомная масса, а. е. м.	58,69	95,94	101,07	183,85	186,207	190,2	192,22
Атомный радиус r_i , нм	0,1245	0,140	0,134	0,1368	0,1373	0,135	0,1357
Размерный фактор Δr^* , %	–	+12,4	+7,6	+9,9	+10,3	+8,4	+9,0
Температура плавления, К	1728	2890	2523	3660	3450	3320	2720
Кристаллическая структура (период решетки, нм)	ГЦК ($a = 0,352387$)	ОЦК ($a = 0,311737$)	ГПУ ($a = 0,27053$; $c = 0,42820$)	ОЦК ($a = 0,316524$)	ГПУ ($a = 0,27609$; $c = 0,44583$)	ГПУ ($a = 0,27338$; $c = 0,43195$)	ГЦК ($a = 0,38389$)
Плотность ^{**} , г/см ³	8,897	10,218	12,437	19,263	21,033	22,581	22,654
Модуль растяжения поликристалла E при температуре 20 °С, ГПа	196	317,8	447	393,8	467	–	528
Коэффициенты распределения элементов K_{ri}^{***} между γ - и γ' -фазами в многокомпонентном сплаве [26–28]	–	2,2–3,1	2,1–2,6	1,2–2,0	10,0–12,5	3,8	0,9–1,0
[*] $\Delta r = (r_i - r_{Ni})/r_{Ni}$, где r_i , r_{Ni} – атомные радиусы соответственно элемента i и никеля. ^{**} Плотность рентгеновская. ^{***} $K_{ri} = C_{\gamma i}/C_{\gamma' i}$, где $C_{\gamma i}$, $C_{\gamma' i}$ – концентрации (%) (атомн.) элемента i соответственно в γ - и γ' -фазах. Примечание. ГЦК – гранецентрированная кубическая, ОЦК – объемно-центрированная кубическая, ГПУ – гексагональная плотноупакованная.							

Отметим, что к наиболее важным факторам, обеспечивающим эффективность твердорастворного упрочнения сплавов, относятся различия атомных размеров и упругих постоянных (модули упругости) атомов элемента – основы и растворенного элемента [29]. Из данных табл. 2 видно, что элементы Ir, Re, Ru и Os имеют высокие температуры плавления – соответственно 2720, 3450, 2523 и 3320 К, а их атомные радиусы (соответственно 0,1357, 0,1373, 0,134 и 0,135 нм) значительно больше, чем у базового элемента Ni (0,1245 нм); размерное несоответствие (мисфит) атомов элементов Ir, Re, Ru и Os относительно атомов никеля составляет соответственно +9,0, +10,3, +7,6 и +8,4. Следовательно, по эффективности твердорастворного упрочнения никеля иридий уступает рению, однако значительно превосходит рутений и осмий. По модулю упругости иридий значительно превосходит указанные тугоплавкие элементы.

Иридий – переходный элемент VIII группы Периодической системы элементов Д.И. Менделеева, имеющий ГЦК кристаллическую решетку, и, как следует из двойной фазовой диаграммы системы Ni–Ir (рис. 2), образует с никелем непрерывный ряд твердых растворов [30]. Сплавы системы Ni–Ir во всем интервале составов имеют ГЦК-структуру. Предполагается, что в двойных сплавах системы Ni–Ir в пределах твердого раствора возможно упорядочение с образованием трех интерметаллидных фаз Ni_3Ir , $NiIr$ и $NiIr_3$ (рис. 2). Можно полагать, что фазы Ni_3Ir и $NiIr$ по кристаллической структуре аналогичны соответственно упорядоченным интерметаллидным фазам Ni_3Al и $NiAl$ в системе Ni–Al [31], являющейся базовой для разработки ЖНС.

Рений, рутений и осмий – переходные элементы соответственно VII и VIII групп Периодической системы элементов Д.И. Менделеева обладают гексагональными плотноупакованными (ГПУ) кристаллическими решетками. Двойные фазовые диаграммы сплавов никеля с рением, рутением и осмием близки между собой и относятся к диаграммам состояния перитектического типа (рис. 3–5) [31–33].

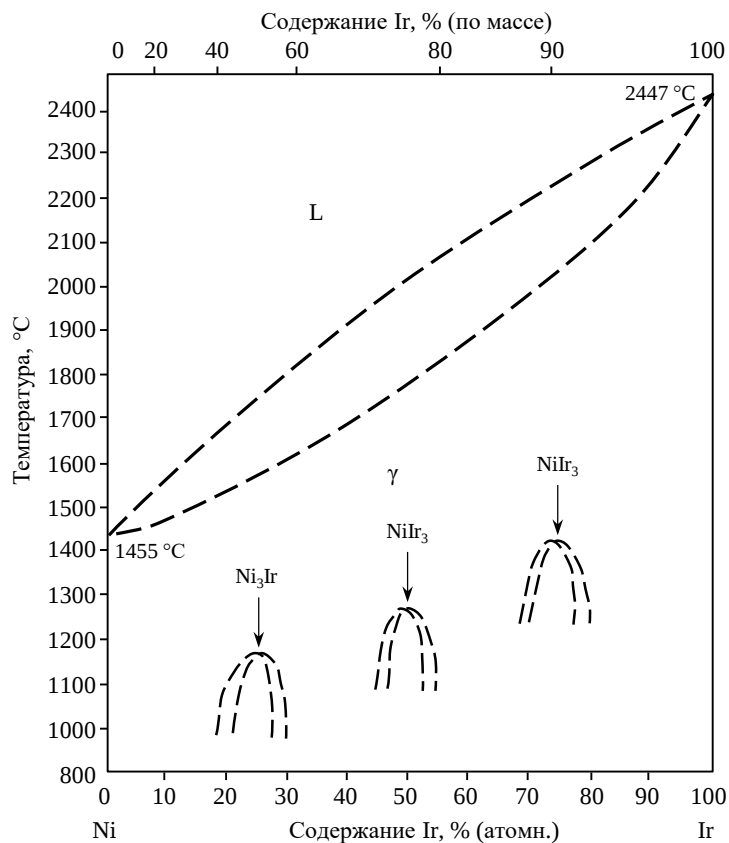


Рис. 2. Диаграмма состояния двойной системы Ni–Ir [30]

