

УДК 669.017.165:669.018.44

DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25

Е.Н. Каблов<sup>1</sup>, О.Г. Оспенникова<sup>1</sup>, Н.В. Петрушин<sup>1</sup>, Е.М. Висик<sup>1</sup>**МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ ЖАРОПРОЧНЫЙ НИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ  
НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ С НИЗКОЙ ПЛОТНОСТЬЮ**

Представлены результаты по разработке с помощью метода компьютерного конструирования нового монокристаллического жаропрочного сплава ВЖМ7. Сплав ВЖМ7 с кристаллографической ориентацией  $\langle 001 \rangle$  (плотность 8,39 г/см<sup>3</sup>) обладает высокой фазовой стабильностью, повышенными характеристиками прочности ( $\sigma_B^{20^\circ} = 1040$  МПа) и жаропрочности ( $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 220$  МПа). Сплав ВЖМ7 рекомендуется для изготовления рабочих лопаток газотурбинных двигателей для эксплуатации при температурах до 1100°C и кратковременно – до 1150°C.

**Ключевые слова:** монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы, компьютерное конструирование, плотность, микроструктура, структурные и фазовые превращения, фазовая стабильность, механические свойства.

The results of the new single-crystal superalloy VZhM7 development by the computer design method are hereby presented. VZhM7 alloy with crystallographic orientation  $\langle 001 \rangle$  (density 8,39 g/cm<sup>3</sup>) has a high phase stability, high strength (tensile strength 1040 MPa at 20°C) and heat resistance (long-term strength 220 MPa at 1000°C on the 100 h basis). VZhM7 alloy is recommended for the rotor blades of gas turbine engines manufacture to operate at temperatures up to 1100°C and even up to 1150°C for brief time.

**Keywords:** single-crystal nickel-base superalloys, computer design, density, phase stability; phase and structural transformations; mechanical properties.

<sup>1</sup>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

**Введение**

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) с монокристаллической структурой для изготовления лопаток газовых турбин разрабатываются уже более 30 лет. Общим для сплавов данного класса является отсутствие в их составе химических элементов С, В, Zr и Hf, которые вводятся в ЖНС с равноосной или столбчатой структурой зерен с целью упрочнения межзеренных границ. В отсутствие этих легирующих элементов удалось существенно повысить температуру солидус, сопротивление ползучести, механической и термической усталости монокристаллов благодаря устранению возможности образования карбидов и боридов, являющихся концентраторами напряжений и очагами зарождения трещин. Монокристаллические сплавы первого поколения содержали традиционный комплекс легирующих элементов: Al, Ti, Cr, Mo, W, Co, Ta, Nb. Создание сплавов второго поколения связано с использованием рения в качестве основного легирующего элемента, позволившего значительно повысить сопротивление ползучести и ресурс монокристаллических лопаток. Типичные монокристаллические ЖНС (МЖНС) второго поколения CMSX-4, Rene N5, содержащие 3% (по массе) Re, и ЖС32 с 4% Re нашли широкое применение в гражданских и военных авиационных двигателях [1, 2]. Третье поколение МЖНС с еще более высокой жаропроч-

ностью создано путем повышения концентрации Re до 6% (по массе). К ним относятся хорошо известные МЖНС – CMSX-10 и Rene N6 [2, 3]. Положительное влияние рения на жаропрочность никелевых сплавов обусловлено увеличением температуры солидус, повышенной растворимостью рения в никелевом  $\gamma$ -твердом растворе и увеличением периода его кристаллической решетки, следовательно,  $\gamma/\gamma'$ -мисфита, снижением коэффициентов диффузии атомов легирующих элементов [4]. Однако в МЖНС с высоким содержанием рения велика вероятность выделения топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз при длительной эксплуатации, которые могут отрицательно влиять на механические свойства. Для стабилизации фазового состава и снижения вероятности выделения ТПУ фаз высокорениевые МЖНС предложено легировать рутением [5, 6]. Проведенные исследования рений-рутениевого содержания никелевых композиций привели к разработке четвертого и пятого поколений монокристаллических сплавов, таких как известные зарубежные сплавы EPM-102/MX4/PWA1497 (фирмы NASA, GE и Pratt & Whitney, США) [7], TMS-138, TMS-162, TMS-196 (NIMS и IHI, Япония) [8, 9] и отечественные сплавы ВЖМ4 и ВЖМ6 [10–12]. Значения длительной прочности и плотности этих сплавов приведены в табл. 1. Рений-рутениевые ЖНС имеют наибольшую дли-

