

ции расплава / Тез. докл. VI Всероссийской науч.-техн. конф. молодых специалистов. Секция 3 технологическая. С. 162.

15. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Луценко А.Н. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // *Металлы*. 2007. № 5. С. 23–34.

16. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Егорова Л.Н., Луценко А.Н., Галоян А.Г. Защитные и упрочняющие покрытия лопаток и деталей ГТД / В сб.: 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. М.: ВИАМ. С. 107–124.

17. Каблов Е.Н., Будиновский С.А., Мубояджян С.А. Промышленное ионно-плазменное оборудование для нанесения защитных покрытий / В сб.: Труды 6-й Международной конф. «Пленки и покрытия». СПб: ГТУ. 2001. С. 247–254.

18. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Луценко А.Н. Наноструктурные ионно-плазменные защитные и упрочняющие покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // *Вопросы материаловедения*. 2008. № 2 (54). С. 175–187.

19. Мубояджян С.А. Защитные покрытия для деталей горячего тракта ГТД // *Все материалы*. Энциклопедический справочник. 2011. № 3. С. 26–30. № 4. С. 13–20.

*Е.Н. КАБЛОВ, Н.В. ПЕТРУШИН,
И.Л. СВЕТЛОВ, И.М. ДЕМОНИС*

НИКЕЛЕВЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

За период 2007–2012 гг. в ВИАМ были выполнены важные теоретические работы и получены многочисленные экспериментальные результаты [1–14], касающиеся исследования существующих и разработки новых более жаропрочных монокристаллических никелевых рений-рутенийсодержащих сплавов (ВЖМ6, ВЖМ8), сплавов с низкой плотностью (ВЖЛ21, ВЖМ7) и интерметаллидных сплавов (ВИН3 и др.), а также определения дополнительных характеристик уже разработанных сплавов, в частности ВЖМ4. Результаты, представленные в данной статье по рассматриваемой проблеме, дополнены данными других исследователей [7–11] и отражают основные закономерности структурных и фазовых превращений, температурной и ориентационной зависимости модуля упругости, характеристик кратковременной прочности и малоциклового усталости монокристаллов из никелевого жаропрочного рений-рутенийсодержащего сплава 4-го поколения ВЖМ4 с ориентациями $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. В статье также рассматриваются основные результаты конструирования новых жаропрочных сплавов (ВЖМ6 и ВЖМ7) для литья турбинных лопаток с монокристаллической структурой.

Анизотропия модуля упругости в интервале температур 20–1150°C

В табл. 1 приведены численные значения статического модуля упругости (E) в интервале температур 20–1050°C, а на рис. 1 представлены кривые зависимости E от температуры для монокристаллов сплава ВЖМ4 трех кристаллографических направлений $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, отклоняющихся от углов стандартного стереографического треугольника не более чем на 10 град.

Таблица 1

Статический модуль упругости сплава ВЖМ4 с различной кристаллографической ориентацией при повышенных температурах

Температура испытания, °С	Модуль упругости E , ГПа, при кристаллографической ориентации монокристалла		
	$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$
20	130	233	300
100	127	228	299
200	125	222	289
300	122	215	280
400	118	207	271
500	114	200	261
600	108	192	252
700	101	184	240
800	94	175	233
850	104	—	—
900	—	—	216
1000	—	—	—
1050	83	—	—

Видно (см. рис. 1), что модуль упругости монотонно снижается по мере повышения температуры. При этом наибольшим модулем упругости обладают монокристаллы с кристаллографической ориентацией (КГО) $\langle 111 \rangle$, а наименьшим – монокристаллы с КГО $\langle 001 \rangle$. Промежуточные значения модуля упругости характерны для монокристаллов с КГО $\langle 011 \rangle$. Существенная анизотропия модуля упругости сохраняется вплоть до температуры 1150°С.

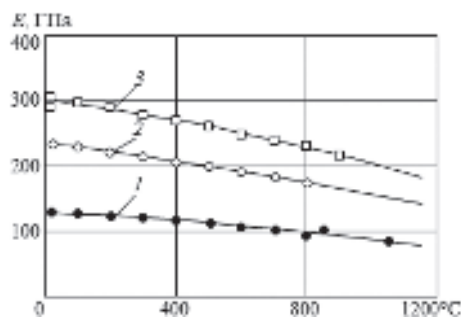


Рис. 1. Температурно-ориентационная зависимость модуля упругости монокристаллов сплава ВЖМ4 с ориентацией $\langle 001 \rangle$ (1), $\langle 011 \rangle$ (2) и $\langle 111 \rangle$ (3)

Анизотропия кратковременных механических свойств

Анизотропия кратковременных свойств монокристаллов определяется конкретными системами скольжения в данных экспериментальных условиях. Поскольку характер пластической деформации определяется взаимодействием систем скольжения, то вид диаграмм растяжения будет различным в зависимости от ориентации монокристаллов и температуры испытания [8].

Диаграммы деформации. На рис. 2 приведены диаграммы деформации при температурах испытания 20, 700 и 1000°С монокристаллов сплава ВЖМ4 с ориентациями $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. В общем случае диаграммы деформации образцов с КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ при 20°С характеризуются ли-

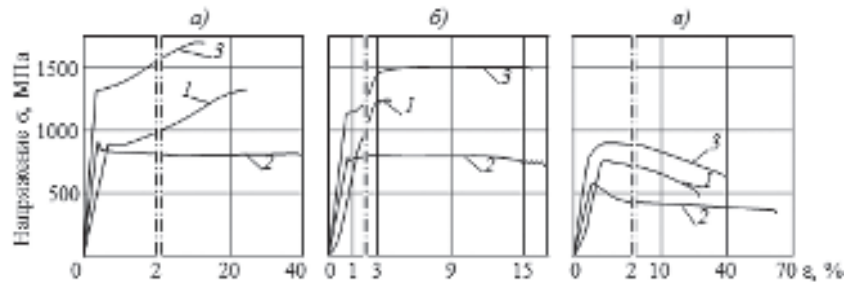


Рис. 2. Диаграммы деформации при 20 (а), 700 (б) и 1000°C (в) монокристаллов сплава ВЖМ4 с ориентацией $\langle 001 \rangle$ (1), $\langle 011 \rangle$ (2) и $\langle 111 \rangle$ (3)

нейной стадией, за которой следует площадка текучести и стадия упрочнения. Диаграммы с острым «зубом» текучести с последующей стадией легкого скольжения при постоянном среднем напряжении типичны для монокристаллов с КГО $\langle 011 \rangle$. При температуре испытания 700°C (см. рис. 2, б) на диаграммах деформации отсутствует стадия деформационного упрочнения, и пластическая деформация осуществляется при постоянном напряжении вплоть до разрушения. Кроме того, на диаграммах деформации монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 011 \rangle$ наблюдается пилообразный (зубчатый) участок. Диаграммы деформации монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ при 1000°C характеризуются стадией интенсивного разупрочнения, а для ориентации $\langle 011 \rangle$ сильно выражен «зуб» текучести (см. рис. 2, в).

