

УДК 669.018.44:669.245

Н.В. Петрушин¹, О.Г. Оспенникова¹, И.Л. Светлов¹

МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК ПЕРСПЕКТИВНЫХ ГТД

DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103

*Представлен анализ современных монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов первого–пятого поколений для турбинных лопаток ГТД, включая их химический состав, структурно-фазовые характеристики и механические свойства. Определены температурно-ориентационные зависимости модуля упругости, предела прочности, предела текучести, пластичности, длительной прочности, малоциклового и многоциклового усталости монокристаллов с кристаллографическими ориентациями $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ из перспективных жаропрочных никелевых сплавов: рений-рутений-содержащего сплава пятого поколения ВЖМ8, ренийсодержащего сплава третьего поколения с низкой плотностью ВЖМ7 и интерметаллидного сплава ВИНЗ. Изучено влияние горячего изостатического прессования на механические свойства литейных жаропрочных никелевых сплавов. Обозначены перспективные пути повышения эффективности воздушного охлаждения турбинных лопаток и разработки *in situ* композитов на основе ниобия, упрочненных силицидами ниобия.*

Ключевые слова: монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы, химический состав, рений, рутений, микроструктура, модуль упругости, предел прочности, предел текучести, пластичность, длительная прочность, малоцикловая усталость, многоцикловая усталость, анизотропия свойств монокристаллов, горячее изостатическое прессование (ГИП).

N.V. Petrushin, O.G. Ospennikova, I.L. Svetlov

Single-crystal Ni-based superalloys for turbine blades of advanced gas turbine engines

Analysis of modern single crystal nickel-based superalloys of 1–5 generations for turbine blades of GTE, including their chemical composition, structural phase characteristics and mechanical properties was presented. Temperature and orientation dependences of elastic modulus, tensile strength, yield strength, plasticity, long-term strength, low-cycle fatigue and high-cycle fatigue of single crystals with crystallographic orientation $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ from advanced

¹ Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Ni-based superalloys (rhenium and ruthenium containing alloy VZhM8 of the 5th generation, rhenium containing alloy VZhM7 of the 3rd generation with low density and intermetallic alloy VIN3) were identified. The effect of hot isostatic pressing on mechanical properties of cast Ni-based superalloys was studied. The promising ways have been determined to improve the efficiency of air cooling of turbine blades and development of in situ composites based on niobium-reinforced niobium silicides.

Keywords: *single crystal nickel-based superalloys, chemical composition, rhenium, ruthenium, microstructure, modulus of elasticity, ultimate strength, yield strength, plasticity, long-term strength, low-cycle fatigue, high-cycle fatigue, anisotropy of properties of single crystals, hot isostatic pressing (HIP).*

Введение

Максимальная температура газа перед турбиной высокого давления (ТВД) в современных газотурбинных двигателях (ГТД) гражданской авиации достигает 1640–1940 К [1]. Такой рост температуры рабочего газа достигнут благодаря созданию достаточно эффективной системы охлаждения турбинных лопаток и применению новых материалов и технологий – в основном монокристаллических лопаток из жаропрочных никелевых сплавов с повышенными эксплуатационными характеристиками. Дальнейшее повышение температуры газа перед турбиной связывают с применением монокристаллических лопаток из жаропрочных никелевых сплавов четвертого и пятого поколений, легированных рением и рутением [2–12]; с дополнительным легированием таких сплавов иридием [13] и с применением специально разработанных теплозащитных покрытий [14, 15]. Эти сплавы имеют рекордные показатели длительной прочности и температурной работоспособности. Однако с экономической точки зрения этот путь повышения температуры газа на входе в турбину может оказаться, по-видимому, менее эффективным, чем совершенствование системы воздушного охлаждения рабочих и сопловых лопаток ТВД.

Механические свойства при растяжении, длительная статическая и циклическая прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов, из которых изготавливают турбинные лопатки, существенно зависят от кристаллографических направлений, вдоль которых эти свойства определяются [1, 16]. Анизотропия этих характеристик учитывается при расчетах конструкционной прочности монокристаллических лопаток при ресурсном проектировании газовых турбин [1].

За период 2012–2016 гг. во ФГУП «ВИАМ» выполнены важные экспериментальные работы, направленные на получение прочностных характеристик монокристаллов с ориентациями $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ из перспективных жаропрочных никелевых сплавов (рений-рутенийсодержащего сплава пятого поколения ВЖМ8, ренийсодержащего сплава третьего

поколения с низкой плотностью ВЖМ7 и интерметаллидного сплава ВИНЗ)* и установление влияния горячего изостатического прессования (ГИП) на механические свойства литейных жаропрочных никелевых сплавов. В данной статье рассмотрены основные результаты этих исследований, а также некоторые вопросы, касающиеся путей повышения эффективности воздушного охлаждения турбинных лопаток и разработки *in situ* композитов на основе ниобия, упрочненных силицидами ниобия.

Работа выполнена в рамках развития комплексного научного направления 9.1. «Монокристаллические жаропрочные суперсплавы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [3].

Структурно-фазовые характеристики

В соответствии с международной классификацией разработаны несколько поколений монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) для литья турбинных лопаток ГТД. Сплавы первого поколения содержат традиционный набор легирующих элементов, таких как Al, Ti, Cr, Mo, Co, W, Ta, Nb. В состав сплавов второго и третьего поколений введен легирующий элемент рений в количестве 2–4% и 5–6% соответственно. К четвертому и пятому поколениям относятся ренийсодержащие ЖНС, дополнительно легированные рутением. Вполне естественно, что в различных сплавах, условно относящихся к одному из указанных поколений, основные легирующие элементы присутствуют в различных комбинациях (табл. 1).

Жаропрочные никелевые сплавы монокристаллического строения имеют гетерофазную структуру γ/γ' (рис. 1), представляющую собой легированный γ -твердый раствор с неупорядоченной гранецентрированной

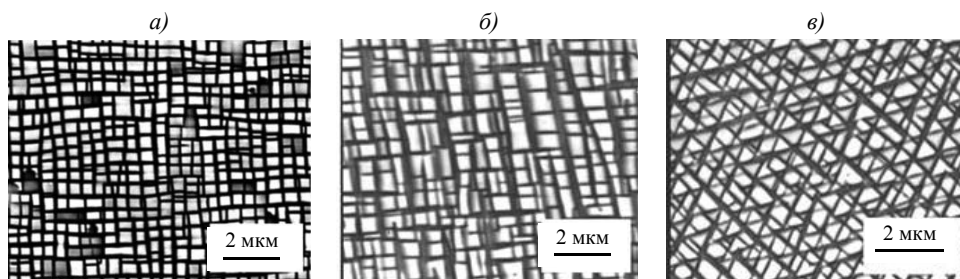


Рис. 1. Микроструктура γ/γ' монокристаллов жаропрочного никелевого сплава с кристаллографической ориентацией (поперечное сечение) $\langle 001 \rangle$ (а), $\langle 011 \rangle$ (б) и $\langle 111 \rangle$ (в) после полной термической обработки

* В исследовании сплавов принимали участие Е.М. Висик, Е.С. Елютин, С.А. Голынец, М.А. Горбовец (ФГУП «ВИАМ»).

Таблица 1

Химический состав и плотность монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС)

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)											Плотность, г/см ³
	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Nb	Hf	Другие*	
Первое поколение ЖНС												
ВЖЛ20	9,8	4,5	3,5	1,4	–	–	5,3	6,6	0,8	–	0,09C; 0,015B; 0,3V	8,04
ЖС30М	7,0	1,8	0,6	11,7	–	–	5,1	7,5	1,1	0,1	–	8,635
ЖС40	6,1	–	4,0	6,9	–	7,0	5,6	0,5	0,2	–	–	8,84
Rene N4	9,0	4,2	2,0	6,0	–	4,0	3,7	8,0	0,5	0,15	0,05C; 0,004B	8,56
PWA 1480	10,0	1,5	–	4,0	–	12,0	5,0	5,0	–	–	–	8,70
CMSX-2	8,0	1,0	0,6	8,0	–	6,0	5,6	5,0	–	–	–	8,56
CMSX-6	9,8	4,7	3,0	–	–	2,0	4,8	5,0	–	0,1	–	7,98
AM-1	7,8	1,1	2,0	5,7	–	7,9	5,2	6,5	–	–	–	8,60
AM-3	8,0	2,0	2,25	5,0	–	3,5	6,0	5,5	–	–	–	8,25
MC2	8,0	1,5	2,0	8,0	–	6,0	5,4	5,0	–	–	–	8,63
DD3	9,5	2,0	4,0	5,5	–	–	5,8	5,0	–	–	–	8,2
Второе поколение ЖНС												
ЖС32	5,0	–	1,0	8,3	4,0	4,0	6,0	9,0	1,5	–	0,15C; 0,015B	8,8
ЖС32У/ВЖМ3	5,5	–	1,1	7,3	4,0	4,8	5,8	9,0	0,8	–	0,09C; 0,01B	8,87
ЖС36	4,0	1,1	1,6	11,7	2,0	–	5,8	7,0	1,1	–	–	8,724
ВЖМ5	4,5	0,8	1,9	6,3	3,8	6,0	5,9	9,0	0,15	–	0,015C; 0,002B	8,8
CMSX-4	6,5	1,0	0,6	6,0	3,0	6,5	5,6	9,0	–	0,1	–	8,70
Rene N5	7,0	–	2,0	5,0	3,0	7,0	6,2	8,0	–	0,2	0,05C; 0,004B	8,70
SMP 14	4,8	–	1,0	7,6	3,9	7,2	5,4	8,1	1,4	–	–	9,02
PWA 1484	5,0	–	2,0	6,0	3,0	8,7	5,6	10,0	–	0,1	–	8,95
TMS-82+	4,9	0,5	1,9	8,7	2,4	6,0	5,3	7,8	–	0,1	–	8,9
DD6	4,3	–	2,0	8,0	2,0	7,5	5,6	9,0	0,5	0,1	–	8,83
CMSX-8	5,4	0,7	0,6	8,0	1,5	8	5,7	10,0	–	0,1	–	8,85
Третье поколение ЖНС												
ЖС47/ВЖМ1	2,5	–	2,0	1,3	9,3	8,8	5,75	11,0	–	–	–	9,089
Rene N6	4,2	–	1,4	6,0	5,4	7,2	5,75	12,5	–	0,15	0,05C; 0,004B	8,87
CMSX-10	2,0	0,2	0,4	5,0	6,0	8,0	5,7	3,0	0,1	0,03	–	9,05
TMS-75	3,0	–	2,0	6,0	5,0	6,0	6,0	12,0	–	0,1	–	8,90
Четвертое поколение ЖНС												
ВЖМ4	2,5	–	4,0	4,0	6,0	4,5	6,0	6,0	–	–	4,0Ru	8,879
MC-NG	4,0	0,5	1,0	5,0	4,0	5,0	6,0	–	–	0,1	4,0Ru; 0,1Si	8,75
TMS-138	3,2	–	2,8	5,9	5,0	5,6	5,9	5,8	–	0,1	2,0Ru	8,95
TMS-138A	3,2	–	2,8	5,6	5,8	5,6	5,7	5,8	–	0,1	3,6Ru	9,02
ERM-102/MX-4/ PWA 1497	2,0	–	2,0	6,0	5,95	8,25	5,55	16,5	–	0,15	0,03C; 3,0Ru	9,20
Пятое поколение ЖНС												
ВЖМ6	3,5	–	3,4	4,0	6,3	6,0	5,8	5,5	–	–	5,0Ru	9,04
TMS-162	2,9	–	3,9	5,8	4,9	5,6	5,8	5,8	–	0,1	6,0Ru	9,19
TMS-196	4,6	–	2,4	5,0	6,4	5,6	5,6	4,6	–	0,1	5,0Ru	9,01
TMS-238	6,5	–	1,1	4,0	6,4	7,6	5,9	4,6	–	0,1	5,0Ru	9,12