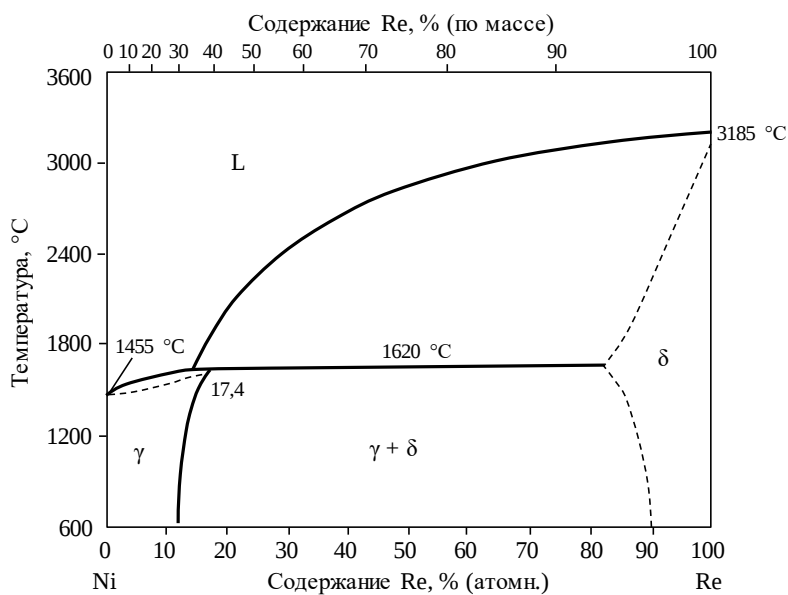


Рис. 3. Диаграмма состояния двойной системы Ni–Re [31]

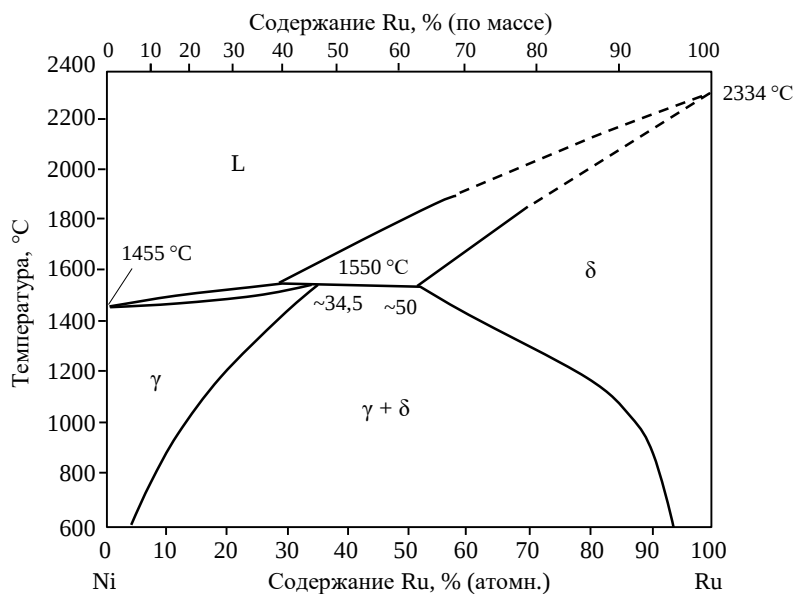


Рис. 4. Диаграмма состояния двойной системы Ni–Ru [31]

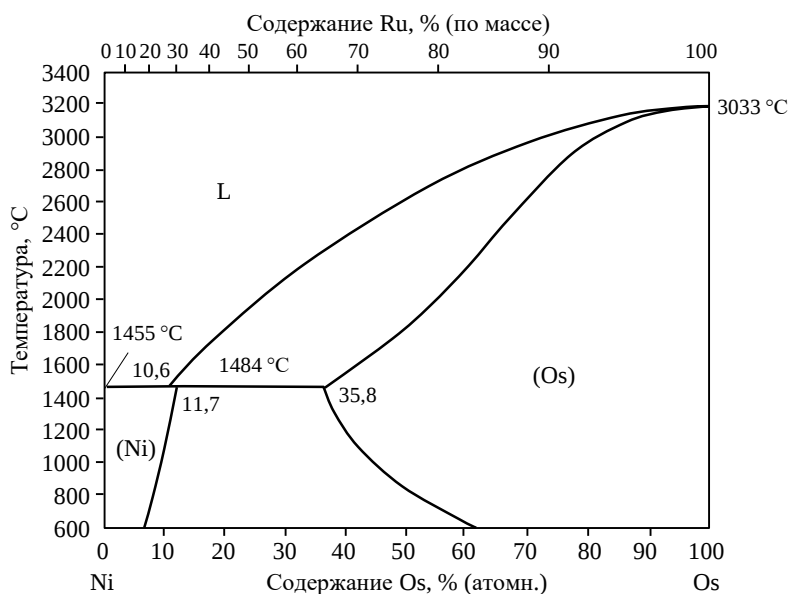


Рис. 5. Диаграмма состояния двойной системы Ni–Os [32, 33]

В двойных системах Ni–Re, Ni–Ru и Ni–Os элементы Re, Ru и Os образуют с никелем ГЦК-твердые растворы с ограниченной растворимостью. Предельная растворимость этих элементов в твердом никеле при перитектической температуре составляет соответственно 17,4 (1620 °C), 34,5 (1550 °C), 11,7 (1484 °C) % (атомн.). В сплавах систем Ni–Re, Ni–Ru и Ni–Os образуются ТПУ δ -фазы (твердые растворы на основе рения, рутения и осмия) с ГПУ-структурой. При этом в сплавах системы Ni–Ir ТПУ-фазы не образуются (рис. 2).

В соответствии с диаграммами состояния двойных систем Ni–Ir, Ni–Re, Ni–Ru и Ni–Os элементы Ir, Re, Ru и Os повышают температуры солидус и ликвидус соответствующих никелевых сплавов, при этом иридий оказывает большее влияние, а осмий незначительное влияние на эти параметры. Отметим, что в соответствии с известным соотношением между коэффициентом диффузии и температурой плавления металлов

$D = D_0 \exp\left(-\frac{A}{T_{\text{гом}}}\right)$ (где $T_{\text{гом}} = T/T_S$ – гомологическая температура; T_S – температура со-

лидус; $A = \text{const}$ [34]), Ir-содержащие ЖНС, по сравнению с Re-, Ru- и Os-содержащими сплавами, должны обладать более низкой гомологической температурой и, следовательно, меньшей диффузионной подвижностью атомов компонентов и, при прочих равных условиях, повышенным сопротивлением высокотемпературной ползучести.

В тройных системах на основе никеля влияние Ir и Ru на температуры ликвидус и солидус такое же, как в бинарных никелевых сплавах, но в меньшей степени. На рис. 6 показана зависимость температуры ликвидус для трехкомпонентных никелевых сплавов системы Ni–19 % (атомн.) Al–Me (где Me: Ir, Ru, Rh, Pt, Pd) от содержания элементов платиновой группы [35]. Видно, что из указанных элементов Ir более значительно повышает температуру ликвидус этого сплава.

Таким образом, твердорастворное упрочнение никелевых сплавов иридием более эффективно, чем рутением, хотя и уступает рению.