Прочность и пластичность. Температурные зависимости пределов прочности и текучести монокристаллов трех исследованных ориентаций представлены на рис. 3.

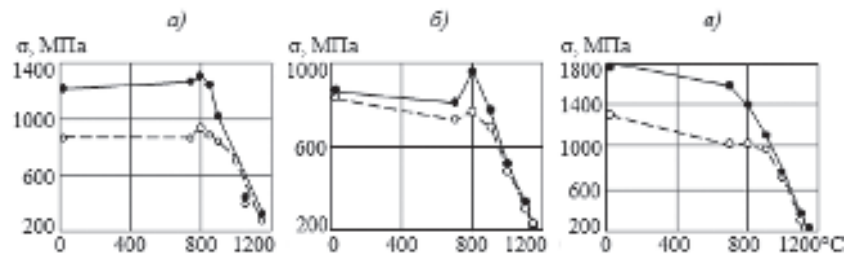


Рис. 3. Температурно-ориентационная зависимость предела прочности σ_B (●) и предела текучести $\sigma_{0,2}$ (○) монокристаллов сплава ВЖМ4 с ориентацией $\langle 001 \rangle$ (а), $\langle 011 \rangle$ (б) и $\langle 111 \rangle$ (в)

В интервале 20–700°C монокристаллы с КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 011 \rangle$ имеют слабую температурную зависимость σ_B и $\sigma_{0,2}$. При дальнейшем повышении температуры наблюдается возрастание этих характеристик до максимальных значений при пиковой температуре 800°C, выше которой происходит разупрочнение сплава. Подобное изменение характеристик σ_B и $\sigma_{0,2}$ двухфазных монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) при повышенных температурах объясняется аномальной температурной зависимостью предела текучести интерметаллидной γ' -фазы. Что касается монокристаллов с КГО $\langle 111 \rangle$, то для них характерно моно-

тонное снижение пределов прочности и текучести во всем исследованном температурном интервале. Следует отметить, что до пиковой температуры 800°C имеет место значительная анизотропия пределов прочности и текучести монокристаллов, тогда как выше этой температуры анизотропия практически вырождается.

В интервале температур 20–800°C пределы текучести монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ сплава ВЖМ4 имеют более низкие значения по сравнению с монокристаллами других ренийсодержащих сплавов (ЖС36, ЖС32, SMSX-10 и др. [8]), хотя пределы прочности исследованного сплава максимальны. Аналогичное соотношение пределов прочности и текучести наблюдается для монокристаллов ренийсодержащего сплава PWA1484 и рений-рутениеосодержащих сплавов EPM-102 [15] и MC-NG [16]. Химический состав сплавов PWA1484, EPM-102, MC-NG и других представлен в табл. 2. В работе [16] показано, что увеличение содержания в сплаве MC-NG титана и тантала приводит к повышению предела текучести при низких температурах, а добавление рения и увеличение температуры γ' -солвус позволяют достичь более высоких значений предела текучести при повышенных температурах.

Температурные зависимости удлинения и сужения монокристаллов трех ориентаций сплава ВЖМ4 представлены на рис. 4. С повышением температуры обе характеристики снижаются до минимальных значений при пиковой температуре, выше которой наблюдается существенное повышение характеристик удлинения и сужения.

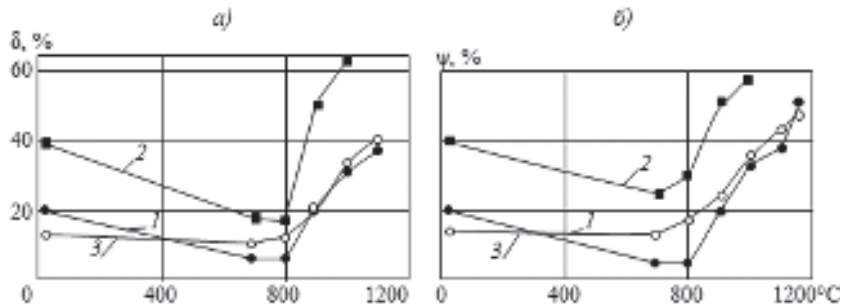


Рис. 4. Температурно-ориентационная зависимость удлинения δ (а) и сужения ψ (б) монокристаллов сплава ВЖМ4 с ориентацией $\langle 001 \rangle$ (1), $\langle 011 \rangle$ (2) и $\langle 111 \rangle$ (3)

Анизотропия длительной прочности

В табл. 3 приведены рассчитанные по экспериментальным результатам пределы длительной прочности за 100 и 1000 ч для монокристаллов сплава ВЖМ4 трех ориентаций в интервале температур 750–1150°C.

Для оценки степени анизотропии длительной прочности удобно воспользоваться коэффициентом анизотропии [21]:

$$K_{\tau}^{\langle hkl \rangle} = \sigma_{\tau}^{\langle hkl \rangle} / \sigma_{\tau}^{\langle 001 \rangle}, \quad (1)$$

где $\sigma_{\tau}^{\langle hkl \rangle}$ – длительная прочность монокристалла с ориентацией $\langle hkl \rangle$ за время τ ; $\sigma_{\tau}^{\langle 001 \rangle}$ – длительная прочность монокристалла с ориентацией $\langle 001 \rangle$ за время τ .