* Сплавы содержат небольшие количества тех или иных редкоземельных элементов – La, Ce, Y.

кубической (ГЦК) структурой, упрочненный высокодисперсными частицами γ' -фазы, формирующейся на основе интерметаллического соединения Ni_3Al с упорядоченной ГЦК структурой типа $L1_2$. После термической обработки объемная доля частиц γ' -фазы в структуре сплавов достигает 60–70%, частицы размером 0,3–0,5 мкм имеют кубовидную форму и разделены прослойками γ -твердого раствора толщиной $\sim 0,05$ мкм.

Дисперсионное упрочнение частицами γ' -фазы обеспечивает длительное сохранение высокой температурной работоспособности сплавов данного класса в широком интервале температур (вплоть до 1150°C) и достигается путем торможения скользящих дислокаций в γ -матрице дисперсными частицами γ' -фазы. Следовательно, важнейшая роль в сопротивлении высокотемпературной ползучести монокристаллических ЖНС принадлежит, наряду с объемной долей и размерами частиц γ' -фазы, физико-химическим и механическим свойствам γ - и γ' -фаз, таким структурно-фазовым параметрам, как температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе (солвус γ'), величины периодов кристаллических решеток γ -твердого раствора, γ' -фазы и их размерного несоответствия (γ/γ' -мисфит). В данной работе γ/γ' -мисфит Δa определяется следующим соотношением:

$$\Delta a = (a_\gamma - a_{\gamma'}) / a_\gamma, \quad (1)$$

где a_γ и $a_{\gamma'}$ – периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз соответственно.

Типичные значения температуры полного растворения γ' -фазы большинства монокристаллических ЖНС лежат в интервале 1270–1330°C, величины γ/γ' -мисфита Δa ($a_\gamma > a_{\gamma'}$) при температуре 20°C составляют 0,1–0,3% для сплавов первого–третьего поколений [17] и 0,4–0,5% для сплавов четвертого и пятого поколений [5–7].

Величины a_γ , $a_{\gamma'}$ характеризуют степень твердорастворного упрочнения фаз и коррелируют с содержанием введенных легирующих элементов. В то же время параметр Δa определяет форму дисперсных частиц γ' -фазы в γ -твердом растворе и связан со скоростью ползучести и другими высокотемпературными механическими свойствами монокристаллов ЖНС. При $\Delta a < 0$ частицы γ' -фазы имеют полиэдрическую морфологию, при $\Delta a = 0$ – сферическую, а при наиболее часто встречающихся значениях $\Delta a = 0,1–0,3\%$ – кубовидную.

На практике наиболее жаропрочными оказываются сплавы с максимальными значениями периодов кристаллических решеток рассматриваемых фаз, причем период решетки твердого раствора для обеспечения максимальной жаропрочности должен несколько превышать таковой для сопряженной с ним γ' -фазы. Отметим, что ранее в работах [5, 7, 9, 12, 18, 19] при поиске композиций новых монокристаллических рений-рутений-

содержащих ЖНС показано, что необходимым структурным фактором высокой жаропрочности в интервале температур 900–1100°С является γ/γ' -мисфит, величина которого должна быть положительной ($a_\gamma > a_{\gamma'}$) и, по крайней мере, в 2–3 раза большей, чем у ренийсодержащих монокристаллических ЖНС. Поскольку влияние легирующих элементов на период кристаллической решетки γ' -фазы слабее, чем на соответствующий показатель γ -твердого раствора многокомпонентных сплавов на основе никеля [17], то γ/γ' -мисфит определяется, главным образом, теми легирующими элементами, которые наиболее сильно увеличивают период кристаллической решетки γ -твердого раствора. Такими элементами в порядке возрастания влияния на Δa являются Ru, Re, Mo, W, Nb и Ta. Однако следует отметить, что эффективность упрочнения твердого раствора легирующими элементами замещения определяется не только величиной a_γ . Полезный эффект зависит также от растворимости легирующего элемента в γ -твердом растворе, различия валентностей и упругих модулей и других физических констант. С учетом этого элемент рений, хотя и является вторым в указанном ряду элементов, вносит наибольший результирующий вклад в упрочнение никелевых твердых растворов. Это связано преимущественно с тем, что концентрация данного элемента, имеющего наибольший модуль упругости, в γ -фазе максимальна по сравнению с содержанием других тугоплавких элементов рассмотренного ряда.

Легирующие элементы в ЖНС Al, Ti, Ta, Nb, Pt, Hf относятся к γ' -образующим. Они преимущественно растворяются в γ' -фазе и их коэффициенты распределения между γ' -фазой и равновесным с ней γ -твердым раствором $K_p > 1$ (где $K_p = C_{\gamma'}/C_\gamma$; $C_{\gamma'}$ и C_γ – концентрации легирующего элемента в γ' - и γ -фазах соответственно). Элементы V, Co, Cr, Mo, Re и Ru, главным образом, растворяются в γ -фазе, т. е. для них значение $K_p < 1$. Из всех элементов легирующего комплекса наименьшей растворимостью в γ' -фазе обладает рений [20].

Вследствие высокой растворимости рения в никелевом γ -твердом растворе ($K_{p(\text{Re})} \approx 0,1$) и высокой объемной доли γ' -фазы (60–70%) распределение легирующих элементов между γ' - и γ -фазами ЖНС существенным образом зависит от концентрации рения [18, 20, 21]. Под влиянием Re коэффициенты распределения Ta и Al увеличиваются, а Co и самого Re уменьшаются. Коэффициенты распределения других легирующих элементов (Cr, Mo, W) мало зависят от концентрации рения. Отметим, что увеличение концентрации Re в сплаве приводит к вытеснению Ta из γ -твердого раствора в γ' -фазу. В результате повышения концентрации Ta в γ' -фазе, а Re – 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 несоответствие (γ/γ' -мисфит) приблизится к нулю или достигнет отрицательных значений. Вследствие этого в сплавах с повышенными концентрациями рения и тантала создаются условия для образования частиц γ' -фазы неблагоприятной сфероидной формы, что приводит к понижению высокотемпературной длительной прочности монокристаллов из ренийсодержащих жаропрочных никелевых сплавов.

В ренийсодержащих жаропрочных сплавах второго и третьего поколений наблюдается интересная особенность распределения вольфрама между γ' - и γ -фазами [20]. Если в обычных никелевых сплавах типичные коэффициенты распределения вольфрама $K_{p(w)}=0,5-0,7$, т. е. концентрация вольфрама в γ -фазе превышает таковую в γ_1' -фазе, то под влиянием рения, растворяющегося в γ -твердом растворе, большая часть вольфрама входит в состав γ' -фазы и коэффициент распределения вольфрама между фазами становится больше единицы. В результате повышения концентрации вольфрама в γ' -фазе, а рения — в твердом растворе изменяются в положительную сторону физико-химические характеристики обеих фаз. В частности, заметно улучшается термодинамическая стабильность γ' -фазы, поскольку, как известно [22], при легировании вольфрамом, а также танталом увеличивается межатомное взаимодействие в кристаллической решетке интерметаллидов $Ni_3(Al, W)$ и $Ni_3(Al, Ta)$. С этой точки зрения положительный эффект от легирования рением проявляется не только непосредственно через концентрационный механизм твердорастворного упрочнения γ -фазы, но и косвенно, поскольку рений (через вольфрам и тантал) оказывает благоприятное влияние на дисперсионное упрочнение частицами γ' -фазы. Однако следует иметь в виду, что предельная растворимость вольфрама в многокомпонентной γ' -фазе невелика ($\sim 3\%$ (атомн.)). Поэтому при больших концентрациях рения такой сплав может быть склонен к образованию нестабильных выделений γ' -фазы. Отметим, что дополнительный вклад в упрочнение никелевых сплавов, легированных рением, согласно работе [23], вносит ближнее упорядочение атомов рения в форме кластеров, обнаруженное в концентрированных никель-ренийевых γ -твердых растворах.

Рений относится к остродефицитным и дорогостоящим металлам, увеличение его содержания в жаропрочных сплавах приводит к резкому возрастанию их стоимости. Поэтому большое внимание уделяется разработке экономнолегированных рением монокристаллических ЖНС, среди которых наиболее известен сплав CMSX-8 (табл. 1) [24, 25]. При

этом одной из важнейших задач создания такого типа сплавов является снижение их плотности. Из достижений в этой области следует отметить монокристаллические ЖНС с пониженной плотностью LEK94 (MTU, Германия) [26], ВЖМ7 (ВИАМ, РФ) [27, 28] и сплавы серии LDS (NASA, США) [29]. Типичный химический состав и физико-химические свойства указанных сплавов приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

Химический состав монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов пониженной плотности

Сплав*	Содержание элементов, % (по массе)								
	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Hf
LEK94	6,1	1,0	2,0	3,35	2,45	2,3	6,5	7,5	0,1
ВЖМ7	5,5	1,2	4,0	2,0	2,6	3,7	6,2	6,5	–
LDS-1101	4,7	–	7,1	–	2,95	6,25	6,0	9,85	–
ВКНА-1В	5,5	1,5	3,5	3,0	–	–	8,5	–	0,5
ВИНЗ	3,5	–	4,5	2,5	0,4	6,0	8,4	5,0	–

* Сплавы содержат небольшие количества тех или иных редкоземельных элементов – La, Ce, Y.