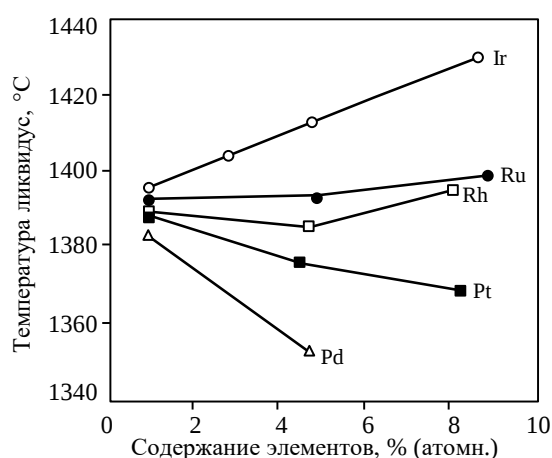


Рис. 6. Влияние элементов платиновой группы Ir, Ru, Rh, Pt, Pd на температуру ликвидус трехкомпонентных никелевых сплавов Ni–19 % (атомн.) Al–Me [35]

Коэффициенты распределения легирующих элементов

Наиболее показательными параметрами, характеризующими фазовые составы ЖНС, являются коэффициенты распределения i -х легирующих элементов между γ - и γ' -фазами: $K_{pi} = C_{\gamma i}/C_{\gamma' i}$, где $C_{\gamma i}$, $C_{\gamma' i}$ – концентрации (% (атомн.)) элемента i соответственно в γ - и γ' -фазах. Легирующие элементы Re и Ru в γ' -фазе ЖНС растворяются незначительно, они преимущественно концентрируются в γ -фазе и имеют $K_{pi} > 1$ – например, для ЖНС марки RR2101: $K_{Re} = 16,7$; $K_{Ru} \approx 3,2$ [36]. Согласно данным работы [35], иридий в сплаве Ni–19 % (атомн.) Al при концентрациях до 3 % (атомн.) обогащает γ -фазу (рис. 7). Однако при больших концентрациях в этом трехкомпонентном никелевом сплаве он имеет тенденцию к приблизительно равному распределению между γ - и γ' -фазами: коэффициент распределения иридия изменяется от $K_{Ir} \approx 1,5$ для сплава Ni–19Al–1,0Ir (% (атомн.)) до $K_{Ir} \approx 1$ для сплава Ni–19Al–3,5Ir (% (атомн.)). Такую же закономерность наблюдали авторы работы [37] при исследовании монокристаллического ЖНС марки TMS-238Ir (Ni–6,99Co–5,60Cr–0,73Mo–1,38W–13,85Al–2,66Ta–0,04Hf–2,18Re–3,13Ir % (атомн.)).

По данным работы [38] в многокомпонентном ЖНС марки TMS-79 состава (% (атомн.)) Ni–12,6Al–7,7Cr–4,6Mo–2,7Ta–1,8Ir иридий обогащает γ -фазу с коэффициентом распределения $K_{Ir} = 1,1$ –1,5.

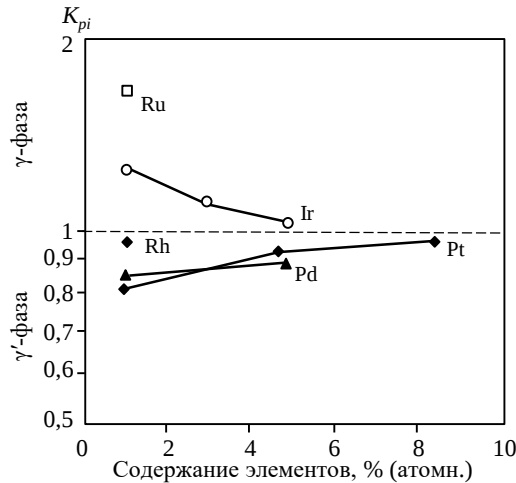


Рис. 7. Коэффициенты распределения элементов платиновой группы Ir, Ru, Rh, Pt, Pd в трехкомпонентных никелевых сплавах Ni–19 % (атомн.) Al –Me [35]

В порядке уменьшения коэффициенты распределения K_{pi} γ -стабилизирующих элементов можно расположить в следующий ряд: $K_{Re} > K_{Cr} > K_{Mo} > K_{Ru} > K_{Co} > K_W > K_{Ir}$ [35, 39]. Следует отметить некоторую условность такой ранжировки, поскольку коэффициенты распределения элементов зависят от химического состава сплавов [21].

Таким образом, легирование ЖНС иридием представляет особый интерес поскольку он приблизительно в равном количестве обогащает γ - и γ' -фазы и как элемент с большим размером атома увеличивает их периоды кристаллических решеток, что определяет высокую степень твердорастворного упрочнения этих фаз и является одним из факторов высокой длительной прочности монокристаллов ЖНС.

Фазовая стабильность γ/γ' -микроструктуры

В некоторых работах, например [40–42], экспериментально установлено, что не только рутений, но и иридий оказывает стабилизирующее действие на γ - и γ' -фазы, подавляя образование ТПУ-фаз в монокристаллических ренийсодержащих ЖНС.

На рис. 8 показаны диаграммы температурно-временных условий выделения ТПУ-фазы в дендритах Re–Ru- и Re–Ir-содержащих ЖНС марок TMS-238, TMS-238Ir, TMS-238+ReRu и TMS-238+ReIr [41]. Химический состав этих сплавов приведен в табл. 3.

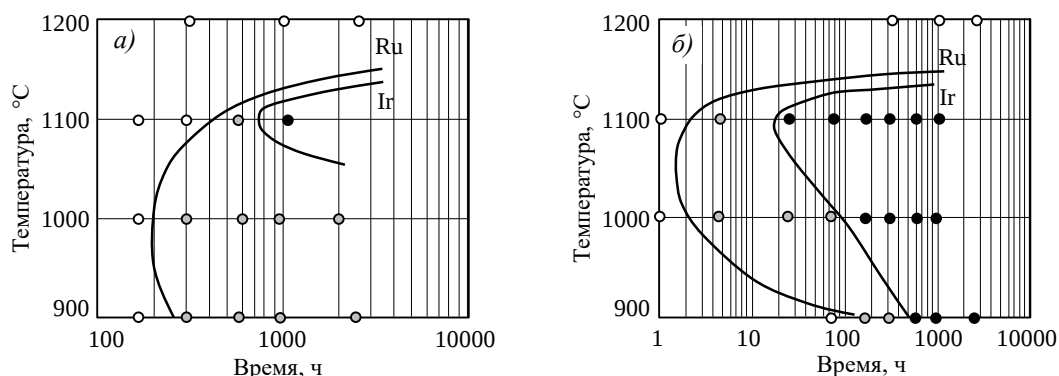


Рис. 8. Температурно-временные диаграммы выделения ТПУ-фаз в дендритах монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов марок TMS-238 и TMS-238Ir (а) и TMS-238+ReRu и TMS-238+ReIr (б) [41]

Таблица 3

Химический состав монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов [41]

Сплав	Содержание элементов, % (атомн.)									
	Cr	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Re	Ru	Ir
TMS-238	5,60	0,73	1,38	2,66	13,85	6,99	0,04	2,18	3,13	—
TMS-238Ir	5,60	0,73	1,38	2,66	13,85	6,99	0,04	2,18	—	3,13
TMS-238+ReRu	5,70	0,74	1,40	2,70	14,08	7,10	0,04	2,56	4,46	—
TMS-238+ReIr	5,70	0,74	1,4	2,70	14,08	7,10	0,04	2,56	—	4,46