Таблица 2
Химический состав и плотность монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов [15—20]

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)										Плотность d , г/см ³	Фирма-разработчик
	Cr	Co	Mo	Re	W	Al	Ru	Ta	Другие			
PWA1484	5	10	2	3	5	5,6	—	8,7	—		8,95	Pratt & Whitney
MC-NG	4	—	1	4	5	6	4	5	0,1(Hf)		8,75	ONERA
EPM-102	2	16,5	2	5,95	6	5,55	2	8,25	0,15(Hf)		9,20	NASA
TMS-162	2,9	5,8	3,9	4,9	5,8	5,8	6	5,6	0,09(Hf)		9,04	NIMS and IHI
TMS-196	4,6	5,6	2,4	6,4	5	5,6	5	5,6	0,1(Hf)		9,01	NIMS and IHI
LEK-94	6,2	7,5	2	2,45	3,35	6,5	—	2,3	1(Ti), 0,1 (Hf)		8,25	MTU
LDS-1101	4,7	9,85	7,1	2,95	—	6	—	6,25	0,005(Y), 0,004 (B), 0,01 (C)		8,56	NASA

Таблица 3
Длительная прочность за 100 и 1000 ч монокристаллов с КГО <001>, <011> и <111> жаропрочного сплава ВЖМ4 и коэффициенты анизотропии

Температура испытания, °С	$\sigma_{100}^{(hkl)}$, МПа			$K_{100}^{(011)}$	$K_{100}^{(111)}$	$\sigma_{1000}^{(hkl)}$, МПа			$K_{1000}^{(011)}$	$K_{1000}^{(111)}$
	<001>	<011>	<111>			<001>	<011>	<111>		
750	1030	690	980	0,67	0,95	840	595	900	0,70	1,07
850	725	485	730	0,67	1,01	565	410	635	0,73	1,12
950	405	335	475	0,83	1,17	265	255	380	0,96	1,43
1050	225	215	255	0,95	1,13	160	150	150	0,94	0,94
1150	125	105	120	0,84	0,96	74	70	65	0,95	0,89

Как видно из данных табл. 3, в температурном интервале 750–1150°C коэффициент $K_{100}^{(011)} < 1$, т. е. длительная прочность за 100 ч монокристаллов с КГО $\langle 011 \rangle$ меньше, чем для монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$. Длительная прочность монокристаллов с КГО $\langle 111 \rangle$ в интервале 850–1050°C выше, чем у монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$, так как $K_{100}^{(111)} > 1$. Однако при температуре 1150°C коэффициент анизотропии $K_{100}^{(111)} < 1$, т. е. монокристаллы с КГО $\langle 111 \rangle$ разупрочняются быстрее в процессе длительных испытаний и их жаропрочность ниже, чем у монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$. Аналогичная зависимость коэффициентов анизотропии наблюдается в процессе испытаний длительностью 1000 ч.

Анизотропия пределов циклической прочности

Проведены испытания* на малоцикловую усталость (МЦУ) при температуре 750°C («мягкий» цикл нагружения) и многоцикловую усталость (МнЦУ) при температуре 1000°C (чистый изгиб при вращении) монокристаллических гладких образцов сплава ВЖМ4 с КГО $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. Для испытаний на МЦУ (контролируемый параметр – нагрузка) использовались образцы с цилиндрической рабочей частью (длина 30 мм, диаметр 5 мм), цикл нагружения – отнулевой ($R_{\sigma} = 0$), форма цикла нагружения – треугольная при частоте 0,5 Гц, база испытаний – до 10^4 циклов и более. Для испытаний на МнЦУ использовались образцы с переменным сечением рабочей части (минимальный диаметр 7,5 мм), цикл нагружения – симметричный ($R_{\sigma} = -1$), синусоидальной формы при частоте 50 Гц, контролируемый параметр – нагрузка, база испытаний до 10^7 циклов и более.

Таблица 4

Малоцикловая и многоцикловая усталость монокристаллов сплава ВЖМ4 с различной ориентацией

Температура испытаний, °C	МЦУ: σ_0 , МПа, на базе 10^4 цикл монокристалла с ориентацией			Температура испытаний, °C	МнЦУ: σ_{-1} , МПа, на базе $2 \cdot 10^7$ цикл монокристалла с ориентацией		
	$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$		$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$
750	1020	800	1020	1000	320	286	310

В результате статистического анализа полученных данных рассчитаны пределы характеристик МЦУ (σ_0) и МнЦУ (σ_{-1}), значения которых приведены в табл. 4: ориентация $\langle 011 \rangle$ – наиболее слабая, две другие ориентации являются равнопрочными.

* Испытания выполнены М.С. Беляевым и Т.И. Комаровой.

Эволюция структуры и механические свойства монокристаллов рений- и рутенийсодержащих жаропрочных сплавов

При высоких температурах сопротивление ползучести монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов и длительная прочность зависят от нескольких факторов, среди которых наиболее важными являются структурная и фазовая стабильность, степень твердорастворного упрочнения γ - и γ' -фаз и величина размерного несоответствия периодов кристаллических решеток фаз (γ/γ' -мисфит). В свою очередь, эти факторы определяются химическим составом сплавов и режимами термической обработки.

В процессе высокотемпературной ползучести в структуре монокристаллов происходят необратимые изменения фазового состава сплавов и морфологии частиц упрочняющей γ' -фазы. Подобные изменения наглядно иллюстрируются схемой (рис. 5) микроструктуры элементарного объема, ограниченного плоскостями $\{001\}$, монокристаллического образца сплава ВЖМ4 с ориентацией $\langle 001 \rangle$ в исходном состоянии и после разрушения в процессе высокотемпературных испытаний на ползучесть [8]. Видно (см. рис. 5, а), что микроструктура элементарного объема сплава в исходном состоянии состоит из матрицы γ -твердого раствора, в котором кубовидные частицы γ' -фазы имеют тенденцию к упорядоченному расположению, образуя на плоскостях $\{001\}$ квазипериодическую трехмерную макрорешетку. Подобная микроструктура оказывается морфологически нестабильной при высокотемпературных испытаниях на ползучесть. В процессе переходной стадии высокотемпературной ползучести исходные кубовидные частицы γ' -фазы специфическим образом коагулируют путем срачивания в пластины, широкие грани которых перпендикулярны оси приложения нагрузки. Соответственно, на вертикальные грани (100) и (010) элементарного объема сечения таких пластин будут проецироваться в виде последовательно чередующихся прослоек γ - и γ' -фаз (см. рис. 5, б). Вид такой микроструктуры, ее регулярность напоминают строение бревенчатого плота (в литературе принят термин «рафт»-структура) и сохраняются на протяжении всей стационарной стадии ползучести монокристалла.