Таблица 1

**Особенности легирования и свойства монокристаллических рений-рутенийсодержащих жаропрочных никелевых сплавов**

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)		Длительная прочность, МПа, за 100 ч при температуре, °С				Плотность, г/см <sup>3</sup>
	Re	Ru	900	1000	1100	1150	
ВЖМ4	6	4	575	305	170	125	8,87
ВЖМ6	6,3	5	595	315	180	130	8,92
CMSX-10	6	—	530	290	150	—	9,05
NC-NG	4	4	475	275	145	—	8,75
ЕРМ-102	5,95	2	503	325	148	—	9,20
TMS-162	4,9	6	565	320	180	—	9,01

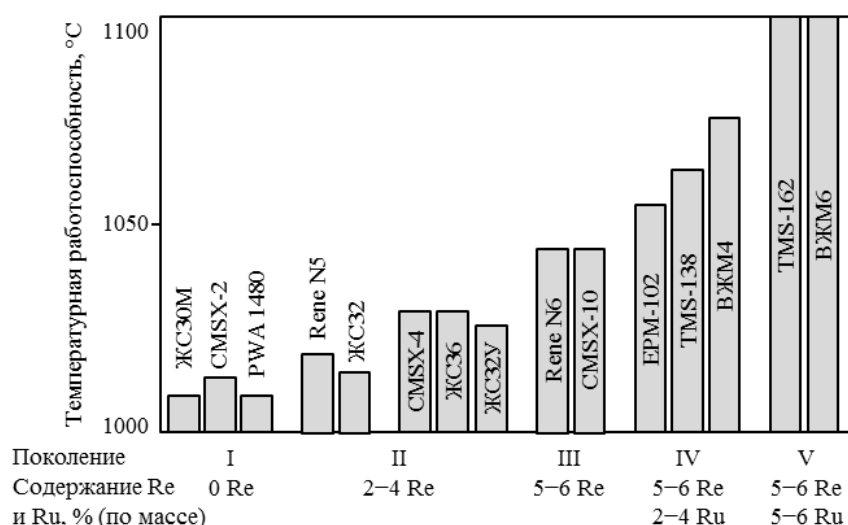


Рис. 1. Температурная работоспособность (при напряжении 137 МПа на базе 1000 ч) монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов I–V поколений [9, 13]

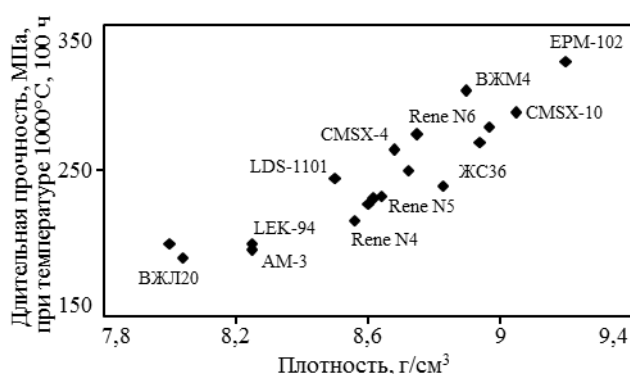


Рис. 2. Зависимость предела длительной прочности от плотности монокристаллических жаропрочных сплавов с кристаллографической ориентацией <001>

тельную прочность по сравнению с традиционно легированными сплавами, их температурная работоспособность на ~60°С выше (рис. 1), чем у сплавов предыдущих поколений. При этом увеличение жаропрочности и температурной работоспособности сопровождается сопутствующим возрастанием плотности сплавов – до 9,2 г/см<sup>3</sup> (рис. 2) как результат возрастающего количества тугоплавких дорогостоящих легирующих компонентов в сплаве.

Таким образом, разработанные жаропрочные суперсплавы, в первую очередь легированные рением и рутением, являются важнейшим фактором решения проблемы создания высокоэффективных авиационных газотурбинных двигателей с малым уровнем эмиссии оксидов азота и углерода, а также низким удельным расходом топлива [14, 15].