Светлые точки на графиках (рис. 8) показывают, что выделения ТПУ-фазы не наблюдались ни в сплаве с добавкой Ru (TMS-238), ни в сплаве с добавкой Ir (TMS-238Ir). Серые точки на графиках показывают, что выделения ТПУ-фазы наблюдались только в сплаве с большей добавкой Ru (TMS-238+ReRu). Черные точки на графиках показывают, что выделения ТПУ-фаз наблюдались в обоих сплавах TMS-238+ReRu и TMS-238+ReIr. В работе [41] авторы предположили, что поскольку равновесные объемные доли γ' - и ТПУ-фаз в сплаве с добавкой Ir такие же, как и в сплаве с добавкой Ru (рис. 9), то задержка образования ТПУ-фазы обусловлена снижением диффузионной подвижности легирующих элементов из-за замены Ru на Ir. Данное предположение основано на том, что, согласно работе [43], коэффициент взаимной диффузии атомов элементов в бинарных сплавах системы Ir–Ni на ~25 и на ~17 % меньше, чем у бинарных сплавов системы Ru–Ni при температурах 1100 и 900 °С соответственно. Меньший коэффициент диффузии атомов Ir может оказывать снижающее влияние на подвижность атомов других легирующих элементов в сплавах с добавкой Ir и кинетику выделения ТПУ-фазы.

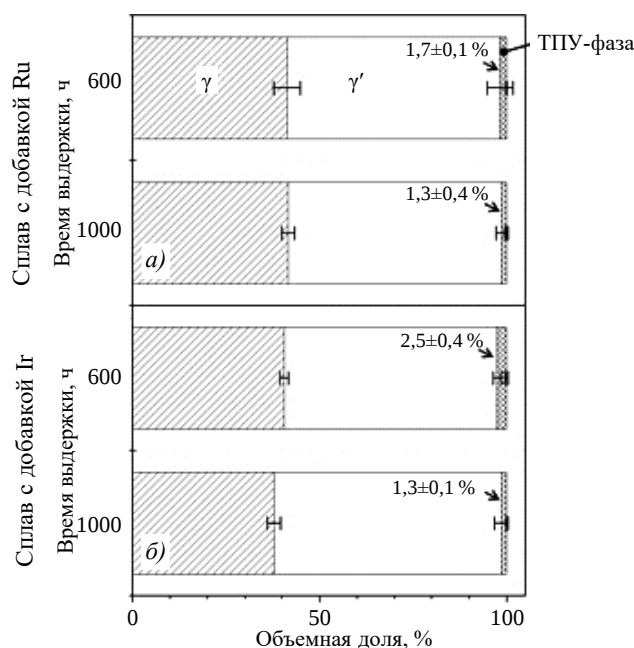


Рис. 9. Объемные доли фаз γ , γ' и ТПУ в сплавах TMS-238 (а) и TMS-238Ir (б) после выдержки при температуре 1100 °С [41]

Таким образом, основываясь на рассмотренных научно-технических литературных данных, можно ожидать, что иридий в ренийсодержащих ЖНС имеет более важное значение, чем рутений, в качестве стабилизатора фазового состава γ/γ' -микроструктуры этих сплавов.

Механические свойства

Наиболее важным и показательным является влияние иридия на механические свойства монокристаллов ЖНС, в частности длительную прочность. К сожалению, в научно-технической литературе отсутствуют систематические и надежные данные по этому вопросу, поэтому трудно провести сравнительный анализ длительной прочности иридийсодержащих сплавов.

В работе [44] впервые было выполнено исследование влияния иридия и рения на длительную прочность при температурах 700–800 °С поликристаллического никелевого жаропрочного сплава марки ХН77ТЮ состава (% (по массе)) Ni–0,03C–20,2Cr–2,5Ti–0,8Al. Результаты этих исследований приведены на рис. 10.

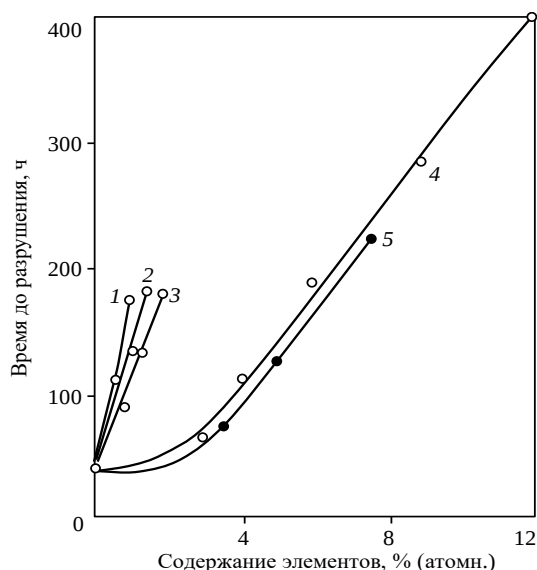


Рис. 10. Зависимость длительной прочности сплава типа ХН77ТЮ при температуре 700 °С и $\sigma = 392,8$ МПа от легирования его тугоплавкими элементами: Nb (1); Ir (2); Re (3); Mo (4); W (5) [44]

Авторы работы [44] установили, что из тугоплавких элементов (Mo, W, Re, Ir), обладающих достаточно большой растворимостью в γ -твердых растворах никелевых сплавов на основе системы Ni–Cr, наиболее сильное влияние на длительную прочность оказывают иридий и рений. При испытании на длительную прочность при температуре 700 °С и напряжении $\sigma = 392,8$ МПа по степени увеличения времени до разрушения сплавов элементы располагаются в следующий ряд: W < Mo < Re < Ir.

В табл. 4–6 приведены полученные авторами работ [38, 40, 45] результаты по длительной прочности группы монокристаллических ЖНС: не содержащих и содержащих Re, Ru и Ir, содержащих только Re или Ir, а также содержащих и Re, и Ru.

Из данных табл. 4 следует, что добавка 1,8 % (атомн.) Ir в сплав TMS-63 (сплав TMS-79) повышает в 1,67 раза долговечность монокристаллического сплава [38]. Однако по сравнению с Ir влияние Re более эффективно. В то же время результаты исследований, полученные другой группой авторов [40], показали, что введение иридия в количестве 3 % (по массе) в ренийсодержащий жаропрочный никелевый сплав TMS-80 не привело к увеличению его длительной прочности по сравнению со сплавом-аналогом TMS-75 (табл. 5).

Значительный практический интерес представляют данные, полученные в работе [45] (табл. 6), по длительной прочности монокристаллических ЖНС типа TMS-238 с иридием. Эти результаты показывают, что экспериментальные монокристаллические жаропрочные ренийсодержащие сплавы, дополнительно легированные иридием в количестве 3 % (по массе), имеют более длительный высокотемпературный (1150 °С) ресурс при ползучести, чем ренийсодержащий сплав TMS-238 с 5 % (по массе) рутения.