Регулярная «рафт»-структура монокристаллов ЖНС оказывает существенное сопротивление пластической деформации ползучести при высоких

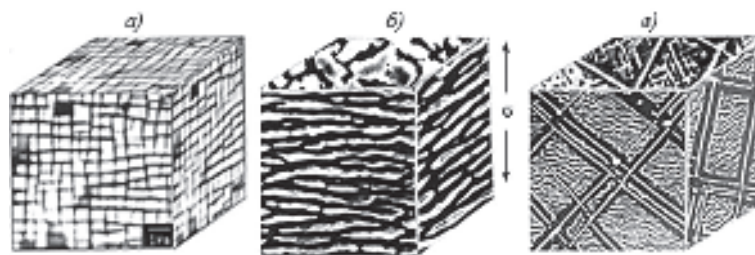


Рис. 5. Микроструктура элементарного объема монокристалла из никелевого жаропрочного сплава с ориентацией $\langle 001 \rangle$ в состоянии после термической обработки (а), испытаний на ползучесть продолжительностью 1274 ч (при 1000°C , $\sigma = 200$ МПа) (б) и 1303 ч (при 1100°C , $\sigma = 120$ МПа) (в)

температурах, так как препятствует пересечению пластин γ' -фазы дислокациями, которые двигаются в прослойках γ -твердого раствора. В этом смысле любое нарушение регулярности «рафт»-структуры будет приводить к разупрочнению сплава и понижению длительной прочности.

После испытаний при температурах 900, 1000 и 1150°C продолжительностью свыше 1000 ч фазовый состав сплава ВЖМ4 не изменяется и сохраняется регулярное чередование прослоек γ - и γ' -фаз, что свидетельствует о высокой морфологической стабильности «рафт»-структуры. Однако объемное соотношение фаз и геометрических размеров прослоек изменяются: после длительных испытаний толщина прослоек γ -фазы возрастает с 0,1 до 0,3 мкм.

В процессе ползучести при температуре 1100°C через ~200 ч испытаний в исследованных монокристаллах сплава обнаружена фазовая нестабильность, проявляющаяся в образовании пластинчатых частиц, обогащенных рением, предположительно ТПУ фазы. Последние выделяются в дендритах первого порядка по октаэдрическим плоскостям $\{111\}$, которые пересекаются с гранями куба элементарного объема по кристаллографическим направлениям $\langle 110 \rangle$ (см. рис. 5, в). При этом, по мере увеличения продолжительности испытания при 1100°C доля и геометрические размеры (толщина и длина) пластин новой фазы возрастают. Однако после испытаний на ползучесть при температуре 1150°C продолжительностью до ~3000 ч пластинчатых выделений, подобных ТПУ фазам, в структуре монокристаллов сплава ВЖМ4 не обнаружено. В монокристаллических ЖНС третьего поколения, содержащих до 6–9% рения, интенсивное выделение пластинчатых ТПУ фаз наблюдается уже при температуре 1000°C [9]. Таким образом, полученные в данной работе результаты свидетельствуют о положительном влиянии рутения на стабилизацию фазового состава ренийсодержащего ЖНС.

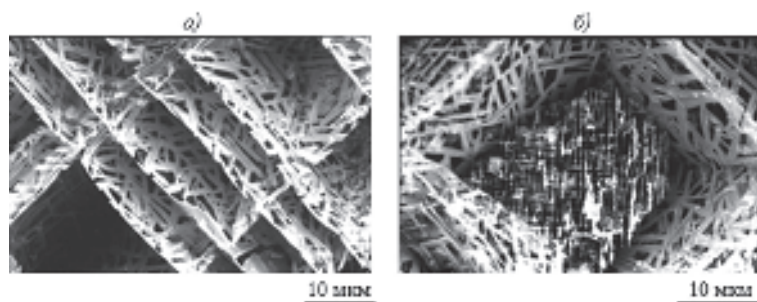


Рис. 6. Микроструктура (а – $\times 2000$; б – $\times 2500$) поверхности глубоко протравленного образца из сплава ВЖМ1 после испытаний на длительную прочность при 1000°C и $\sigma = 130$ МПа в течение 2591 ч [9]

При выделении ТПУ фазы из γ -твердого раствора, последний обедняется тугоплавкими элементами, такими как Re, W, Mo, а вокруг ТПУ пластин образуется оболочка (темные области вокруг пластин на рис. 5, в), химический состав которой (по данным локального микроанализа) соответствует составу γ' -фазы. Вследствие обеднения γ -фазы тугоплавкими элементами эффективность твердорастворного упрочнения уменьшается

Таблица 5

Характеристики длительной прочности и пластичности монокристаллов сплава ВЖМ1 после полного цикла термической обработки (ПТО) и отжига

Температура испытания, °С	Напряжение σ , МПа	Время до разрушения τ_p^* , ч	Длительная пластичность ϵ_p , %
После полного цикла термической обработки			
1000	320	154,5	27
	250	593,0	22
	200	1361,0	17
	170	3199,0	20
1100	170	112,5	19
	120	475,0	23
	После отжига при 1000°С		
900	580	100/56	—
1000	320	106,5/17	—
1100	170	95/—	—

* В числителе – время до разрушения после отжига в течение 200 ч, в знаменателе – в течение 500 ч.

и, как следствие, снижается сопротивление скольжению дислокаций, что, в конечном счете, приводит к понижению жаропрочности монокристаллов сплава. При этом установлено, что, несмотря на образование выделений пластинчатой фазы, значение длительной пластичности монокристаллов сплава ВЖМ4, характеризуемой величинами остаточного удлинения и сужения образца после разрушения, определенными по результатам испытаний на ползучесть при температуре 1100°С продолжительностью 1303 ч, сохраняется на достаточно высоком уровне и составляет: 15% – для удлинения и 43% – для сужения.

Аналогичные результаты влияния выделений пластинчатой, обогащенной рением, фазы были установлены при исследовании монокристаллов с ориентацией $\langle 001 \rangle$ из ренийсодержащего (9% (по массе) Re) сплава ВЖМ1 [9]. Микроструктура пластинчатой высокорениевой фазы, выявленная путем глубокого химического травления поверхности рабочей части образца сплава ВЖМ1 после испытаний на длительную прочность в течение ~2600 ч при температуре 1000°С и напряжении 130 МПа,

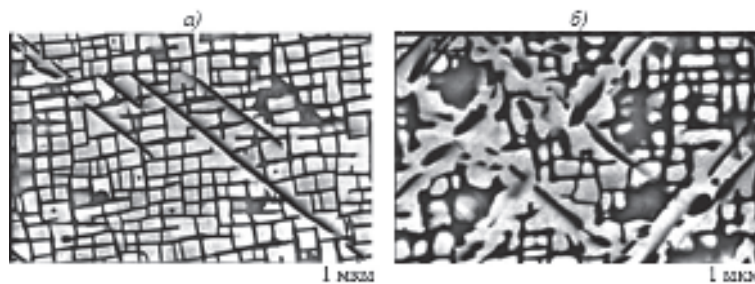


Рис. 7. Микроструктура ($\times 10\,000$) сплава ВЖМ1 после отжига при 1000°С в течение 200 (а) и 500 ч (б)