Таблица 3

Физико-химические характеристики монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов пониженной плотности

Сплав	Плотность, г/см ³	$T_{п.р.}$	$T_{эвт.}$	T_S	T_L	F_0^* , %
		°C				
LEK94*	8,27	1303	1322	1345	1406	66,4
ВЖМ7	8,39	1279	1312	1323	1367	64,8
LDS-1101*	8,57	1310	1310	1330	1411	65,5
ВКНА-1В	7,94	1316	1354	1354	1387	93,2
ВИНЗ	8,25	1308	1308	1315	1380	90,8

Примечание: $T_{п.р.}$ – температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе (солвус γ'); $T_{эвт.}$ – температура плавления неравновесной эвтектики ($\gamma+\gamma'$); T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус; F_0 – количество дисперсной γ' -фазы.

* Расчет по методу [30].

Структурная особенность монокристаллических ренийсодержащих ЖНС состоит в выделении ТПУ фаз (ромбоэдрическая μ -фаза, тетрагональная γ -фаза, орторомбическая P -фаза, ромбоэдрическая R -фаза и др.) в процессе термической обработки, длительных высокотемпературных нагревов и механических испытаний [31–34]. Объемная доля ТПУ фаз в структуре сплавов определяется не только химическим составом сплава, но и температурой и продолжительностью выдержки при этой температуре, т. е. кинетическим фактором, а именно – процессом диффузии в никелевом твердом растворе атомов тугоплавких элементов (W, Re, Mo), которые входят в состав ТПУ фаз.

По своей природе ТПУ фазы относятся к хрупким электронным соединениям переходных элементов. Они выделяются в форме пластин из γ -твердого раствора по реакции $\gamma \rightarrow \text{ТПУ} + \gamma'$ при его перелегировании. Для ТПУ фаз характерно высокое содержание Re, W, Mo, Cr и Ni в различном сочетании [31]. Наиболее опасная область выделения ТПУ фаз совпадает с интервалом рабочих температур (1000–1150°C) монокристаллических лопаток из жаропрочных ренийсодержащих сплавов.

Другим типом фазовой нестабильности ренийсодержащих сплавов является обнаруженное в диффузионном слое под алюминидным покрытием на монокристаллах из сплава третьего поколения Rene N6 образование так называемой вторичной реакционной зоны (*secondary reaction zone* – SRZ), которая представляет собой колонии трехфазных ячеек из γ' -матрицы с пластинчатыми выделениями γ -фазы и ТПУ фазы P [35].

Оба типа фазовой нестабильности значительно снижают высокотемпературную длительную прочность монокристаллов по двум причинам. Во-первых, образование ТПУ фаз с высоким содержанием Re и W приводит к обеднению этими элементами матричного γ -твердого раствора, тем самым снижая эффективность твердорастворного упрочнения и изменяя в неблагоприятную сторону такой важный фактор жаропрочности, как γ/γ' -мисфит. Во-вторых, считается, что пластинчатые выделения ТПУ фаз являются источниками преждевременного зарождения и распространения трещин, ведущих к хрупкому разрушению или снижению пластичности.

Для стабилизации фазового состава и снижения вероятности выделения ТПУ фаз монокристаллические ренийсодержащие жаропрочные никелевые сплавы легируют рутением [4–7]. Он обладает рядом несомненных преимуществ по сравнению с рением: имеет почти в 2 раза меньшую плотность, менее склонен к образованию ТПУ фаз и практически не сегрегирует в процессе направленной кристаллизации [36, 37]. Недостатком рутения является его более высокая стоимость по сравнению с рением.

Поскольку рутений образует широкие области твердых растворов в бинарных и тройных диаграммах состояния никелевых систем, а в γ' -фазе растворяется мало, то его коэффициент распределения между γ' - и γ -фазами $K_{p(i)} < 1$ и в зависимости от состава сплава составляет $K_{p(\text{Ru})} = 0,3–0,6$ [38]. По величине коэффициент распределения рутения попадает в одну группу с молибденом и кобальтом. В порядке возрастания коэффициенты распределения γ -стабилизирующих элементов выстраиваются в следующий ряд: $K_{p(\text{Re})} < K_{p(\text{Cr})} < K_{p(\text{Mo})} < K_{p(\text{Ru})} < K_{p(\text{Co})} < K_{p(\text{W})}$.

Преимущественное распределение Ru, как и Re, в γ -твердом растворе ЖНС имеет два важных следствия. Во-первых, легирование твердого раствора тугоплавкими элементами снижает скорость диффузионных процессов, контролирующих процессы разупрочнения монокристаллических

сплавов в условиях высокотемпературной ползучести. Наиболее интенсивно замедляет диффузию рений. Согласно работе [39] рутений также обладает низким коэффициентом диффузии в Ni, поэтому дополнительное легирование ренийсодержащих ЖНС рутением еще больше тормозит диффузионные процессы, отвечающие за образование ТПУ фаз, и такие сплавы обладают высокой фазовой стабильностью. Во-вторых, поскольку атомные радиусы (r) рения и рутения больше, чем у никеля ($r_{Ru}/r_{Ni}=1,063$ и $r_{Re}/r_{Ni}=1,103$), то они увеличивают период кристаллической решетки никелевого твердого раствора. Следовательно, эти элементы положительно влияют на численные значения параметра несоответствия периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз (мисфит), который является определяющим фактором длительной прочности монокристаллов при высоких температурах [5]. Монокристаллические ЖНС, легированные рением и рутением, имеют в 2–3 раза большую абсолютную величину параметра несоответствия Δa , чем ренийсодержащие сплавы.

Из всего легирующего комплекса ЖНС элементы W, Re, Ru, Ir, Pt и Co повышают температуры солидус и ликвидус бинарных никелевых сплавов Ni–X (X: W, Re, Ru, Ir, Pt, Co), остальные легирующие элементы понижают их. В настоящее время экспериментально установлен факт повышения температуры солидус ЖНС при легировании вольфрамом и рением, а кобальт и платина не оказывают существенного влияния на температуру солидус этих сплавов.

Таблица 4

Физико-химические характеристики монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов в состоянии после литья

Сплав	$T_{п.р.}$	$T_{эвт}$	T_S	T_L	F_0^* , %
	°C				
ВЖЛ20	1244	1265	1265	1348	61,9
ЖС30М	1278	1245	1322	1398	58,8
ЖС40	1304	1310	1350	1404	59,2
ЖС32	1276	1310	1310	1408	67,3
ЖС32У/ВЖМ3	1274	1282	1316	1428	62,7
ЖС36	1296	1306	1340	1430	64,6
ВЖМ5*	1300	1320	1338	1398	69,3
ВЖМ7	1279	1312	1323	1367	64,8
ЖС47/ВЖМ1	1328	1330	1352	1422	66,2
ВЖМ4	1300	1324	1370	1436	60,5
ВЖМ6	1328	1340	1376	1422	61,1
ВЖМ8	1298	1337	1337	1422	60,9

Примечание: $T_{п.р.}$ – температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе (солвус γ'); $T_{эвт}$ – температура плавления неравновесной эвтектики ($\gamma+\gamma'$); T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус; F_0 – количество дисперсной γ' -фазы.

* Расчет по методу [30].

Таблица 5

Особенности легирования и свойства отечественных и зарубежных монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)		Длительная прочность, МПа, при температуре, °С			Плотность, г/см ³
	Re	Ru	900	1000	1100	
CMSX-2	–	–	425/280	220/140	120/80	8,56
ЖС40	–	–	440/315	240/165	140/80	8,84
CMSX-4	3,0	–	520/360	260/165	140/–	8,70
ЖС36	2,0	–	485/350	255/160	140/85	8,72
ВЖМ5	3,75	–	525/430	275/210	150/115	8,79
CMSX-10	6,0	–	530/400	290/185	150/–	9,05
ВЖМ1	9,0	–	585/450	330/215	165/95	9,09
NC-NG	4,0	4,0	475/360	275/190	145/95	8,75
TMS-138	5,0	2,0	410/345	290/220	170/95	8,95
ЕРМ-102	5,95	3,0	503/385	325/200	160/97	9,20
ВЖМ4	6,0	4,0	575/410	305/200	170/120	8,87
TMS-162	4,9	6,0	565/425	320/220	180/130	9,19
TMS-196	6,4	5,0	590/430	320/200	180/135	9,01
ВЖМ6	6,3	5,0	595/435	315/220	180/130	8,92
ВЖМ8	6,3	6,0	580/380	320/200	185/135	9,08

Примечание: В числителе – за 100 ч, в знаменателе – за 1000 ч (для сплавов CMSX-2 и ВЖМ5 в знаменателе – за 500 ч). Для сплавов CMSX-2, CMSX-4, CMSX-10, NC-NG, TMS-138, ЕРМ-102, TMS-162, TMS-196 приведены оценки длительной прочности, полученные обработкой с использованием параметрического уравнения Ларсона–Миллера соответствующих частных значений времени до разрушения при различных температурах и напряжениях, взятых из литературных источников.

Относительно влияния рутения и иридия на температуру солидус этих сплавов сведения отсутствуют. Остальные элементы легирующего комплекса в разной степени понижают температуру солидус. Экспериментальные значения температур солидус и ликвидус отечественных литых монокристаллических ЖНС различных поколений приведены в табл. 4. После термической обработки, включающей длительную гомогенизацию и двухступенчатое старение, температура солидус монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов возрастает приблизительно на 30°С.

Проведенные исследования рений-рутенийсодержащих никелевых композиций привели к разработке четвертого и пятого поколений монокристаллических ЖНС (табл. 1). Наиболее известными сплавами четвертого и пятого поколений являются зарубежные сплавы марок NC-NG (ONERA, Франция) [40], ЕРМ-102/MX-4/PWA 1497 (GE/Pratt&Whitney/NASA, США) [4], TMS-138, TMS-162, TMS-196, TMS-238 (NIMS/INI, Япония) [5, 6, 9, 12] и отечественные сплавы ВЖМ4, ВЖМ6 и ВЖМ8 (ВИАМ, РФ) [7, 10, 11, 18, 19]. Вполне естественно, что в различных сплавах, условно относящихся к одному из указанных поколений, основные легирующие элементы присутствуют в различных комбинациях.