Известно, что увеличение содержания рения – остроредукционного и дорогостоящего металла – в

жаропрочных сплавах приводит к резкому возрастанию их стоимости. Поэтому во многих исследовательских центрах большое внимание уделяется разработке экономнолегированных рением монокристаллических сплавов [13, 16–19]. При этом одной из важнейших задач создания такого типа сплавов является снижение их плотности. Так, фирмой MTU (Германия) разработан монокристаллический жаропрочный никелевый сплав LEK94, содержащий 2,45% (по массе) Re, с плотностью  $\sim 8,3$  г/см<sup>3</sup> и длительной прочностью  $\sigma_{100}^{1000} \approx 200$  МПа [18], который рассматривается в качестве материала для лопаток ротора турбин среднего давления на двигателе TP400-D6 для европейского самолета A400M. Среди других достижений в этой области следует отметить монокристаллические ЖНС серии LDS (NASA, США), легированные  $\sim 3\%$  (по массе) Re, с плотностью  $\sim 8,56$  г/см<sup>3</sup> и длительной прочностью  $\sigma_{100}^{1000} \approx 245$  МПа [19]. Другим направлением снижения потребления рения является разработка технологии производства жаропрочных сплавов, включающей переработку отработавших свой ресурс турбинных лопаток из ЖНС, содержащих рений [20].

В данной работе рассмотрены результаты разработки и исследований нового конкурентоспособного жаропрочного никелевого сплава низкой плотности ВЖМ7 с монокристаллической структурой с повышенными характеристиками прочности и жаропрочности.

### Материалы и методы

Для разработки нового монокристаллического сплава низкой плотности использован метод компьютерного конструирования [21]. Поиск оптимального легирования сплава осуществляли следующим образом: сводили к минимуму сбалансированное суммарное содержание тяжелых тугоплавких металлов (Re, Mo, Ta, W) и повышали содержание легких  $\gamma'$ -образующих металлов (Al, Ti), а также исключали из системы легирования Nb, Hf и V.

При этом основными физико-химическими и структурно-фазовыми характеристиками, определившими выбор наиболее перспективных составов разрабатываемого сплава, приняты температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы в матричном  $\gamma$ -твердом растворе (солвус  $\gamma'$ ), плавления неравновесной эвтектики (перитектики)  $\gamma+\gamma'$  и солидус, а также  $\gamma/\gamma'$ -мисфит (размерное несоответствие периодов кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз).

Выплавку нового сплава ВЖМ7 проводили в вакуумной индукционной печи ВИАМ-2002 по технологии, применяемой для выплавки ренийсодержащих жаропрочных никелевых сплавов [22]. Проведенный химический и газовый анализ выплавленного сплава показал, что по основным химическим легирующим элементам состав сплава отвечает расчетному, а содержание примесей

составляет (% по массе): 0,005 С, 0,0006 S, 0,0009 O, 0,0005 N и соответствует чистоте металла по примесям в известных монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах ЖС36 и ВЖМ4 [20, 22].

Объектом исследования служили монокристаллические отливки (диаметр 15 мм, длина 185 мм) сплава ВЖМ7 с аксиальной кристаллографической ориентацией, близкой к  $\langle 001 \rangle$  ( $\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle} < 10$  град), которые получены по технологии LMC (Liquid Metal Cooling) на тугоплавких затравках из сплава Ni–W с кристаллографической ориентацией (КГО)  $\langle 001 \rangle$  в промышленной установке для направленной кристаллизации УВНК-9А [23]. Для растворения неравновесных фаз и устранения химической и структурной неоднородности проводили баротермическую обработку монокристаллических отливок сплава, включавшую горячее изостатическое прессование (ГИП) в газостате при различных температуре и давлении аргона, после которого отливки сплава подвергали термической обработке, включавшей нагрев в вакууме с выдержкой при температуре 1300°C и последующее двухступенчатое старение.

Контроль макроструктуры и монокристалличности отливок после направленной кристаллизации проводили путем визуального осмотра их поверхности после травления. С этой целью отливки после химического травления при комнатной температуре в реактиве 80% HCl+20% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> осматривали под оптическим микроскопом и определяли наличие большеугловых границ зерен.