Таблица 4

**Химический состав и длительная прочность
монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов [38]**

Сплав	Содержание элементов, % (атомн.)							Время до разрушения, ч, при 1000 °С и $\sigma = 245$ МПа
	Cr	Mo	Ta	Al	Co	Re	Ir	
TMS-63	7,8	4,6	2,8	12,8	–	–	–	77,0
TMS-71	6,9	4,0	2,8	12,7	6,1	0,8	–	232,3
TMS-79	7,7	4,6	2,7	12,6	–	–	1,8	128,6

Таблица 5

**Химический состав и длительная прочность
монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов [40]**

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)									T, °С	σ , МПа	Время до разрушения, ч
	Cr	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Re	Ir			
TMS-75	3,0	2,0	6,0	6,0	6,0	12,0	0,1	5,0	–	900	392	961
										1000	176	1264
										1000	245	329
										1040	137	1526
										1100	137	227
										1150	98	196
TMS-80	2,9	1,9	5,8	5,8	5,8	11,6	0,1	4,9	3,0	900	392	949
										1000	245	334
										1040	137	1315
										1100	98	1324
										1100	137	157
										1150	98	199

Таблица 6

**Химический состав и длительная прочность
монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов [45]**

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)										Время до разрушения, ч, при 1150 °С и $\sigma = 137$ МПа
	Cr	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Re	Ir	Ru	
TMS-238	4,6	1,1	4,0	7,6	5,9	6,5	0,1	6,4	–	5,0	94
TMS-238+1Mo2Ru	4,6	2,1	4,0	7,6	5,9	6,5	0,1	6,4	–	7,0	272
TMS-238+0,5Mo3Ir	4,5	1,6	3,9	7,4	5,8	6,4	0,1	6,3	3,0	4,9	142
TMS-238+1Mo3Ir	4,5	2,1	3,9	7,4	5,8	6,3	0,1	6,3	3,0	4,9	208

Дальнейшие исследования длительной прочности иридийсодержащего ЖНС марки TMS-238MoIr проведены в работе [42]. Этот сплав разработан с целью повышения характеристик длительной прочности сплава TMS-238 путем легирования иридием и увеличения содержания молибдена. На рис. 11 представлены результаты испытаний на ползучесть термически обработанных <001> монокристаллов сплава TMS-238MoIr при следующих температурах и напряжениях: 1100 °С/137 МПа, 1000 °С/245 МПа, 900 °С/392 МПа и 800 °С/735 МПа, в сравнении со сплавами TMS-238 и TMS-238MoRu, а также промышленных ЖНС марок CMSX-4 и CMSX-10. Химические состав и характеристики иридий- и рутенийсодержащих сплавов приведены в табл. 7.

Как следует из данных рис. 11, а сплав TMS-238MoIr по сравнению с базовым сплавом TMS-238 при 1100 °С/137 МПа показал очень высокую долговечность, которая может достигать 4044 ч. При 1000 °С/245 МПа сплавы TMS-238 и TMS-238MoIr имеют схожую долговечность. При более низких температурах 900 °С/392 МПа и 800 °С/735 МПа сплав TMS-238MoIr имеет в ~2 раза меньшую долговечность по сравнению с базовым сплавом TMS-238. Сплав TMS-238MoRu показал самую низкую среди исследуемых

сплавов (TMS-238 и TMS-238MoIr) долговечность при всех режимах испытаний. Исследования микроструктуры разрушенных при испытании на ползучесть при 1100 °С/137 МПа образцов сплавов показали следующее. В образце базового сплава TMS-238 (разрушение через 1284 ч) присутствует небольшое количество выделений ТПУ-фазы (поверхностная доля ~0,3 %), которые окружены оболочкой из γ' -фазы. В отличие от базового сплава, в образце сплава TMS-238MoRu (разрушение через 870 ч) наблюдалось значительное количество ТПУ-фазы (поверхностная доля ~6,5 %). В образце сплава TMS-238MoIr даже спустя 4000 ч испытаний образовалось лишь небольшое количество выделений ТПУ-фазы.

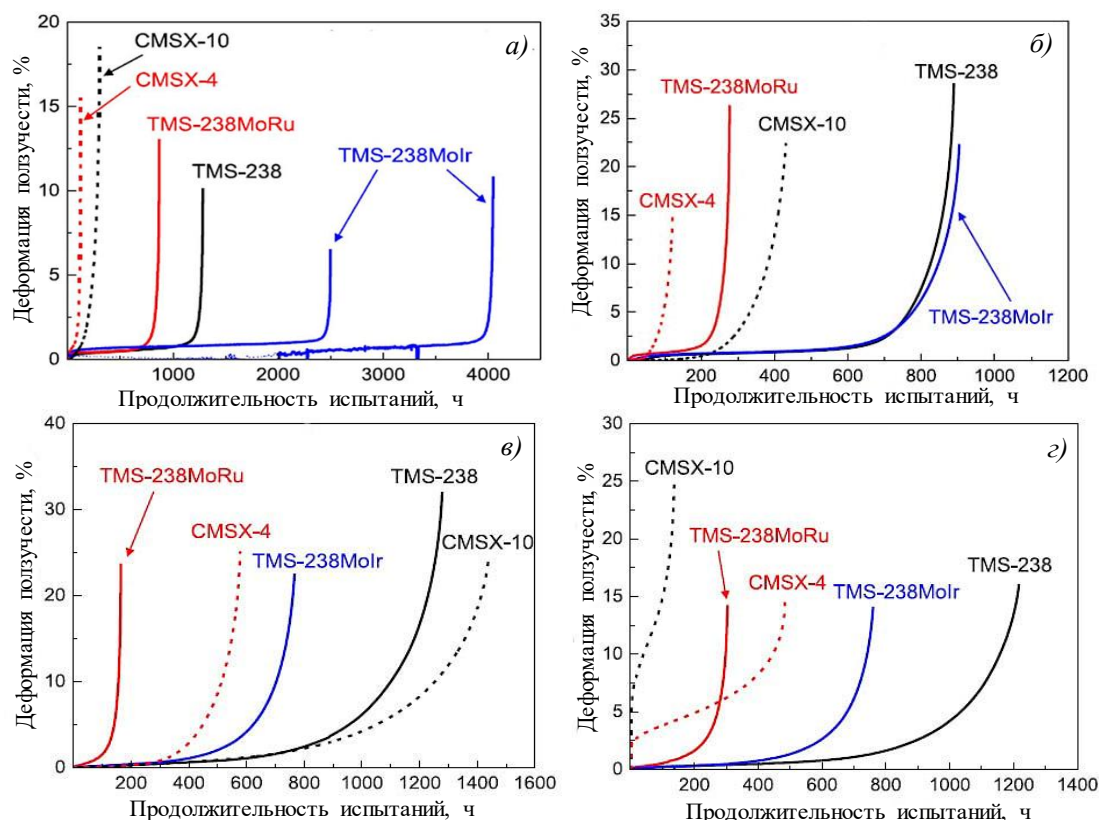


Рис. 11. Кривые ползучести сплавов TMS-238, TMS-238MoRu и TMS-238MoIr при следующих температурах и напряжениях: 1100 °С/137 МПа (а), 1000 °С/245 МПа (б), 900 °С/392 МПа (в), 800 °С/735 МПа (г); для сравнения приведены кривые ползучести типичных промышленных сплавов CMSX-4 и CMSX-10 [42].