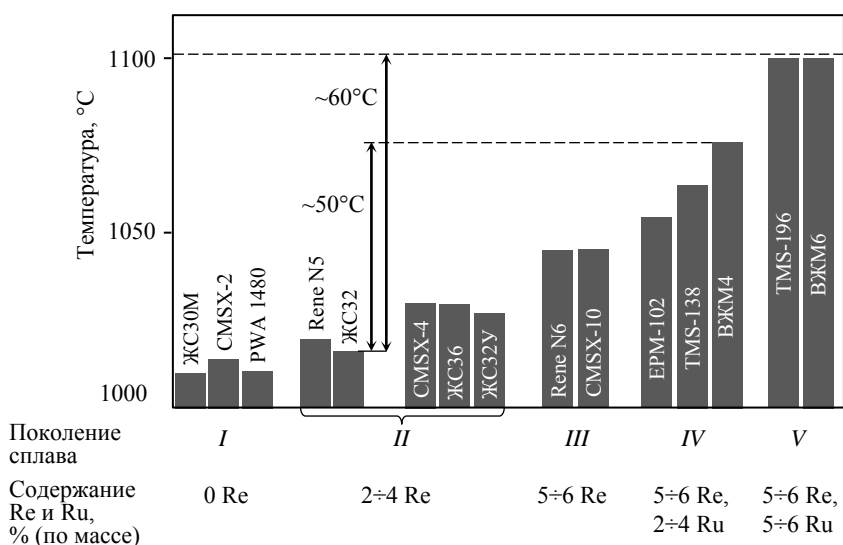


Рис. 2. Температурная работоспособность ($\sigma=137$ МПа, $\tau=1000$ ч) монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов первого–пятого поколений [2, 21]

Во ФГУП «ВИАМ» разработку рений-рутениеосодержащих ЖНС осуществляли методом компьютерного конструирования [30] 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 с помощью добавки рения и рутения как основных твердорастворных упрочнителей γ -фазы, а также сбалансированного увеличения суммарного содержания тугоплавких (Re, Ru, Mo, Ta, W) и γ' -образующих (Al, Ta) металлов, снижения концентрации Cг и исключения из систем легирования Nb и Ti.

Среди монокристаллических жаропрочных сплавов рений-рутениевые ЖНС имеют наибольшую длительную прочность (табл. 5). Их температурная работоспособность (температура, при которой достигается определенное время работы при заданном уровне напряжения) приблизительно на 60°C выше, чем у сплавов предыдущих поколений (рис. 2) [2, 21]. При этом увеличение жаропрочности и температурной работоспособности сопровождается сопутствующим возрастанием плотности сплавов – до $9,20$ г/см³, как результат возрастающего количества тугоплавких легирующих компонентов в сплаве.

К монокристаллическим ЖНС следует также отнести многокомпонентные интерметаллидные сплавы семейства ВКНА (ВИН) с гетерофазной структурой $\gamma'+\gamma$ [41–43]. В этих сплавах объемная доля γ' -фазы раз-

* Испытания на растяжение проведены С.А. Гудковым (ФГУП «ВИАМ»).

личного происхождения достигает 80–90%, что обеспечивает их хорошее сопротивление высокотемпературному окислению и температурную работоспособность вплоть до 1250°C. Сплавы имеют экономичный состав, относительно высокую температуру плавления и пониженную плотность (табл. 2 и 3), отличаются высокой прочностью и пластичностью в широком интервале температур – от комнатной до 1250°C. В сплавах типа ВКНА (ВИН) задействованы те же механизмы, что используются для упрочнения монокристаллических ЖНС первого–пятого поколений: создание гетерофазной ($\gamma'+\gamma$)-структуры с оптимальным $\gamma\gamma'$ -мисфитом и твердорастворное упрочнение γ' - и γ -фаз легирующими тугоплавкими элементами, замедляющими диффузионные процессы [43].

Механические свойства при растяжении

Модуль упругости. В табл. 6 приведены экспериментальные значения статического модуля упругости* в интервале температур 20–1150°C, полученные при испытании на растяжение (в соответствии с ГОСТ 1497–84, ГОСТ 9651–84) монокристаллов сплавов ВЖМ4 [10, 44], ВЖМ7, ВЖМ8 и ВИН3 трех аксиальных кристаллографических ориентаций (КГО) $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, отклоняющихся от углов стандартного стереографического треугольника не более чем на 10 град. Представленные в табл. 6 значения модуля упругости монокристаллов этих сплавов достаточно хорошо согласуются между собой, а также с известными научными литературными данными [16, 45–49], полученными для монокристаллов ЖНС с интерметаллидно-карбидным упрочнением марок ЖС6Ф, ЖС32, ЖС32У и ЖНС с интерметаллидным упрочнением марок ЖС36 и CMSX-4 (табл. 7). Во всем исследованном температурном интервале 20–1150°C наибольший модуль упругости (E) имеют монокристаллы ЖНС с ориентацией $\langle 111 \rangle$, а наименьший – с ориентацией $\langle 001 \rangle$. Промежуточные значения модуля упругости характерны для монокристаллов с КГО $\langle 011 \rangle$.

Сопоставление данных по модулю упругости монокристаллов ЖНС различных систем легирования, представленных в табл. 6 и 7, показывает, что все они имеют ана-логичные температурно-ориентационные зависимости, отличаясь незначительно по величине в пределах одной кристаллографической ориентации. Это позволило авторам с использованием полинома второй степени провести обработку указанных данных и получить регрессионные уравнения для оценки модуля упругости в интервале температур 20–1150°C для монокристаллов разной ориентации из ЖНС различных систем легирования:

$$E_{\langle 001 \rangle} = -3 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0195 T + 132,7; R^2 = 0,899; \quad (2)$$

$$E_{\langle 011 \rangle} = -2 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0551 T + 235,6; R^2 = 0,863; \quad (3)$$

$$E_{\langle 111 \rangle} = -3 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0624 T + 302,6; R^2 = 0,795; \quad (4)$$

где $E_{\langle hkl \rangle}$ ($\langle hkl \rangle$: $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$) – модуль упругости, ГПа; T – температура, °C; R – корреляционный множитель.

Таблица 6

Статический модуль упругости монокристаллов жаропрочных сплавов ВЖМ4 [10, 44], ВЖМ7, ВЖМ8 и ВИН3 с различной кристаллографической ориентацией при повышенных температурах

Температура испытания, °C	Модуль упругости, ГПа, сплава											
	ВЖМ4			ВЖМ7			ВЖМ8			ВИН3		
	$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$	$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$	$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$	$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$
20	130	233	300	149	256	292	130	235	300	138	222	288
100	127	228	299	–	–	–	–	–	–	–	–	–
200	125	222	289	–	–	–	–	–	–	–	–	–
300	122	215	280	–	–	–	–	–	–	–	–	–
400	118	207	271	119	225	253	–	–	–	–	–	–
500	114	200	261	111	217	243	–	–	–	–	–	–
600	108	192	252	103	208	233	–	–	–	–	–	–
700	103	184	240	95	200	223	113	194	260	103	171	234
800	94	175	233	87	192	213	102	177	250	97	165	211
900	92	–	216	79	184	203	95	161	238	87	157	190
1000	86	–	–	71	175	192	82	137	205	74	143	167
1100	–	–	–	63	167	182	–	–	–	–	–	–
1150	–	–	–	59	163	177	–	–	–	–	–	–

Из данных табл. 6, 7 и уравнений (2)–(4) следует, что модуль упругости ЖНС с увеличением температуры монотонно снижается независимо от КГО монокристаллов (рис. 3). Существенная анизотропия модуля упругости монокристаллов этих сплавов сохраняется вплоть до температуры 1150°C, при этом ее характер изменяется с повышением температуры.

Прочность и пластичность. Температурные зависимости средних значений предела прочности σ_B и предела текучести $\sigma_{0,2}$, полученные по результатам испытаний на растяжение (в соответствии с ГОСТ 1497–84, ГОСТ 9651–84), монокристаллов сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8 трех кристаллографических ориентаций представлены на рис. 4 и 5. Как следует из данных рис. 4 и 5, в интервале температур от 20 до 500–600°C сплавы ВЖМ7 и ВЖМ8 с КГО $\langle 001 \rangle$ имеют слабо убывающую температурную зависимость σ_B ,

Таблица 7

Значения модулей упругости монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов с разной аксиальной кристаллографической ориентацией

Сплав	КГО	Модуль упругости, ГПа, при температуре, °С					Научный ли- тературный источник
		20	700	800	900	1000	
ЖС32	<001>	129	—	—	—	—	[45]
	<111>	335	—	—	—	—	
ЖС32У	<001>	125	104	98	92	85	[45]
	<011>	225	188	180	171	162	
	<111>	312	265	256	246	235	
ЖС6Ф	<001>	137,5	—	—	—	95	[16]
	<011>	234,9	—	—	—	169,7	
	<111>	307,8	—	—	—	188,2	
ЖС36	<001>	138,9	110	—	—	98	[46]
	<011>	240,5	194	—	—	—	
	<111>	318	271,7	—	—	—	
CMSX-4	<001>	128	—	99	94	87	[47]
	<011>	226	—	182	174	164	
	<111>	313	—	257	245	239	

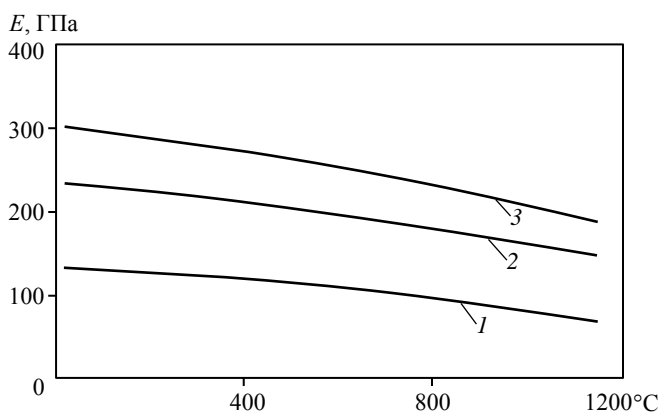


Рис. 3. Температурно-ориентационная зависимость модуля упругости монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов с ориентацией <001> (1), <011> (2) и <111> (3)

затем прочность монокристаллов повышается и при 800°C достигает максимума. В отличие от предела прочности предел текучести сплава ВЖМ7 с КГО <001> и <011> практически постоянен до 600°C, затем он повышается, достигая максимального значения при 800°C. Из этих закономерностей выпадает предел текучести сплава ВЖМ8 с КГО <001>, для которого в интервале 20–800°C характерна возрастающая температурная зависимость, что типично для ЖНС с большим (>60%) объемным содержанием γ' -фазы [16]. При дальнейшем повышении температуры пределы прочности и текучести монокристаллов <001> и <011> сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8 существенно снижаются. Для монокристаллов сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8 с КГО <111> характерно практически монотонное снижение пределов прочности и текучести во всем исследованном температурном интервале. Для всех исследованных сплавов в области температур 20–800°C монокристаллы с КГО <111> имеют пределы прочности и текучести значительно бóльшие, чем монокристаллы с КГО <001> и <011>, а наименьшими характеристиками кратковременной прочности обладают монокристаллы этих сплавов с ориентацией <011>, т. е. имеет место значительная анизотропия этих прочностных характеристик. При более высоких температурах анизотропия пределов прочности и текучести практически вырождается и все ориентации монокристаллов соответствующих сплавов >800°C становятся приблизительно равнопрочными.