Определение кристаллографической ориентации (КГО) осуществляли на конусах, отрезанных от каждой отливки сплава с монокристаллической структурой, при этом плоскость поперечного реза была перпендикулярна продольной оси отливки. КГО каждой монокристаллической отливки определяли методом рентгеноструктурного анализа поперечной поверхности шлифа конуса, протравленной для выявления дендритной структуры. Рентгено съемку проводили при помощи дифрактометра ДРОН-3 в характеристическом излучении Cu K<sub>α1</sub>. При этом определяли угловое отклонение  $\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle}$  заданного аксиального кристаллографического направления  $\langle 001 \rangle$  от продольной оси конуса и соответственно всей отливки. Результаты рентгено съемки регистрировали в виде дифрактограмм отражений от плоскостей (001) монокристалла.

Из полученной литой монокристаллической отливки изготавливали образцы в форме дисков диаметром  $\sim 4$  мм и толщиной  $\sim 1$  мм для проведения исследований температур фазовых превращений. Эти исследования проводили методом дифференциального термического анализа (ДТА) на установке DSC-404 (образцы нагревали с постоянной скоростью 20°C/мин в атмосфере гелия). Далее литые и термически обработанные монокристаллические отливки разрезали на диски толщиной  $\sim 8$  мм и на торцевой части каждого из них

изготавливали поперечные микрошлифы образцов для растровой электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа и рентгеновской дифрактометрии.

Исследования микроструктуры изготовленных микрошлифов образцов проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM-6490LV и просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-200-CX. Подготовка микрошлифов для растровой микроскопии проводилась с помощью специального химического травления.

Локальный химический и фазовый состав образцов сплава исследовали методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на приборе Superprobe-733; исследовали нетравленные микрошлифы образцов.

Определение периодов кристаллических решеток  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз проводили при комнатной температуре на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3. Для определения периодов кристаллических решеток  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз выбран рефлекс (222) Fe  $K_{\alpha}$ . Запись дифрактограмм выполняли с использованием компьютерной программы EXPRESS, разделение суммарного ( $\gamma'+\gamma$ )-профиля  $K_{\alpha 1}$  на фазовые синглеты  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз проводили по компьютерной программе OUTSET. Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток фаз или  $\gamma/\gamma'$ -мисфит  $\Delta a$  рассчитывали по формуле:

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

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

Образцы для определения механических свойств изготавливали из термически обработанных монокристаллических отливок сплава с КГО <001>. Характеристики кратковременной прочности, пластичности и модуля упругости исследовали в интервале температур 20–1150°C с помощью установок ИР5113 при растяжении в соответствии с требованиями ГОСТ Р 1497 и ГОСТ Р 9651.

Испытания на длительную прочность проводили в соответствии с ГОСТ Р 10145 в температурном диапазоне 900–1100°C и диапазоне долговечности  $\tau_p > 1000$  ч в воздушной атмосфере без покрытий. Обработку экспериментальных данных осуществляли по уравнению температурно-силовой зависимости времени до разрушения  $\tau_p$  [24]:

$$\tau_p = \xi T^m \sigma^{-n} \exp\left(\frac{U_0 - \eta \sigma}{RT}\right), \quad (2)$$

где  $T$  – температура;  $\sigma$  – напряжение;  $\xi$ ,  $m$ ,  $n$ ,  $U_0$ ,  $\eta$  – коэффициенты, определяемые по результатам испытаний;  $R$  – универсальная газовая постоянная.

Испытания на многоцикловую усталость (МНЦУ) монокристаллических гладких образцов и образцов с надрезом проводили в соответствии с ГОСТ Р 25.502 при температурах 20 и 900°C при чистом изгибе при вращении, цикл нагружения – симметричный ( $R=1$ ) синусоидальной формы, частота циклов 50 Гц.

Испытания на малоцикловую усталость (МЦУ)

монокристаллических гладких образцов проводили в соответствии с ГОСТ Р 25.502 при «мягком» цикле осевого нагружения (контролируемый параметр – нагрузка) при температуре 750°C. Цикл нагружения – отнулевой ( $R=0$ ) треугольной формы, частота циклов 1 Гц.

Обработку результатов испытаний на МНЦУ и МЦУ осуществляли с использованием уравнений кривых усталости вида:

$$N_f \sigma^b = A, \quad (3)$$

где  $N_f$  – число циклов до разрушения;  $b$  и  $A$  – постоянные коэффициенты.