Таблица 6

**Кратковременные механические свойства
при 20°C монокристаллов сплава ВЖМ1**

Вид термической обработки	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\delta, \%$
	МПа		
ПТО	945	1190	21
Отжиг при 1000°C в течение 500 ч	910	1170	19

представлена на рис. 6. В работе [9] эта фаза обозначена как γ_K -фаза, содержание рения в ней, по данным микрорентгеноспектрального анализа, доходит до ~30% (атомн.). Установлено, что наличие в сплаве ВЖМ1 достаточно большого (~10% объемн.) количества пластинчатых выделений высокорениевой фазы мало влияет на пластические характеристики (табл. 5 и 6). Однако, как это видно из данных табл. 5, долговечность сплава, термически обработанного по полному циклу с последующим отжигом при 1000°C в течение 500 ч, значительно меньше, чем после полного цикла термической обработки.

Сопоставление эволюции фазового состава и γ/γ' -микроструктуры в монокристаллах сплава ВЖМ1 в процессе длительного высокотемпературного отжига (рис. 7) с результатами их испытаний на длительную прочность (см. табл. 5) показало [9], что причиной уменьшения времени до разрушения в интервале температур 900–1100°C монокристаллов сплава, подвергнутых отжигу при 1000°C в течение 500 ч, является не образование пластинчатой высокорениевой фазы (см. рис. 7), а огрубление и деградация частиц основной упрочняющей γ' -фазы.

**Конструирование новых монокристаллических
жаропрочных никелевых сплавов**

В ВИАМ на протяжении последних пяти лет усилия разработчиков литейных жаропрочных никелевых сплавов были направлены на совершенствование монокристаллических рений-рутенийсодержащих ЖНС и создание легких жаропрочных сплавов с различным типом структур – поликристаллические сплавы равноосной кристаллизации, монокристаллические и интерметаллидные сплавы на никелевой основе. Разработка новых сплавов проводилась с помощью метода компьютерного конструирования [22]. Поиск оптимального легирования осуществляли путем одновременного улучшения физико-химических (температуры γ' -солвус и солидус) и структурно-фазовых (периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз и их размерное несоответствие, объемная доля γ' -фазы) характеристик сплавов путем добавок рения и молибдена как основных упрочнителей γ -фазы, а также сбалансированного увеличения суммарного содержания тугоплавких (Re, Mo, Ta, W) и γ' -образующих (Al, Ta) металлов, снижения концентраций Cr, Ti и исключения из систем легирования Nb, Hf и V. В результате получены монокристаллические и поликристаллические сплавы с высоким уровнем оптимизируемых параметров. Для стабилизации фазового состава и снижения вероятности выделения ТПУ фаз предложено легировать высокорениевые ЖНС бóльшим количеством рутения – до 6% (по массе). При этом основным

структурно-фазовым параметром, определившим выбор наиболее перспективных составов разрабатываемых сплавов, стал γ/γ' -мисфит (Δa), который определяли по формуле $\Delta a = (a_\gamma - a_{\gamma'})/a_\gamma$ (здесь a_γ и $a_{\gamma'}$ – периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз). Другими важнейшими параметрами фазового состава, без которых невозможно рассчитать химический состав фазово-стабильного жаропрочного сплава, являются коэффициенты распределения легирующих элементов между γ' - и γ -фазами, которые определяли соотношением $K = C_{\gamma'}/C_\gamma$ (где $C_{\gamma'}$ и C_γ – концентрации i -го легирующего элемента в γ' - и γ -фазах соответственно).

На рис. 8 приведены обобщенные экспериментальные данные по влиянию рения на коэффициенты распределения легирующих элементов между γ' - и γ -фазами в ЖНС различного химического состава. Видно, что под влиянием рения существенным образом изменяются коэффициенты распределения тантала и алюминия (K_i увеличиваются), кобальта и рения (K_i уменьшаются). Коэффициенты распределения других легирующих элементов (Cr, Mo, W) слабо зависят от концентрации рения. Отметим, что зависимость $K_{Re} = f(Re)$ имеет вид монотонно убывающей функции, значения которой асимптотически приближаются к постоянной величине, равной 0,05. Величина коэффициентов распределения других легирующих элементов (Cr, Mo, W) незначительно зависит от содержания рения в сплаве. В низколегированных вольфрамом ЖНС с высоким содержанием рения значения $K_W < 1$.

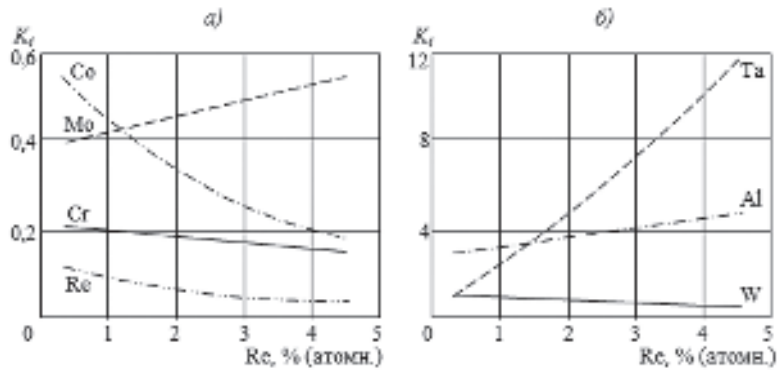


Рис. 8. Влияние рения на коэффициенты распределения легирующих элементов между γ' - и γ -фазами в никелевых жаропрочных сплавах [10, 23]

Следует обратить внимание на зависимость $K_{Ta} = f(Re)$, из которой следует, что увеличение концентрации рения в сплаве приводит к вытеснению тантала из γ -твердого раствора в γ' -фазу. В результате повышения концентрации тантала в γ' -фазе, а рения – в твердом растворе изменяются в благоприятную сторону физико-химические, структурно-фазовые и механические характеристики обеих фаз и сплава в целом. Однако в этом случае необходимо иметь в виду, что при значительном растворении тантала в γ' -фазе и, следовательно, уменьшении его (тантала) концентрации в γ -растворе периоды кристаллической решетки этих фаз могут значительно изменяться. Причем так, что период решетки γ' -фазы может стать равным или большим, чем у γ -фазы, а их размерное несоот-

ветствие (мисфит) приблизиться к нулю или достигнуть отрицательных значений. Вследствие этого в сплавах с повышенными концентрациями рения и тантала создаются условия для образования частиц γ' -фазы в неблагоприятной сфероидной форме, что приводит к понижению длительной прочности.