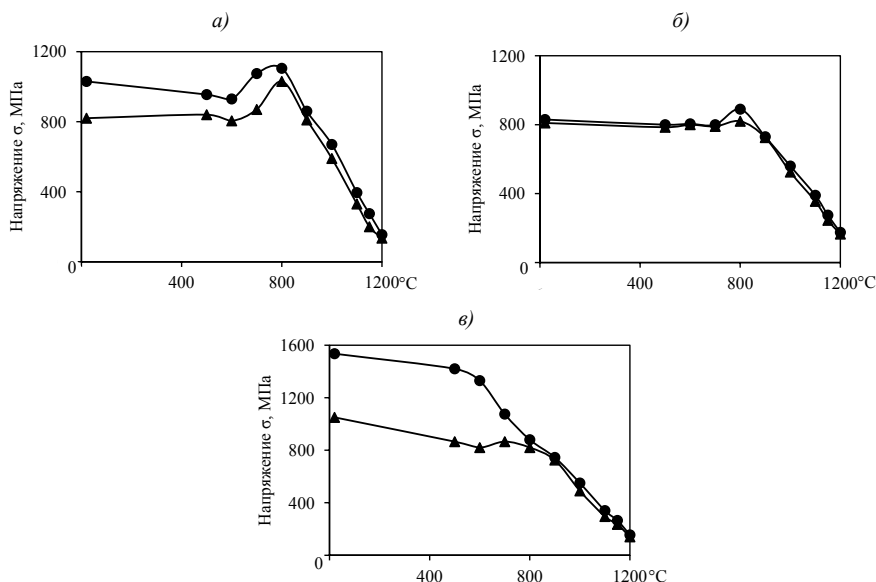


Рис. 4. Температурно-ориентационные зависимости предела прочности σ_b (●) и предела текучести $\sigma_{0.2}$ (▲) монокристаллов сплава ВЖМ7 с ориентациями <001> (а), <011> (б) и <111> (в)

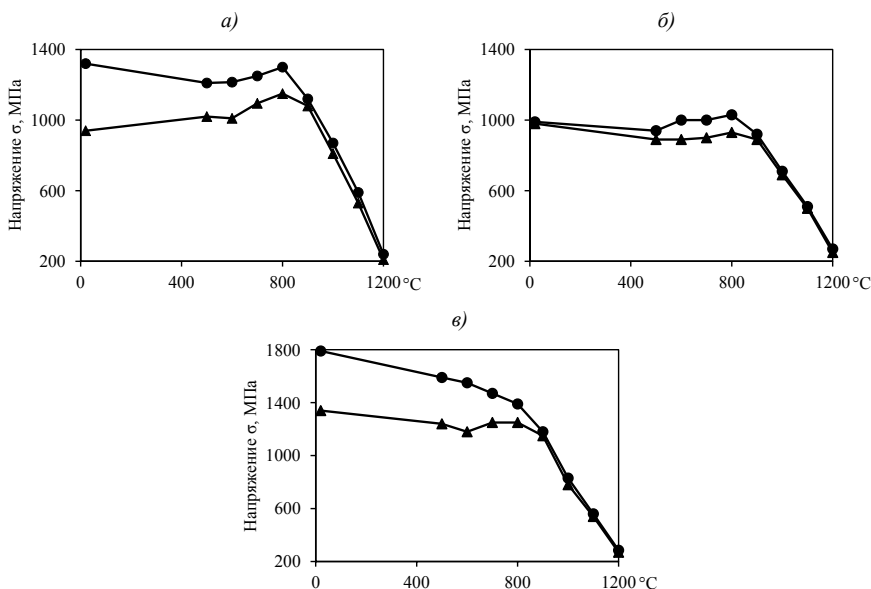


Рис. 5. Температурно-ориентационные зависимости предела прочности σ_b (●) и предела текучести $\sigma_{0.2}$ (▲) монокристаллов сплава ВЖМ8 с ориентациями $\langle 001 \rangle$ (а), $\langle 011 \rangle$ (б) и $\langle 111 \rangle$ (в)

В табл. 8 для сравнения приведены пределы текучести $\sigma_{0.2}$ и прочности σ_b монокристаллов с ориентацией $\langle 001 \rangle$ сплава ВЖМ8 и других известных жаропрочных никелевых сплавов, относящихся к первому–пятому поколениям. Следует отметить (и на это было обращено внимание в работах [4, 44, 50]), что в интервале температур 20–750°C монокристаллы сплавов четвертого поколения (МС-NG, TMS-138А, ЕРМ-102, ВЖМ4), легированные 3–4% рутения и 4–6% рения, имеют по сравнению с монокристаллами сплавов третьего поколения, легированными рением, и первого поколения, не содержащими рений, более низкий предел текучести при более высоком пределе прочности. Однако увеличение содержания рутения в сплавах пятого поколения до 5–6% привело к повышению предела текучести при низких температурах (<800°C). Наиболее сильно этот эффект проявился в сплаве ВЖМ8, содержащем 6% рутения. В то же время аналогичного эффекта увеличения предела текучести при температуре <800°C рений-рутениевого сплава четвертого поколения марки МС-NG удалось достичь в работе [50] путем повышения содержания в сплаве титана и тантала.

Таблица 8

Значения характеристик кратковременной прочности монокристаллов <001> жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Научный литературный источник	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$, МПа, при температуре, °С				
		20	400	750	1000	1100
ВЖМ8	Данная работа	940/1320	1000/1230	1120/1280	810/870	530/590
ЖС40	[44]	990/1150	—	1100/1250	720/765	405/465
ЖС36	[7]	927/1064	—	—	667/844	486/589
ЖС32У	[7, 45]	930/1175	—	1055/1100	655/695	415/405
CMSX-4	[12]	—	860/950	950/1150	—	—
ВЖМ1	[7]	945/1190	—	1010/1250	725/775	550/520
ВЖМ4	[44]	865/1220	860/1210	860/1270	705/725	390/430
MC-NG	[50]	920/—	870/—	930/—	575/—	380/—
ЕРМ-102	[4]	—	—	890/1175	580/835	410/560
TMS-138А	[12]	—	830/906	868/1241	—	—
TMS-196	[6, 12]	—	929/1195	935/1353	758/1001	370/539
TMS-238	[12]	—	925/1373	1041/1348	—	—

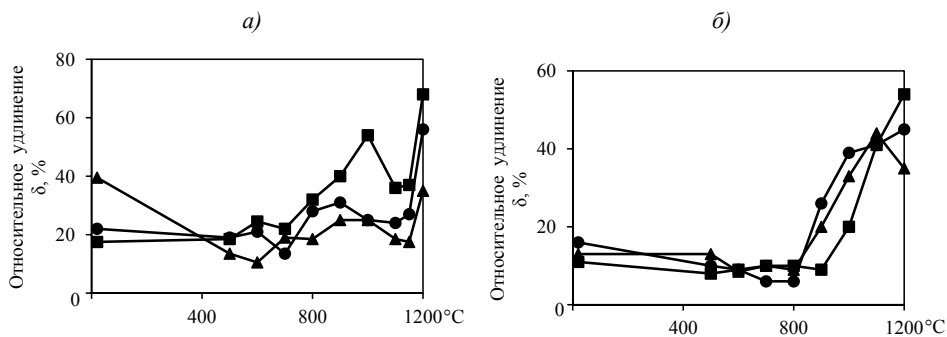


Рис. 6. Температурно-ориентационные зависимости относительного удлинения монокристаллов сплавов ВЖМ7 (а) и ВЖМ8 (б) с ориентациями <001> (●), <011> (▲) и <111> (■)

Температурные зависимости относительного удлинения при растяжении монокристаллов сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8 трех кристаллографических ориентаций представлены на рис. 6. С повышением температуры до 700–800°С эта характеристика пластичности монокристаллов сплавов имеет относительно слабую температурную зависимость, далее происходит ее резкое увеличение. Согласно полученным данным существенной анизотропии удлинения при растяжении монокристаллов этих сплавов в интервале 20–800°С не наблюдается. С увеличением температуры испытаний с 20 до 800–900°С эта характеристика пластичности независимо от КГО монокристаллов уменьшается до минимальных значений при 800°С для КГО <001> и <011> и 900°С для КГО <111>, выше которых наблюдается существенное повышение удлинения и его анизотропия. Подобный «провал» пластичности типичен для всех литейных жаропрочных никелевых сплавов не только равноосной, но и монокристаллической кристаллизации с той лишь разницей, что величина минимальной пластичности и температура ее достижения различны для сплавов разных систем легирования и кристаллографической ориентировки.

Длительная прочность

В табл. 9 приведены рассчитанные с использованием температурно-силовой зависимости времени разрушения [51] средние значения предела длительной прочности за 100 и 1000 ч для монокристаллов сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8 трех кристаллографических ориентаций <001>, <011> и <111>, полученных по результатам испытаний на длительную прочность (в соответствии с ГОСТ 10145–81) в интервале температур 900–1170°С.