Таблица 7

**Химический состав и характеристики
монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов [42]**

Сплав	Содержание элементов, % (атомн.)/% (по массе)										γ/γ' -мисфит δ^* (1100 °С), %	d , г/см ³
	Cr	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Re	Ir	Ru		
TMS-238	<u>5,6</u> 4,6	<u>0,7</u> 1,1	<u>1,4</u> 4,0	<u>2,7</u> 7,6	<u>13,9</u> 5,9	<u>7,0</u> 6,5	<u>0,04</u> 0,1	<u>2,2</u> 6,4	–	<u>3,1</u> 5,0	–0,34	8,99
TMS-238MoRu	<u>5,6</u> 4,5	<u>2,2</u> 3,2	<u>1,4</u> 3,9	<u>2,7</u> 7,4	<u>13,9</u> 5,45	<u>7,0</u> 6,4	<u>0,04</u> 0,1	<u>2,2</u> 6,2	–	<u>5,1</u> 8,0	–0,50	9,09
TMS-238MoIr	<u>5,6</u> 4,4	<u>2,2</u> 3,1	<u>1,4</u> 3,8	<u>2,7</u> 7,2	<u>13,9</u> 5,3	<u>7,0</u> 6,2	<u>0,04</u> 0,1	<u>2,2</u> 6,1	<u>2,0</u> 5,8	<u>3,1</u> 4,8	–0,41	9,36

* Мисфит γ - и γ' -фаз рассчитывали по формуле $\delta = \frac{\alpha_{\gamma'} - \alpha_{\gamma}}{0,5(\alpha_{\gamma'} + \alpha_{\gamma})}$, где $\alpha_{\gamma'}$ и α_{γ} – периоды кристаллических решеток γ' -фазы и γ -твердого раствора соответственно.
Примечание. δ – γ/γ' -мисфит (период решетки γ -твердого раствора больше, чем γ' -фазы); d – плотность.

Авторы работы [42] пришли к следующему выводу: высокая долговечность сплава TMS-238MoIr при температуре 1100 °С и напряжении 137 МПа является следствием формирования мелкочаистой дислокационной сетки на границе γ - и γ' -фаз рафт-структуры за счет повышения абсолютного значения γ/γ' -мисфита при добавлении Мо и подавления иридием выделения ТПУ-фазы, а это объясняется синергетическим эффектом высокого значения отрицательного γ/γ' -мисфита и повышенной фазовой стабильностью γ/γ' -структуры данного сплава, что препятствовало выделению ТПУ-фазы. В то же время высокие когерентные напряжения на границе раздела γ - и γ' -фаз, а также низкая энергия дефектов упаковки в сплавах TMS-238MoIr и TMS-238MoRu привели к образованию в матричном γ -твердом растворе дефектов упаковки уже на стадии термообработки, т. е. до испытаний на ползучесть. Образовавшиеся дефекты упаковки – это центры зарождения ТПУ-фаз при температурах <900 °С, следовательно, повышенная деформация, вызванная выделением ТПУ-фаз, явилась причиной значительного сокращения долговечности обоих сплавов при температуре 900 °С и напряжении 392 МПа. Данные результаты показывают, что для достижения высоких характеристик ползучести в широком диапазоне температур при разработке перспективных ЖНС значение γ/γ' -мисфита должно быть тщательно сбалансировано с энергией дефектов упаковки и стабильностью γ - и γ' -фаз.

Заключения

Легирование иридием вместо и совместно с рутением монокристаллических ренийсодержащих ЖНС является одним из перспективных способов повышения температуры и ресурса эксплуатации турбинных лопаток из этих сплавов.

Иридий, добавляемый в ренийсодержащие ЖНС, повышает температуру солидус и периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз, снижает скорость диффузии легирующих элементов, что является одним из определяющих факторов длительной прочности монокристаллов этих сплавов при высоких температурах.

Иридий в ренийсодержащих ЖНС более эффективно задерживает зарождение и рост ТПУ-фаз по сравнению с аналогами, легированными рутением.

Иридий увеличивает время до разрушения при высокотемпературной (>1000 °С) ползучести монокристаллов ренийсодержащих ЖНС путем упрочнения матричного γ -твердого раствора и меньшей скорости роста ТПУ-фазы.

Для более полного понимания причин положительной роли иридия необходимо определить его влияние на физико-химические и структурно-фазовые характеристики, а также комплекс механических свойств монокристаллических ЖНС.

Использование добавки иридия в жаропрочном сплаве приводит к существенным экономическим издержкам из-за высокой стоимости и ограниченного производства этого металла.

Список источников

1. 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.
2. Елютин Е.С. Разработка жаропрочных никелевых сплавов V и VI поколений с повышенной длительной прочностью для монокристаллических лопаток перспективных авиационных ГТД: автореф. дис. ... к.т.н. М., 2023. 28 с.
3. Авиационные материалы: справочник в 13 т., 7-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. Т. 3: Литейные жаропрочные и интерметаллидные сплавы на никелевой основе. 192 с.
4. 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.

5. Caron P. High γ' solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications // *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 737–746.
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, 2000. P. 829–837.
7. 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.
8. Fifth generation nickel base single crystal superalloy TMS-196 / Developed under NIMS/IHI collaboration. 2006. 4 p. URL: <http://sakimori.nims.go.jp> (дата обращения: 24.01.2025).
9. 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.
10. Kawagishi K., Yeh An-C., Yokokawa T. et al. Development of an oxidation-resistant high-strength sixth-generation single-crystal superalloy TMS-238 // *Superalloys 2012*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012. P. 189–195.
11. Yokokawa T., Harada H., Kawagishi K. et al. Advanced alloy design program and improvement of sixth-generation Ni-base single crystal superalloy TMS-238 // *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020. P. 122–130. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_12.
12. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А., Нарский А.Р. Развитие технологий и оборудования для получения лопаток горячего тракта газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов с направленной и монокристаллической структурой // *Труды ВИАМ*. 2023. № 7 (125). С. 3–14. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения: 28.11.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14.
13. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Zaitsev D.V. et al. Evolution of microstructure and phase composition of single crystals of nickel-based superalloy in the process of high-temperature creep // *Physics of Metals and Metallography*. 2025. Vol. 126. No. 1. P. 35–41. DOI: 10.1134/S0031918X24602592.
14. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines // *Proceedings of 9th Liege Conference «Materials for Advanced Power Engineering 2010»*. Belgium: University of Liège, 2010. P. 604–614.
15. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys // *Rare Metals*. 2016. Vol. 35. No. 2. P. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
16. Neubauer C.M., Mari D., Dunand D.C. Diffusion in nickel-rhenium system // *Scripta Metallurgica at Materialia*. 1994. Vol. 31. No. 1. P. 99–104. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90102-3.
17. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Епишин А.И., Елютин Е.С. Развитие метода направленной кристаллизации для решения задач физического металловедения никелевых и кобальтовых жаропрочных сплавов. Часть 2 // *Труды ВИАМ*. 2025. № 6 (148). С. 13–30. URL: <http://www.viamworks.ru> (дата обращения: 11.12.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-13-30.
18. Епишин А.И., Родин А.О., Бокштейн Б.С., Светлов И.Л. Взаимная диффузия в бинарных сплавах системы Ni–Re // *Физика металлов и металловедение*. 2015. Т. 116. № 2. С. 184–190. DOI: 10.7868/S0015323015020138.
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. 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: 11.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
21. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 2 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). С. 3–22. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.12.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
22. Matuszewski K., Rettig R., Singer R. The effect of Ru on precipitation of topologically close packed phases in Re-containing Ni base superalloys: quantitative FIB-SEM investigation and 3D image modeling // *Proceedings of 2nd European Symposium on Superalloys and their Applications (Eurosuperalloys 2014)*. MATEC Web of Conferences. 2014. Vol. 14. DOI: 10.1051/matecconf/20141409001.