Алгоритм поиска композиций новых сплавов. В выбранной системе легирования задаваемые концентрации по каждому из элементов разбивали на два уровня: минимальный и максимальный. Затем составляли матрицу планирования полного факторного эксперимента (ПФЭ) для n переменных факторов типа ПФЭ 2^n , где n – факторы (концентрации компонентов). Затем проводили оценку сбалансированности химического состава всех 2^n вариантов сплава при помощи методов баланса легирования [24] и NEW PHASCOMP [25]. Далее для выбранных фазово-стабильных композиций сплава рассчитывали физико-химические, структурно-фазовые и жаропрочные характеристики по регрессионным уравнениям [22].

С учетом достигнутого максимального расчетного значения γ/γ' -мисфита и других заданных параметров оптимизации (температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе (γ' -солвус), количество γ' -фазы в сплаве, плотность, температура плавления эвтектики $\gamma + \gamma'$ (incipient melting), температуры солидус и ликвидус, «окно» термической обработки, отсутствие струйной ликвации (freckles) при направленной кристаллизации отливок и т.д.) выбирали химический состав конструируемого сплава. Таким образом, для экспериментального изучения были выбраны рений-рутениевый сплав 5-го поколения (далее сплав ВЖМ6), содержащий 6,3% Re; 5% Ru и элементы: Al, Mo, Cr, Co, Ta, W, La, с расчетными значениями γ/γ' -мисфита $\Delta a = 0,49\%$ и длительной прочности $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 320$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 225$ МПа, а также сплав с пониженной плотностью (далее сплав ВЖМ7), содержащий 2,6% Re, 4% Mo и элементы: Al, W, Cr, Co, Ta, Ti, La, с расчетными значениями плотности $d = 8,37$ г/см³ и длительной прочности $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 220$ МПа, $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 150$ МПа. В табл. 7 приведены полученные расчетным путем значения некоторых характеристик сконструированных сплавов в сравнении с данными эксперимента.

На рис. 9 сравниваются полученные расчетные значения длительной прочности при 1000°C для сконструированного сплава ВЖМ7 и аналогичные характеристики для монокристаллов с ориентацией (001) известных ЖНС с пониженной плотностью – ВЖЛ20 ($d = 8,04$ г/см³), LDS-1101 ($d = 8,56$ г/см³) [19] и LEK-94 ($d = 8,2$ г/см³) [20]. Видно, что сплав ВЖМ7 по длительной прочности превосходит сплавы-аналоги ВЖЛ20 и LEK-94, по удельной длительной

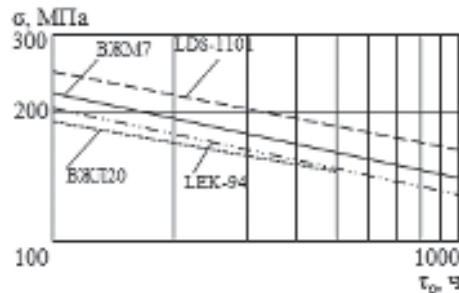


Рис. 9. Длительная прочность (расчет) при 1000°C монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов с пониженной плотностью

Таблица 7

Характеристики сконструированных жаропрочных никелевых сплавов

Свойства	Значения свойств сплавов			
	ВЖМ6		ВЖМ7	
	по расчету	по эксперименту	по расчету	по эксперименту
Физико-химические:				
d , г/см ³	9,11	9,03	8,37	8,40
$T_{п.р}$, °С	1324	1328	1305	1279
$T_{эвт}$, °С	1337	1340	1316	1312
T_S , °С	1379	1376	1331	1323
T_L , °С	1437	1422	1398	1387
Структурно-фазовые:				
F_0 (850°С), %	61,1	–	64,8	–
$F_{эвт}$, %	3,3	1,7	4,7	2,7
Δa (20°С, $a_\gamma > a_{\gamma'}$), %	0,49	0,45	0,15	0,10
Параметр фазовой стабильности:				
ΔE	–0,039	–	0,083	–
$(Md)_\gamma$	0,895	–	0,910	–
Длительная прочность, МПа:				
$\sigma_{100}^{1000^\circ}$	320	325	220	–
$\sigma_{1000}^{1000^\circ}$	225	220	150	–

Примечание: d – плотность; $T_{п.р}$ – температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе (солвус γ'); $T_{эвт}$ – температура плавления эвтектики $\gamma + \gamma'$; T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус; F_0 – объемная доля γ' -фазы при 850°С; $F_{эвт}$ – объемная доля эвтектики ($\gamma + \gamma'$) при 850°С; ΔE – параметр, рассчитанный по методу баланса легирования [24]; $\Delta a = (a_\gamma - a_{\gamma'})/a_\gamma$; $(Md)_\gamma$ – параметр, рассчитанный по методу NEW PHASCOMP [25]; $\sigma_{100}^{1000^\circ}$ и $\sigma_{1000}^{1000^\circ}$ – длительная прочность при температуре 1000°С в течение 100 и 1000 ч соответственно для монокристаллов с кристаллографическим направлением $\langle 001 \rangle$.

прочности $\sigma_{100}^{1000^\circ}/d$ он конкурентоспособен со сплавом LDS-1101. Химический состав сплавов LEK-94 и LDS-1101 приведен в табл. 2.

Экспериментальное определение характеристик кратковременной и длительной прочности сконструированного сплава ВЖМ6 проводили на термообработанных образцах, изготовленных из монокристаллических заготовок (прутки диаметром 16 мм и длиной 185 мм), которые были получены* на установке УВНК-9А методом LMC (*Liquid Metal Cooling*).

* Монокристаллы сплава получены В.В. Герасимовым.