Таблица 9

Длительная прочность монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов

Температура испытания, °С	$\sigma_{100}^{<hkl>}$, МПа			$\sigma_{1000}^{<hkl>}$, МПа		
	<001>	<011>	<111>	<001>	<011>	<111>
Сплав ВЖМ7						
900	430	395	445	275	280	340
1000	215	225	255	140	145	165
1100	125	125	130	85	55	85
1150	80	80	90	55	30	40
Сплав ВЖМ8						
900	580	435	640	380	360	365
1000	320	300	415	200	220	220
1100	185	200	215	135	130	150
1170	110	100	120	75	65	90

Для оценки кристаллографической анизотропии длительной прочности монокристаллов сплавов использовали коэффициенты анизотропии, которые рассчитывали по формуле [52]:

$$K_{\tau}^{<hkl>} = \frac{\sigma_{\tau}^{<hkl>}}{\sigma_{\tau}^{<001>}}, \quad (5)$$

где $\sigma_{\tau}^{<hkl>}$ и $\sigma_{\tau}^{<001>}$ – пределы длительной прочности монокристалла с ориентацией растягивающей силы в направлениях соответственно $<hkl>$ и $<001>$ за время τ .

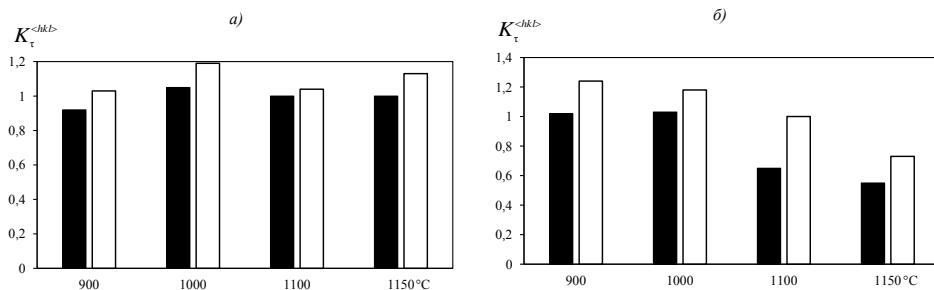


Рис. 7. Температурная зависимость коэффициентов (■ – $K_{\tau}^{<011>}$; □ – $K_{\tau}^{<111>}$) кристаллографической анизотропии длительной прочности монокристаллов сплава ВЖМ7 на базах 100 (а) и 1000 ч (б)

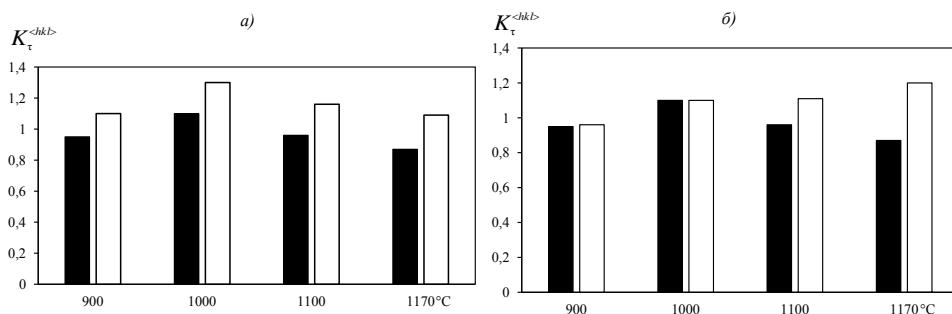


Рис. 8. Температурная зависимость коэффициентов (■ – $K_{\tau}^{<011>}$; □ – $K_{\tau}^{<111>}$) кристаллографической анизотропии длительной прочности монокристаллов сплава ВЖМ8 на базах 100 (а) и 1000 ч (б)

На рис. 7 и 8 показаны особенности изменения рассчитанных коэффициентов анизотропии длительной прочности $K_{\tau}^{<011>}$ и $K_{\tau}^{<111>}$ монокристаллов сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8 в зависимости от температуры и длительности испытаний. Видно, что коэффициенты анизотропии являются немонотонными функциями температуры с максимумами.

Как следует из данных рис. 7, коэффициенты анизотропии $K_{100}^{<011>}$ в интервале температур 900–1150°C и $K_{1000}^{<011>}$ при температурах 900 и 1000°C приблизительно равны 1, т. е. монокристаллы сплава ВЖМ7 с ориентациями $<001>$ и $<011>$ имеют приблизительно одинаковые значения длитель-

ной прочности. При температурах 1100 и 1150°С коэффициент $K_{1000}^{<011>} < 1$ и монокристаллы сплава ВЖМ7 с ориентацией $<011>$ по уровню 1000-часовой длительной прочности значительно уступают монокристаллам с КГО $<001>$. Коэффициенты анизотропии $K_{100}^{<111>}$ во всем интервале температур 900–1150°С, а также $K_{1000}^{<111>}$ при температурах 900 и 1000°С больше 1 и длительная прочность монокристаллов сплава ВЖМ7 с ориентацией $<111>$ выше, чем у монокристаллов с ориентацией $<001>$. Однако при температуре 1150°С коэффициент анизотропии $K_{1000}^{<111>} < 1$, т. е. монокристаллы с КГО $<111>$ разупрочняются быстрее в процессе длительных испытаний и их длительная прочность ниже, чем у монокристаллов с КГО $<001>$.

Как видно из данных рис. 8, коэффициенты анизотропии длительной прочности $K_{\tau}^{<011>}$ монокристаллов сплава ВЖМ8 имеют приблизительно такую же температурную зависимость, что и для сплава ВЖМ7: возрастают, достигая при 1000–1100°С значений ~ 1 , а затем снижаются, оставаясь при 1170°С меньше 1. Следовательно, длительная прочность за 100 ч при температурах 900, 1100 и 1170°С и длительная прочность за 1000 ч при температурах 1100 и 1170°С монокристаллов сплава ВЖМ8 с КГО $<011>$ меньше, чем у монокристаллов с КГО $<001>$.

Наибольшую длительную прочность практически во всем температурно-временном диапазоне испытаний имеют монокристаллы сплава ВЖМ8 с ориентацией $<111>$, так как значения коэффициентов $K_{\tau}^{<111>} > 1$. Из этой закономерности выпадает только 1000-часовая длительная прочность при температуре 900°С, при которой коэффициент анизотропии $K_{1000}^{<111>} < 1$.

Циклическая прочность

Проведены испытания (в соответствии с ГОСТ 25.502–79) на малоцикловую усталость (МЦУ) при температурах 500 и 850°С («жесткий» цикл нагружения) и многоцикловую усталость (МнЦУ) при температурах 20, 900 и 1000°С (изгиб при вращении) монокристаллов сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8 трех КГО $<001>$, $<011>$ и $<111>^*$. Для испытаний на МЦУ (контролируемый параметр – деформация) использовали гладкие 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 10^2 – 10^4 циклов, определяемая характеристика – предел размаха деформации $\Delta \varepsilon$ (%). Для испытаний на МнЦУ использовали гладкие образцы с переменным сечением рабочей части (минимальный диаметр 7,5 мм), цикл нагружения – симметричный ($R_{\sigma} = -1$) синусоидальной формы, частота циклов 50 Гц, контролируемый параметр – нагрузка, база испытаний 10^3 – $2 \cdot 10^7$ циклов, определяемая характеристика – предел выносливости σ_{-1} (МПа).

* Выполнены Т.И. Комаровой и И.А. Ходиневым (ФГУП «ВИАМ»).

Образцы для испытаний на МЦУ и МнЦУ изготавливали из монокристаллов сплавов, предварительно подвергнутых термической обработке, совмещенной с горячим изостатическим прессованием (ГИП).

В результате статистической обработки результатов испытаний определены средние значения характеристик МЦУ ($\Delta\epsilon$) и МнЦУ (σ_{-1}) монокристаллов сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8 с КГО $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, значения которых приведены в табл. 10. Видно, что наиболее предпочтительной КГО монокристаллов сплавов ВЖМ7 и ВЖМ8, оказывающей повышенное сопротивление МЦУ в данных условиях «жесткого» цикла нагружения, является ориентация $\langle 001 \rangle$. При испытаниях на МнЦУ по пределу выносливости при 20°C КГО $\langle 001 \rangle$ монокристалла сплава ВЖМ7 имеет преимущество в сравнении с ориентациями $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ монокристаллов, тогда как при 900°C преимущество имеет КГО $\langle 111 \rangle$. В случае сплава ВЖМ8 монокристаллы с КГО $\langle 111 \rangle$ при температурах 20 и 1000°C имеют повышенные пределы выносливости, а с КГО $\langle 011 \rangle$ – пониженные; промежуточные значения предела выносливости характерны для монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$.

Таблица 10

Малоцикловая и многоцикловая усталость монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов

Температура испытания, °С	МЦУ: $\Delta\epsilon$, %, на базе 10^4 цикл монокристалла с ориентацией			Температура испытания, °С	МнЦУ: σ_{-1} , МПа, на базе $2 \cdot 10^7$ цикл монокристалла с ориентацией		
	$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$		$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$
Сплав ВЖМ7							
500	1,26	0,75	0,63	20	510	425	480
850	1,10	0,70	0,30	900	400	415	490
Сплав ВЖМ8							
500	1,30	0,90	0,70	20	500	440	550
850	1,30	0,66	0,44	1000	380	380	460

Влияние ГИП на механические свойства литейных жаропрочных никелевых сплавов

Литые турбинные лопатки с поликристаллической и монокристаллической структурой из жаропрочных сплавов содержат различного рода дефекты структуры, в том числе и поры. Поры возникают на разных стадиях производства лопаток и в процессе эксплуатации: при кристаллизации из-за затрудненного доступа расплава в капилляры между дендритами, при высокотемпературной гомогенизации в результате растворения неравновесных

сегрегационных фаз, например эвтектики $\gamma-\gamma'$, а также в результате высокотемпературной ползучести вследствие особенностей дислокационного механизма деформации. Наибольшую опасность представляют крупные кристаллизационные поры в междендритных пространствах отливок. Известно, что поры являются концентраторами напряжений, и поэтому всеми способами стараются от них избавиться. Наиболее радикальный способ уплотнения литой структуры ЖНС состоит в горячем изостатическом прессовании (ГИП) в газостатах. В научной литературе имеются достаточно подробные данные о технологических принципах ГИП, критериях выбора оптимальных параметров (температура, давление, время), механизмах залечивания пор [53, 54], а также разрозненные сведения о влиянии ГИП на механические свойства образцов и лопаток [55].