23. Yu X.X., Wang C.Y., Zhang X.N. et al. Synergistic effect of rhenium and ruthenium in nickel-base superalloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2004. Vol. 51. P. 327–331. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.07.201.
24. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Елютин Е.С. Синергическое влияние рения и рутения на длительную прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов III–IV поколений // *Физика металлов и металловедение*. 2022. Т. 123. № 8. С. 888–894. DOI: 10.31857/S0015323022080137.
25. Свойства элементов: справочник в 2 ч. 2-е изд. М.: Металлургия, 1976. Ч. 1: Физические свойства. 600 с.
26. Yuan Y., Kawagishi K., Koizumi Y. et al. Creep deformation of a 6th generation Ni-base single crystal superalloy at 800 °C and 735 MPa // *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016. P. 675–682.
27. Ryczak F., Devrient B., Mughrabi H. The effects of different alloying elements on the thermal expansion coefficients, lattice constants and misfit of nickel-based superalloys investigated by X-ray diffraction // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 827–836.
28. Wei B., Lin Y., Huang Z. et al. A novel Re-free Ni-based single-crystal superalloy with enhanced creep resistance and microstructure stability // *Acta Materialia*. 2022. Vol. 240. Art. 118336. DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118336.
29. Ханикомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
30. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3 т. М.: Машиностроение, 1999. Т. 3, кн. 1. 872 с.
31. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. Киев, Наукова думка, 1986. 598 с.
32. Velikanova T.Ya., Mazhuga T.G., Semonova O.L. et al. Phase Diagram of the Ni-Os System // *Metallurgical Metal Ceramics*. 2002. Vol. 41 (5–6). P. 288–295.
33. Okamoto H. Ni-Os (Nickel-Osmium) // *Journal Equilibria and Diffusion*. 2009. Vol. 30. P. 662. URL: <https://himikatus.ru/art/phase-diagr1/Ni-Os> (дата обращения: 22.12.2025).
34. Бокштейн Б.С., Бокштейн С.З., Жуховицкий А.А. Термодинамика и кинетика диффузии в твердых телах М.: Металлургия, 1974. 279 с.
35. Murakami H., Honma T., Koizumi Y., Harada H. Distribution of platinum group in Ni-base single-crystal superalloys // *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 747–756.
36. Reed R.C., Yeh A.C., Tin S. et al. Identification of the partitioning characteristics of ruthenium in single crystal superalloys using atom probe tomography // *Scripta Materialia*. 2004. Vol. 51. P. 327–333. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.04.019.
37. Mori Y., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Microstructure and creep strength of the Ni-base single crystal superalloys containing Ir substituting for Ru // *The 9th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing (PRICM9)*. The Japan Institute of Metals and Materials, 2016. P. 765–769.
38. Murakami H., Osawa M., Yokokawa T. et al. The location of atoms in Ir-containing Ni-base single-crystal superalloys // *Materials for Advanced Power Engineering 1998: Proceeding of the 6th Liège Conference*. Universite de Liège, 1998. P. 1139–1145.
39. Yokokawa T., Osawa M., Nishida K. et al. Partitioning behavior of platinum group metals on the γ and γ' phases of Ni-base superalloys at high temperatures // *Scripta Materialia*. 2003. Vol. 49. P. 1041–1046.
40. Kobayashi T., Koizumi Y., Nakazawa S. et al. Design of high rhenium containing single-crystal superalloys with balanced intermediate and high temperature creep strengths // *Proceedings of the Fourth International Charles Parsons Turbine Conference on «Advances in Turbine Materials, Design and Manufacturing»*. Newcastle upon Tyne, UK, 1997. P. 766–773. URL: <https://sakimori.nims.go.jp/documents/990225c.html> (дата обращения: 11.12.2025).
41. 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. P. 1845–1848. DOI: 10.2320/matertrans.MAW201606.

42. 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.
43. Karunaratne M.S.A., Reed R.C. Interdiffusion of the platinum group metals in nickel at elevated temperatures // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. Is. 10. P. 2905–2919. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00105-8.
44. Эстулин Г.В., Свистунова Т.В. Влияние рения и иридия на свойства жаропрочных никелевых сплавов // *Исследование стали и сплавов*. М.: Наука, 1964. С. 194–198.
45. Yokokawa T., Harada H., Mori Y. et al. Design of nest generation Ni-base single-crystal superalloy containing Ir: towards 1150 °C temperature capability // *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016. P. 123–130.

References

1. Petrushin N.V., Ospennikova O.G., Svetlov I.L. Single-crystal Ni-based superalloys for turbine blades of advanced gas turbine engines. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103.
2. Elyutin, E.S. *Development of Heat-Resistant Nickel Alloys of Generations V and VI with Increased Long-Term Strength for Single-Crystal Blades of Advanced Aircraft Gas Turbine Engines*: thesis abstract, Moscow, 2023, 28 p.
3. *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 Nickel-Based Alloys, 192 p.
4. 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.
5. Caron P. High γ' solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 737–746.
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, 2000, pp. 829–837.
7. 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.
8. *Fifth generation nickel base single crystal superalloy TMS-196*. Developed under NIMS/IHI collaboration. 2006. 4 p. Available at: <http://sakimori.nims.go.jp> (accessed: January 24, 2025).
9. 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.
10. Kawagishi K., Yeh An-C., Yokokawa T. et al. Development of an oxidation-resistant high-strength sixth-generation single-crystal superalloy TMS-238. *Superalloys 2012*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012, pp. 189–195.
11. Yokokawa T., Harada H., Kawagishi K. et al. Advanced alloy design program and improvement of sixth-generation Ni-base single crystal superalloy TMS-238. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020, pp. 122–130. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_12.
12. Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Surova V.A., Narsky A.R. Development of technologies and equipment for producing blades of the hot path of gas turbine engines from superalloys with directional and single-crystal structure. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), pp. 3–14. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 28, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14.
13. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Zaitsev D.V. et al. Evolution of microstructure and phase composition of single crystals of nickel-based superalloy in the process of high-temperature creep. *Physics of Metals and Metallography*, 2025, vol. 126, no. 1, pp. 35–41. DOI: 10.1134/S0031918X24602592.
14. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines. *Proceedings of 9th Liege Conference «Materials for Advanced Power Engineering 2010»*. Belgium: University of Liège, 2010, pp. 604–614.

15. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys. *Rare Metals*, 2016, vol. 35, no. 2, pp. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
16. Neubauer C.M., Mari D., Dunand D.C. Diffusion in nickel-rhenium system. *Scripta Metallurgica at Materialia*, 1994, vol. 31, no. 1, pp. 99–104. DOI: 10.1016/0956-716X(94)90102-3.
17. Petrushin N.V., Svetlov I.L., Epishin A.I., Elyutin E.S. Development of directional solidification method to solve the problems of physical metallurgy of nickel- and cobalt-based superalloys. Part 2. *Trudy VIAM*, 2025, no. 6 (148), pp. 13–30. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 11, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-13-30.
18. Epishin A.I., Rodin A.O., Bokshteyn B.S., Svetlov I.L. Mutual diffusion in binary alloys of the Ni–Re system. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2015, vol. 116, no. 2, pp. 184–190. DOI: 10.7868/S0015323015020138.
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. 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: December 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
21. 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: December 11, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
22. Matuszewski K., Rettig R., Singer R. The effect of Ru on precipitation of topologically close packed phases in Re-containing Ni base superalloys: quantitative FIB-SEM investigation and 3D image modeling. *Proceedings of 2nd European Symposium on Superalloys and their Applications (Eurosuperalloys 2014)*. *MATEC Web of Conferences*, 2014, vol. 14. DOI: 10.1051/mateconf/20141409001.
23. Yu X.X., Wang C.Y., Zhang X.N. et al. Synergistic effect of rhenium and ruthenium in nickel-base superalloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, vol. 51, pp. 327–331. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.07.201.
24. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Elyutin E.S. Synergistic effect of rhenium and ruthenium on the long-term strength of single crystals of nickel-based heat-resistant alloys of III–IV generations. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2022, vol. 123, no. 8, pp. 888–894. DOI: 10.31857/S0015323022080137.
25. *Properties of the Elements*: handbook in 2 parts. 2nd ed. Moscow: Metallurgy, 1976, part 1: Physical Properties, 600 p.
26. Yuan Y., Kawagishi K., Koizumi Y. et al. Creep deformation of a 6th generation Ni-base single crystal superalloy at 800 °C and 735 MPa. *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016, pp. 675–682.
27. Pyczak F., Devrient B., Mughrabi H. The effects of different alloying elements on the thermal expansion coefficients, lattice constants and misfit of nickel-based superalloys investigated by X-ray diffraction. *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004, pp. 827–836.
28. Wei B., Lin Y., Huang Z. et al. A novel Re-free Ni-based single-crystal superalloy with enhanced creep resistance and microstructure stability. *Acta Materialia*, 2022, vol. 240, art. 118336. DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118336.
29. Honeycomb R. *Plastic Deformation of Metals*. Moscow: Mir, 1972, 408 p.
30. *Phase Diagrams of Binary Metallic Systems: A Handbook* in 3 vols. Moscow: Mashinostroenie, 1999, vol. 3, book 1, 872 p.
31. Barabash O.M., Koval Yu.N. *Crystal Structure of Metals and Alloys*. Kyiv: Naukova Dumka, 1986, 598 p.
32. Velikanova T.Ya., Mazhuga T.G., Semonova O.L. et al. Phase Diagram of the Ni–Os System. *Metallurgical Metal Ceramics*, 2002, vol. 41 (5–6), pp. 288–295.
33. Okamoto H. Ni–Os (Nickel–Osmium). *Journal Equilibria and Diffusion*, 2009, vol. 30, p. 662. Available at: <https://himikatus.ru/art/phase-diagr1/Ni-Os> (accessed: December 22, 2025).

34. Bokshiteyn B.S., Bokshiteyn S.Z., Zhukhovitsky A.A. *Thermodynamics and kinetics of diffusion in solids*. Moscow: Metallurgiya, 1974, 279 p.
35. Murakami H., Honma T., Koizumi Y., Harada H. Distribution of platinum group in Ni-base single-crystal superalloys. *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000, pp. 747–756.
36. Reed R.C., Yeh A.C., Tin S. et al. Identification of the partitioning characteristics of ruthenium in single crystal superalloys using atom probe tomography. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 51, pp. 327–333. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.04.019.
37. Mori Y., Yokokawa T., Kobayashi T. et al. Microstructure and creep strength of the Ni-base single crystal superalloys containing Ir substituting for Ru. *The 9th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing (PRICM9)*. The Japan Institute of Metals and Materials, 2016, pp. 765–769.
38. Murakami H., Osawa M., Yokokawa T. et al. The location of atoms in Ir-containing Ni-base single-crystal superalloys. *Materials for Advanced Power Engineering 1998: Proceeding of the 6th Liège Conference*. Universite de Liège, 1998, pp. 1139–1145.
39. Yokokawa T., Osawa M., Nishida K. et al. Partitioning behavior of platinum group metals on the γ and γ' phases of Ni-base superalloys at high temperatures. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 49, pp. 1041–1046.
40. Kobayashi T., Koizumi Y., Nakazawa S. et al. Design of high rhenium containing single-crystal superalloys with balanced intermediate and high temperature creep strengths. *Proceedings of the Fourth International Charles Parsons Turbine Conference on «Advances in Turbine Materials, Design and Manufacturing»*. Newcastle upon Tyne, UK, 1997, pp. 766–773. Available at: <https://sakimori.nims.go.jp/documents/990225c.html> (accessed: December 11, 2025).
41. 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, pp. 1845–1848. DOI: 10.2320/matertrans.MAW201606.
42. 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.
43. Karunaratne M.S.A., Reed R.C. Interdiffusion of the platinum group metals in nickel at elevated temperatures. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, is. 10, pp. 2905–2919. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00105-8.
44. Estulin G.V., Svistunova T.V. The influence of rhenium and iridium on the properties of heat-resistant nickel alloys. *Study of steel and alloys*. Moscow: Nauka, 1964, pp. 194–198.
45. Yokokawa T., Harada H., Mori Y. et al. Design of next generation Ni-base single-crystal superalloy containing Ir: towards 1150 °C temperature capability. *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016, pp. 123–130.

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

Елютин Евгений Сергеевич, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Луцкая София Алексеевна, инженер 1 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

Evgeny S. Elyutin, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sofia A. Luts kaya, First Engineer Category, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 23.01.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 29.01.2026.
The article was submitted 23.01.2026; approved and accepted for publication after reviewing 29.01.2026.