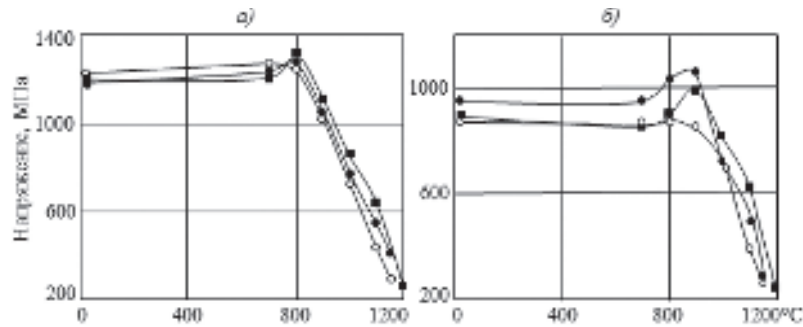


Рис. 10. Температурная зависимость пределов прочности σ_B (а) и текучести $\sigma_{0,2}$ (б) монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов ВЖМ6 (■), ВЖМ4 (○) и ВЖМ1 (●) с ориентацией $\langle 001 \rangle$

После направленной кристаллизации монокристаллы сплава ВЖМ6 с аксиальной кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$ (в пределах допуска 10 град) имели типичное дендритно-ячеистое строение с междендритным расстоянием ~ 250 мкм. В междендритных участках наблюдались выделения неравновесной эвтектики $\gamma' + \gamma$ (или перитектической фазы γ') в количестве $\sim 3\%$ объемн., вблизи эвтектики (перитектики) – литейные микропоры ($\sim 0,01\%$ объемн.).

Результаты испытаний на растяжение (средние значения) в интервале температур 20–1200°C представлены на рис. 10; для сравнения приведены аналогичные данные для монокристаллов с ориентацией $\langle 001 \rangle$ ЖНС ВЖМ1 (9% Re) и ВЖМ4 (6% Re, 4% Ru). Видно, что характер изменения пределов прочности и текучести в зависимости от температуры у сплава ВЖМ6 такой же, как и у сплавов ВЖМ4 и ВЖМ1. При этом сплав ВЖМ6 имеет преимущество по этим характеристикам при температурах выше 900°C. Однако в интервале температур 20–900°C сплав ВЖМ6, как и другие рутенийсодержащие сплавы ВЖМ4 (см. рис. 3, а), ЕРМ-102 (5,95% Re, 2% Ru) [15], NC-NG (4% Re, 4% Ru) [16], имеет более низкие значения предела текучести по сравнению с известными ренийсодержащими сплавами ВЖМ1 (см. рис. 10, б), ЖС36 (2% Re) и РWA1484 (3% Re) [8]. Таким образом, пониженный предел текучести является имманентным свойством монокристаллов рений-рутенийсодержащих ЖНС. Причина этого эффекта не установлена. По-видимому, он связан с влиянием рутения на дислокационный механизм пластической деформации.

Результаты испытаний на длительную прочность продолжительностью до 2250 ч при температурах 900, 1000, 1100 и 1150°C обрабатывались* с использованием уравнения температурно-силовой зависимости времени до разрушения [26]. Полученные средние значения пределов длительной прочности сплава ВЖМ6 (база испытаний: 100 и 1000 ч) приведены в табл. 8. Для сравнения также представлены аналогичные характеристики монокристаллических рений-рутенийсодержащих ЖНС – ВЖМ4, ЕРМ-102 и TMS-162. Химический состав сплавов ЕРМ-102 и TMS-162 представлен в табл. 2.

Представленные в табл. 8 результаты по испытаниям на длительную прочность свидетельствуют о преимуществе сконструированного рений-

* Обработка выполнена К.К. Хвацким.

Таблица 8

**Длительная прочность сплава ВЖМ6 в сравнении с другими
монокристаллическими жаропрочными никелевыми сплавами**

Сплав	Поколение сплава	Температура испытаний, °С	σ_{100}	σ_{1000}
			МПа	
ВЖМ6	5	900	595	435
		1000	315	220
		1100	180	130
ВЖМ4	4	900	575	410
		1000	305	200
		1100	170	120
ЕРМ-102*	4	900	503	385
		1000	325	200
		1100	148	97
TMS-162*	5	900	565	425
		1000	320	220
		1100	180	130

* Приведены оценки значений σ_{100} и σ_{1000} , полученные обработкой соответствующих частных значений времени до разрушения при различных температурах и напряжениях (взяты из литературных источников).

рутения содержащего сплава ВЖМ6 во всем температурно-временном диапазоне перед известными сплавами 4-го поколения ВЖМ4 и ЕРМ-102. Кроме того, сплав ВЖМ6 не уступает по техническим характеристикам известному сплаву 5-го поколения TMS-162.

Как и все монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы, в процессе высокотемпературной ползучести сплав ВЖМ6 претерпевает существенную эволюцию структурно-фазового состояния. При всех режимах испытаний в структуре сплава наблюдается так называемая «рафт»-структура γ' -фазы (рис. 11, а).

В некоторых образцах после испытаний в температурном диапазоне 1000–1150°С продолжительностью 1000–2250 ч обнаружены округлые частицы (размером ~1 мкм) фазы на основе никеля, обогащенной рением

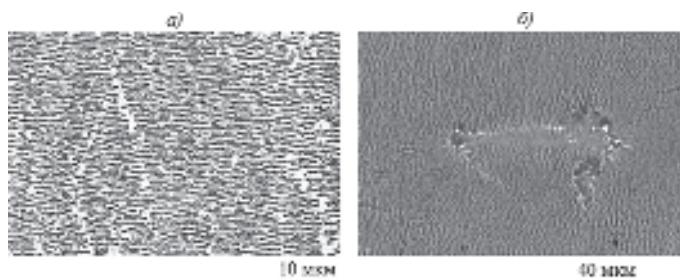


Рис. 11. Микроструктура (а — $\times 2500$; б — $\times 1500$) образца сплава ВЖМ6 после испытаний на длительную прочность при 1000°С и $\sigma = 200$ МПа в течение 2252 ч: а — «рафт»-микроструктура γ' -фазы; б — остаточные выделения эвтектической γ' -фазы (темные частицы) и выделения фазы на основе никеля, обогащенной рением и рутением (светлые частицы), на малоугловых границах