В данной статье приведены обобщенные результаты экспериментальных исследований влияния ГИП на статические и циклические механические свойства литейных ЖНС в широком температурном интервале, накопленные в течение длительного периода в ВИАМ и других организациях [56]. Объектами исследований служили образцы из литейных никелевых сплавов различных поколений с поликристаллической и монокристаллической структурой, а также монокристаллические лопатки турбин из этих сплавов (табл. 11). Использование в качестве объектов исследования ЖНС различных поколений позволило выявить общие закономерности влияния ГИП на механические свойства сплавов, несмотря на различия в составе и структурном состоянии этих сплавов. Все испытания проводили на образцах после полной термической обработки и ГИП, соответствующих конкретной марке сплава.

Таблица 11

Влияние горячего изостатического прессования (ГИП) на кратковременную и длительную прочность литейных жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Характеристика*	Значения коэффициента K при температурах, °С			
		20	800	1000	1150
ЖС32	$K = \sigma_{\text{в}}^{\text{гип}} / \sigma_{\text{в}}$	1,8	—	1,0	—
	$K = \sigma_{0,2}^{\text{гип}} / \sigma_{0,2}$	1,04	—	1,0	—
	$K = \tau_{\text{п}}^{\text{гип}} / \tau_{\text{п}}$	—	—	1,12	—
ЖС6У	$K = \sigma_{100}^{\text{гип}} / \sigma_{100}$	—	1,05	—	—
ВЖМ4	$K = \tau_{\text{п}}^{\text{гип}} / \tau_{\text{п}}$	—	—	—	1,12

* $\sigma_{\text{в}}$ — предел прочности; $\sigma_{0,2}$ — предел текучести; σ_{100} — предел 100-часовой длительной прочности; $\tau_{\text{п}}$ — время до разрушения при испытании на длительную прочность.

Для количественной оценки степени влияния ГИП на механические свойства ЖНС использовали простой коэффициент:

$$K = \frac{\sigma^{\text{гип}}}{\sigma}, \quad (6)$$

где σ и $\sigma^{\text{гип}}$ — механическая характеристика сплава соответственно в исходном состоянии и после ГИП (предел прочности σ_b , предел текучести $\sigma_{0,2}$, пределы длительной прочности σ_τ , пределы многоциклового и малоциклового усталости σ_{-1} и σ_0 соответственно).

В табл. 11 приведены численные значения коэффициентов K для статических характеристик кратковременной и длительной прочности сплавов ЖС32, ЖС6У и ВЖМ4 при различных температурах. Видно, что ГИП практически не влияет на пределы прочности и текучести, а также пределы 100-часовой длительной прочности и долговечности образцов ЖНС с равноосной (ЖС6У), направленной (ЖС32) и монокристаллической (ВЖМ4) структурами в исследуемом интервале температур. Во всех случаях коэффициент K близок к 1.

В табл. 12 приведены данные по влиянию ГИП на характеристики циклической прочности, в частности на многоцикловую усталость образцов и лопаток из литейных жаропрочных никелевых сплавов. Видно, что ГИП повышает предел выносливости ЖНС при комнатной и повышенных температурах испытания, особенно значительное повышение (30–45%) наблюдается при комнатной температуре как на образцах, так и на лопатках. При повышении температуры влияние ГИП уменьшается и коэффициент K приближается к 1.

Таблица 12

Влияние горячего изостатического прессования (ГИП) на многоцикловую усталость образцов и лопаток из литейных жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Температура испытания, °С	Предел выносливости σ_{-1} , МПа, на базе $2 \cdot 10^7$ цикл (среднее значение)		Коэффициент $K = \sigma_{-1}^{\text{гип}} / \sigma_{-1}$
		после литья	после ГИП	
ВЖЛ12У	700	–	–	1,2
	900	–	–	1,05
ЖС26-НК	900	320	360	1,12
ЖС36	20	260	380	1,46
ВЖМ5	20	300	420	1,40
	900	340	400	1,17
ВЖМ5У	20	300	440	1,46
	900	340	420	1,23
ВЖМ4	20	300	380	1,27
	900	360	400	1,11
Лопатка (ЖС6У)	20	–	–	1,30
Лопатка (ЖС32)	20	–	–	1,40

По результатам испытаний на МЦУ установлено, что ГИП не оказывает существенного влияния на пределы МЦУ при «мягком» и «жестком» циклах нагружения в интервале температур 750–900°С.

Таким образом, ГИП оказывает различное влияние на механические характеристики ЖНС, при этом отсутствует отрицательное влияние, т. е. снижение какой-либо механической характеристики. При статическом нагружении, т. е. при кратковременном растяжении или испытаниях на длительную прочность (ползучесть), влияние ГИП небольшое или вообще отсутствует. При циклическом нагружении ГИП вызывает повышение пределов многоциклового усталости, особенно значительное при комнатной температуре: для образцов и лопаток превышение составляет 30–45%. Не обнаружено положительного влияния ГИП на пределы малоциклового усталости при «мягком» и «жестком» циклах нагружения в интервале температур 750–900°С.

Эффективное охлаждение в двустенных лопатках газовых турбин

Существуют по крайней мере два пути повышения эффективности воздушного охлаждения турбинных лопаток. Первый общепринятый способ заключается в использовании конвективно-пленочного охлаждения. Развитие этого метода осуществляется путем оптимизации движения воздушных потоков во внутренних полостях лопаток и достижения устойчивости воздушной пелены на внешних поверхностях лопаток. В результате совершенствования конструкций лопаток с конвективно-пленочным охлаждением удалось повысить температуру газа на входе в турбину до 1940 К, что является пределом для данного способа охлаждения [1].

Второй путь заключается в разработке принципиально новых схем охлаждения, таких как, например, транспирационное и близкое к нему инжекционное охлаждение в двустенных лопатках. Транспирационное охлаждение обеспечивает весьма высокую эффективность путем просачивания воздуха через пористую стенку. Большой недостаток этого метода заключается в загрязнении пористой стенки, что серьезно понижает эффективность охлаждения. Тем не менее известны по крайней мере два патента, посвященные конструкциям лопаток с транспирационным охлаждением [57, 58].

В последнее время авиадвигателестроительные фирмы США и Великобритании разрабатывают новые высокоэффективно охлаждаемые конструкции лопаток для ГТД с температурой газа на входе в турбину >2000 К. Основная идея конструирования таких лопаток состоит в создании дополнительного контура охлаждения непосредственно в стенках лопатки, т. е. в создании так называемой двустенной лопатки с инжекционным охлаждением.

Существует множество схем инжекционного охлаждения, и практическая реализация каждой из них определяется лишь технологическими возможностями изготовления двустенных лопаток. Сразу следует отметить,

что во всех случаях используется комбинированное охлаждение, т. е. сочетание конвективно-пленочного с инжекционным охлаждением в стенках лопатки.

Двустенное охлаждение, разработанное вначале фирмой Rolls-Royce для охлаждения стенок камеры сгорания, по своей эффективности занимает промежуточное положение между транспирационным и конвективно-пленочным охлаждением.

В Европе и США разработано множество схем двустенного охлаждения с различными названиями: Transply, CastCool, Lamilloy, SuperCool, Dual-wallcooling.

Основное преимущество двустенных лопаток заключается в уменьшении расхода воздуха на охлаждение лопаток благодаря более развитой поверхности охлаждения. По оценкам специалистов ЦИАМ, эта разница составляет 20–30%, а по зарубежным более оптимистическим оценкам – расход воздуха снижается на 50%. Кроме того, оптимально спроектированная двустенная лопатка будет легче лопатки с конвективно-пленочным охлаждением при одинаковых габаритах, как это следует из результатов численного моделирования, проведенного в ЦИАМ. Следует также отметить снижение на 50% температурного градиента напряжений в стенках лопаток, что, в свою очередь, оказывает положительное влияние на ресурс работы лопаток.

Известно, что рабочие лопатки перспективного ТВД ТРДД GE 9X для самолета B-777X изготовлены с использованием нового технологического процесса, с усовершенствованным контуром охлаждения [59]. Английская фирма Rolls-Royce в перспективном гражданском двигателе Trent XWB использует двустенные рабочие и сопловые лопатки, изготовленные по технологиям Rolls-Royce Lean CoolTM blade technology и Rolls-Royce Cast BondTM turbine vanes technology [60].

Высокотемпературные композиты системы Nb–Si

Современные ЖНС для литья монокристаллических лопаток ГТД работают при температурах до 1100–1150°C, что составляет 80–85% от их температуры плавления. В настоящее время для дальнейшего повышения рабочей температуры материала лопаток актуальным является поиск высокотемпературных сплавов, способных заменить монокристаллы традиционных ЖНС. Наиболее перспективными для этой цели считаются *in situ* композиты на основе тугоплавких металлов, упрочненные интерметаллидами – в частности ниобиевые композиты [61]. С учетом высокой температуры плавления (~1750°C) и термодинамической стабильности микроструктуры эти композиты способны работать при температуре 1350°C, что на 200–250°C превышает температурную способность

современных монокристаллических ЖНС. Если принять во внимание низкую плотность (6,6–7,5 г/см³), то по удельной жаропрочности ниобиевые композиты будут превосходить монокристаллы ЖНС четвертого и пятого поколений. Это обстоятельство позволит уменьшить на 20% массу перспективных турбин высокого давления. Ниобиевые композиты обладают необходимым комплексом инженерных свойств, но имеют низкое сопротивление окислению. Поэтому промышленное освоение ниобиевых композитов будет в первую очередь зависеть от разработки составов защитных покрытий и технологии их нанесения.