и рутением (см. рис. 11, б). Местом образования частиц этой фазы являются, как правило, гомогенизационные микропоры и субграницы. Однако наличие пластинчатых ТПУ фаз в структуре разрушенных образцов сплава ВЖМ6 не обнаружено и сохраняется регулярное чередование прослоек γ - и γ' -фаз, что свидетельствует о высокой фазовой стабильности сконструированного сплава и морфологической устойчивости образовавшейся «рафт»-структуры γ' -фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД // Технология легких сплавов. 2007. № 2. С. 6–16.
2. Светлов И.Л., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Петрушин Н.В. Влияние защитных покрытий на жаростойкость и длительную прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов IV поколения // Журнал функциональных материалов. 2007. Т. 1. № 9. С. 339–346.
3. Протасова Н.А., Светлов И.Л., Бронфин М.Б., Петрушин Н.В. Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов // ФММ. 2008. Т. 106. № 5. С. 512–519.
4. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Чабина Е.Б., Тимофеева О.Б. О фазовых и структурных превращениях в жаропрочных ренийсодержащих сплавах монокристаллического строения // Литейное производство. 2008. № 7. С. 2–6.
5. Бунтушкин В.П., Буркина В.И., Тимофеева О.Б., Юшакова Ф.В. Состав, структура и свойства монокристаллического сплава ВКНА-25 / В сб.: Авиационные материалы и технологии. 2008. Вып. 1. С. 10–13.
6. Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Самойлов А.И., Воронцов М.А. Влияние технологических нагревов на тонкую структуру и свойства сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al / В сб.: Авиационные материалы и технологии. 2008. Вып. 1. С. 14–16.
7. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Самойлов А.И., Тимофеева О.Б. Высокотемпературные фазовые и структурные превращения в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов, содержащих рений и рутений // Материаловедение. 2008. № 10 (139). С. 13–18. № 11 (140). С. 26–31.
8. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Голубовский Е.Р., Хвацкий К.К., Щеголев Д.В. Механические свойства монокристаллов никелевого сплава, содержащего рений и рутений // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 11. С. 26–35.
9. Морозова Г.И., Тимофеева О.Б., Петрушин Н.В. Особенности структуры и фазового состава высокорениевого никелевого жаропрочного сплава // МТМ. 2009. № 2 (644). С. 10–16.
10. Petrushin N.V., Svetlov I.L., Samoylov A.I., Morozova G.I. Physicochemical Properties and Creep Strength of a Single Crystal of Nickel-base Superalloy Containing Rhenium and Ruthenium // J. Mat. Res. (formerly Metallkd.). 2010. V. 101. № 5. P. 594–600.
11. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Shchegolev D.V., Khvatkiy K.K. Anisotropy of Mechanical Properties of Single Crystal in Fourth Generation Ni-Based Superalloy / In: 9th Liege Conf. Materials for Advanced Power Engineering. 2010. P. 652–659.
12. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Черкасова С.А., Волков М.Е. Малоцикловая усталость монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов при повышенных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 8. С. 41–48.
13. Alekseev A.A., Petrushin N.V., Zaitsev D.V., Treninkov I.A., Filonova E.V. Precipitation in Solid Solution and Structural Transformations in Single Crystal of High Rhenium Ruthenium-Containing Nickel Superalloys at High-Temperature Creep / In: 9th Liege Conf. Materials for Advanced Power Engineering. 2010. P. 733–740.
14. Kablov E.N., Petrushin N.V., Nazarkin R.M. Designing of Intermetallic Ni_3Al -Based Superalloy / In: 9th Liege Conf. Materials for Advanced Power Engineerind. 2010. P. 646–651.

15. *Walston S., Cetel A., MacKay R., O'Hara K., Duhl D., Dreshfield R.* Joint development of a fourth generation single crystal superalloys / In: *Superalloy 2004*, Seven Springs Mountain Resort, Champion (Pennsylvania) // Minerals, Metals & Materials Society. 2004. P. 15–24.
16. *Caron P., Diologent F., Drawin S.* Influence of chemistry on the tensile yield strength of nickel-based single crystal superalloys / In: *Euro Superalloys 2010*, Trans. Tech. Publication, Switzerland // *Advanced Materials Research*. 2011. V. 278. P. 345–350.
17. *Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T., Zhang J., Osawa M., Harada H., Aoki Y., Arai M.* Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys / In: *Superalloys 2004*, Seven Springs Mountain Resort, Champion (Pennsylvania) // Minerals, Metals & Materials Society. 2004. P. 35–43.
18. *Harada Sato, H., Yen An-C., Kawagishi K., Kobayashi T., Koizumi Y., Yokokawa T., Zhang J.-X.* A 5th generation SC superalloy with balanced high temperature properties and processability / In: *Superalloys 2008*, Seven Springs Mountain Resort, Champion (Pennsylvania) // Minerals, Metals & Materials Society. 2008. 131–138.
19. Low density, high creep resistant single crystall superalloy for turbine airfoils: pat. 7261783 US. 2007.
20. Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristallin erstarter Bauteile: pat. 10100790 DE, 18.07.2002.
21. *Голубовский Е.Р., Светлов И.Л.* Температурно-временная зависимость анизотропии характеристик длительной прочности монокристаллов ЖНС // *Проблемы прочности*. 2002. № 2. С. 5–19.
22. *Каблов Е.Н., Петрушин Н.В.* Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / В сб.: *Литейные жаропрочные сплавы*. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука. 2006. С. 56–78.
23. *Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Морозова Г.И., Светлов И.Л.* Физико-химические факторы жаропрочности никелевых сплавов, содержащих рений // В сб.: *Литейные жаропрочные сплавы*. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука. 2006. С. 116–130.
24. *Морозова Г.И.* Закономерность формирования химического состава γ'/γ -матрицы многокомпонентных никелевых сплавов // *ДАН СССР*. 1991. Т. 320. № 6. С. 1413–1416.
25. *Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. and Murata Y.* New PHACOMP and its application to alloy design / In: *Superalloys 1984* // The Metallurgical Society of AIME. 1984. P. 523–532.
26. *Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р.* Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение. 1998. 462 с.

*Б.С. ЛОМБЕРГ, С.В. ОВСЕПЯН,
М.М. БАКРАДЗЕ, И.С. МАЗАЛОВ*

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Более 70-ти лет ВИАМ обеспечивает отечественную промышленность деформируемыми жаропрочными никелевыми сплавами и технологиями их производства. Созданные материалы применяются в авиации, космической технике и судостроении, в газоперекачивающих и энергетических станциях, в атомной промышленности.

За эти годы разработаны материалы для дисков турбины и компрессора высокого давления (КВД), лопаток турбины и КВД, свариваемых корпусов, камеры сгорания, крепежа и других деталей. Созданы технологии, восстанавливающие свойства и продлевающие ресурс ответственных деталей двигателя после наработки. Развиваются направления по разработке