В настоящее время интенсивные исследования в области поиска высокотемпературных композитов на основе системы Nb–Si проводятся в США (General Electric, Allison Advanced Development Company), в Европе, Японии, Китае, Индии, а также во ФГУП «ВИАМ» (совместно с АО «ОДК-Авиадвигатель») и Институте физики твердого тела РАН [62–65]. Использование рабочих лопаток из композитов системы Nb–Si позволит создать перспективный ГТД с удельным расходом топлива на 20% меньше существующего, а также более низким на 80% уровнем эмиссии оксидов азота (NO_x) и на 20% более низким уровнем эмиссии CO₂.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ножницкий Ю.А., Голубовский Е.Р. Обеспечение прочностной надежности монокристаллических рабочих лопаток высокотемпературных турбин перспективных ГТД // Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение: тр. Междунар. науч.-технич. конф. М.: ВИАМ, 2006. С. 65–71.
2. Narada H. Development of Superalloys for 1700°C ultra-efficient gas turbines // Proc. 9th Liege Conf. «Materials for Advanced Power Engineering 2010». Belgium: University of Liège, 2010. P. 604–614.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
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. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys // Ibid. P. 35–43.
6. Fifth generation nickel base single crystal superalloy // TMS-196. Tokyo (Japan): NIMS and IHI, 2006. 4 p. URL: <http://www.sakimori.nims.go.jp> (дата обращения: 21.12.2011).

7. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 98–115.
8. 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.
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. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 36–52.
11. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Оспенникова О.Г.: 1) Литейные жаропрочные никелевые сплавы // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №5. С. 15–19; 2) Литейные жаропрочные никелевые сплавы // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №6. С. 16–21.
12. Kawagishi K., Yeh An-C., Yokokawa T., Kobayashi T., Koizumi Y., Harada H. 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.
13. Yokokawa T., Harada H., Mori Y., Kawagishi K. 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. P. 123–130.
14. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 60–70.
15. Иноземцев А.А., Коряковцев А.С., Лесников В.П., Кузнецов В.П. Роль материалов и защитных покрытий турбинных лопаток в обеспечении надежности и экономичности ГТД // Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение: тр. Междунар. науч.-технич. конф. М.: ВИАМ, 2006. С. 84–87.
16. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толораия В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
17. Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Физико-химические и структурные характеристики жаропрочных никелевых сплавов // Металлы. 2001. №2. С. 63–73.
18. 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 // Intern. J. Materials Research (formerly Z. Metallkunde). 2010. Vol. 101. No. 5. P. 594–600.
19. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Елютин Е.С. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP2. С. 38–52.
 20. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Морозова Г.И., Светлов И.Л. Физико-химические факторы жаропрочности никелевых сплавов, содержащих рений // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 116–130.
 21. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Елютин Е.С. Рений в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S5. С. 5–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-5-16.
 22. Портной К.И., Богданов В.И., Фукс Д.Л. Расчет взаимодействия и стабильности фаз. М.: Металлургия, 1981. 248 с.
 23. Blavette D., Caron P., Khan T. An atom probe investigation of the role rhenium additions in improving creep resistance of Ni-base superalloys // Scripta Metallurgica. 1986. Vol. 20. No. 10. P. 1395–1400.
 24. Fink P.J., Miller J.L., Konitzer D.G. Rhenium reduction – alloy design using an economically strategic element // J. of Metals. 2010. Vol. 62. No. 1. P. 55–57.
 25. Wahl J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8 // Superalloys–2012. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012. P. 179–188.
 26. Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristalliner Bauteile: pat. 10100790 Deutsches; publ. 18.07.02.
 27. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Висик Е.М., Рассохина Л.И., Тимофеева О.Б. Жаропрочные никелевые сплавы низкой плотности // Литейное производство. 2012. №6. С. 5–11.
 28. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // Авиационные материалы и технологии. 2015. №2 (35). С. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
 29. Low density, high creep resistant single crystal superalloy for turbine airfoils: pat. 7261783 US; publ. 28.08.07.
 30. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука. 2006. С. 56–78.
 31. Rae C.M.F., Reed R.C. The precipitation of topologically close-packed phases in rhenium-containing superalloys // Acta Materialia. 2001. Vol. 49. No. 10. P. 4113–4125.

32. Acharya M.V., Fuch G.E. The effect of long-term thermal exposures on the microstructure and properties of CMSX-10 single crystal Ni-base superalloys // *Materials Science Engineering A*. 2004. Vol. 381. P. 143–153.
33. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Алексеев А.А. Особенности монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением // *Металлы*. 2006. №5. С. 47–57.
34. Морозова Г.И., Тимофеева О.Б., Петрушин Н.В. Особенности структуры и фазового состава высокорениевого никелевого жаропрочного сплава // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2009. №2 (644). С. 10–16.
35. Walston W.S., Schaeffer J.C., Murphy W.H. A new type microstructural instability in superalloys – SRZ // *Superalloys 1996*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1996. P. 9–18.
36. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением // *Авиационные материалы и технологии*. М.: ВИАМ, 2004. Вып.: Высокореиновые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД. С. 80–90.
37. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Назаркин Р.М. и др. Сегрегация легирующих элементов в направленно закристаллизованных жаропрочных никелевых сплавах, содержащих рений и рутений // *Вопросы материаловедения*. 2015. №1 (81). С. 27–37.
38. Murakami H., Honma T., Koizumi Y., Harada H. Distribution of platinum group metals in Ni-base single-crystal superalloys // *Superalloys 2000*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials. Society, 2000. P. 747–756.
39. Fu C.L., Reed R., Janotti A., Kremar M. On the diffusion of alloying elements in the nickel-base superalloys // *Superalloys 2004*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society. 2004. P. 867–876.
40. 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.
41. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Базылева О.А. Конструкционные жаропрочные материалы на основе соединения Ni_3Al для деталей горячего тракта ГТД // *Технология легких сплавов*. 2007. №2. С. 75–80.
42. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В. Новый монокристаллический интерметаллидный жаропрочный сплав на основе γ' -фазы для лопаток ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 34–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40.

43. Поварова К.Б., Базылева О.А., Дроздов А.А. и др. Конструкционные жаропрочные сплавы на основе Ni_3Al : получение, структура, свойства // *Материаловедение*. 2011. №4. С. 39–48.
44. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Голубовский Е.Р., Хвацкий К.К., Шеголев Д.В., Елютин Е.С. Механические свойства монокристаллов никелевого жаропрочного сплава, содержащего рений и рутений // *Деформация и разрушение материалов*. 2008. №11. С. 26–35.
45. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Горбовец М.А., Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики и механические свойства монокристаллов жаропрочных никелевых ренийсодержащих сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением // *Металлы*. 2016. №4. С. 57–70.
46. Селезнев В.Г., Розанов М.А., Минова Н.И. Определение физических характеристик монокристаллических образцов сплава ЖС36 // *Новые технологические процессы и надежность ГТД*. М.: ЦИАМ, 2008. Вып. 7: Обеспечение прочностной надежности рабочих лопаток высокотемпературных турбин. С. 73–77.
47. Fährmann M., Hermann W., Fährmann E. et al. Determination of matrix and precipitate elastic constants in $(\gamma-\gamma')$ Ni-base model alloys, and their relevance to rafting // *Material Science Engineering A*. 1999. Vol. 260. Issue 1–2. P. 212–221.
48. Miner R.V., Voigt R.S., Gayda J., Gabb T.P. Orientation and temperature dependence of some mechanical properties of the single-crystal nickel-base superalloy René N4: Part I. Tensile behavior // *Metallurgical Transactions A*. 1986. Vol. 17. Issue 3. P. 491–496.
49. Yun-Jiang W., Chong-Yu W. First-principles calculation for the elastic properties of Ni-base model superalloys: Ni/ Ni_3Al multilayers // *Chinese Physics B*. 2009. Vol. 18. No. 10. P. 4339–4348.
50. Caron P., Diologent F., Drawin S. Influence of chemistry on the tensile yield strength of nickel-based single crystal superalloys // *Proc. Conf. Eurosuperalloys 2010*. Switzerland. Scientific net Trans. Tech. Publications. *Advanced Materials Research*. 2011. Vol. 278. P. 345–350. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.278.345.
51. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 462 с.
52. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л. Температурно-временная зависимость анизотропии длительной прочности монокристаллов ЖНС // *Проблемы прочности*. 2002. №2. С. 5–19.
53. Бокштейн Б., Епишин А., Светлов И., Есин В., Родин А., Линк Т. Рост и залечивание пор в монокристаллах жаропрочных сплавов на никелевой основе // *Журнал функциональных материалов*. 2007. Т. 1. №5. С. 162–170.

54. Епишин А.И., Светлов И.Л. Эволюция морфологии пор в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // Материаловедение. 2015. №7. С. 21–28.
55. Epishin A., Link T., Fedelich B., Svetlov I., Golubovskiy E. Hot isostatic processing of single crystal nickel-base superalloys mechanism of pore closure and effect on mechanical properties // MATEC WEB of Conference. 2014. Vol. 14. P. 08003. DOI: 10.1051/mateconf/2014141/3009.
56. Светлов И.Л., Хвацкий К.К., Горбовец М.А., Беляев М.С. Влияние горячего изостатического прессования на механические свойства литейных никелевых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2015. №3 (36). С. 10–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-10-14.
57. Transpiration cooled blade for a gas turbine engine: pat. 4314794 A US; publ. 09.02.82.
58. Method of manufacturing a transpiration cooled ceramic blade for a gas turbine: pat. 4376004 A US; publ. 08.03.83.
59. GE assembles first 777x engine // Aviation week. Network. URL: <http://aviationweek.com/commercial-aviation/ge-assembles-first-777x-engine/2016-02-23> (дата обращения: 21.08.2016).
60. Xu L., Bo S., Hongde Y., Lei W. Evolution of Rolls-Royce air-cooled turbine blades and feature analysis // J. Procedia Engineering. 2015. Vol. 99. P. 1482–1491.
61. Turbine blade for extreme temperature condition: pat. 7189459 B2 US; publ. 03.13.07.
62. Drawin S. Ultra High temperature refractory metal based silicide materials for next generation turbines // ONERA (French aerospace research Centre), Metallic Materials and Processing Department 92320 CHBTILLON (France). URL: http://www.aerodays2006.org/sessions/B_Sessions/B5/B54.pdf (дата обращения: 11.04.2012).
63. Shryu Q., Rongming W., Yarfang H. Microstructure of Nb/Nb₃Si₃ in situ composites // Transaction Nonferrous Met. Sos. China. 2002. Vol. 12. No. 4. P. 681–684.
64. Светлов И.Л. Высокотемпературные Nb–Si композиты // Материаловедение. 2010. №9–10. С. 18–38.
65. Карпов М.И., Внуков В.И., Коржов В.П. и др. Структура и механические свойства жаропрочного сплава системы Nb–Si эвтектического состава, полученного методами направленной кристаллизации // Деформация и разрушение материалов. 2002. №12. С. 2–8.