## Результаты и обсуждение

### Конструирование сплава

Алгоритм поиска композиции конструируемого сплава состоял в следующем [13]. В выбранной никелевой системе легирования Ni–Al–Ti–Cr–Co–Mo–W–Ta–Re концентрации легирующих элементов разбивали на два уровня (min и max) и составляли матрицу планирования полного факторного эксперимента (ПФЭ) для восьми переменных факторов типа  $2^n+1$ , где  $n=8$  – количество переменных факторов – легирующих элементов. Далее в компьютерном эксперименте оценивали сбалансированность химического состава всех  $2^n+1$  вариантов сплава, которую определяли параметром баланса легирования  $\Delta E$  [25]:

$$\Delta E = E_{\text{сплав}} - E_0 \text{ при } E_0 = 0,036A_{\text{сплав}} + 6,28, \quad (4)$$

где  $A_{\text{сплав}} = \sum_{i=1}^n A_i C_i$  и  $E_{\text{сплав}} = \sum_{i=1}^n E_i C_i$  – соответственно средняя атомная масса (в молях) и среднее количество валентных электронов легирующих элементов в сплаве;  $A_i$ ,  $E_i$  и  $C_i$  – соответственно атомная масса, количество валентных электронов и атомная доля  $i$ -го компонента в сплаве;  $n$  – число компонентов, включая основу сплава.

Химический состав сплава считали сбалансированным, если для него выполнялось условие  $-0,04 \leq \Delta E$ . Затем сбалансированные композиции сплава оценивали по методам PHASCOMP  $Md$  [26] и индекса растворимости  $SI$  [27], которые предсказывают вероятность выделения нежелательных фаз, если рассчитанные  $Md$ -параметр для  $\gamma$ -твердого раствора  $Md(\gamma)$  и  $SI$ -параметр для  $\gamma'$ -фазы сплава превосходят критические значения, определенные из эксперимента. При этом принимали, что композиции сплава, которые удовлетворяли условиям  $Md(\gamma) \leq 0,93$  и  $1 < (SI)_{\gamma} < 1,3$  – фазовостабильны. Для выбранных фазовостабильных композиций рассчитывали физико-химические, структурно-фазовые и механические характеристики. С учетом достигнутых расчетом требуемых характеристик для экспериментального исследования выбран сплав с плотностью  $d=8,371$  г/см<sup>3</sup> (далее – сплав ВЖМ7), содержащий

Таблица 2

## Характеристики сконструированного сплава низкой плотности ВЖМ7

Характеристики	Значения характеристик	
	расчет	эксперимент
Структурно-фазовые параметры: $F_0$ , %, при температуре, °С: 850 900 1000 1100 1200 $F_{эвт}$ , %, при температуре 20°С $\Delta a$ , %, при температуре 20°С	64,8 64,0 57,7 45,3 26,8 4,7 0,23	– – – – – 2,7 0,13
Физико-химические параметры: $d$ , г/см <sup>3</sup> температуры фазовых превращений, °С: $T_{п.р}$ $T_{эвт}$ $T_S$ $T_L$	8,371 1300 1316 1331 1398	8,393 1290 1312 1323 1387
Параметры фазовой стабильности: $\Delta E$ $Md(\gamma)$ $SI$	0,09 0,909 1,16	– – –
Длительная прочность, МПа: $\sigma_{100}^{1000}$ $\sigma_{1000}^{1000}$	221 148	220 140

*Примечание:*  $F_0$  – количество дисперсной  $\gamma'$ -фазы (при различных температурах);  $F_{эвт}$  – количество неравновесной эвтектики  $\gamma+\gamma'$ ;  $\Delta a$  – размерное несоответствие периодов кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз ( $\gamma/\gamma'$ -мисфит)  $\Delta a=(a_\gamma-a_{\gamma'})/a_\gamma$ , где  $a_\gamma$  и  $a_{\gamma'}$  – периоды кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз;  $d$  – плотность;  $T_{п.р}$  – температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе (солвус  $\gamma'$ );  $T_{эвт}$  – температура плавления неравновесной эвтектики  $\gamma+\gamma'$ ;  $T_S$  – температура солидус;  $T_L$  – температура ликвидус;  $\Delta E$  – параметр сплава, рассчитанный по методу баланса легирования;  $Md(\gamma)$  – параметр  $\gamma$ -твердого раствора сплава, рассчитанный по методу New PHACOMP;  $SI$  – параметр  $\gamma'$ -фазы, рассчитанный по методу индекса растворимости;  $\sigma_{100}^{1000}$  и  $\sigma_{1000}^{1000}$  – 100- и 1000-часовая длительная прочность при температуре 1000°С для монокристаллов сплава с кристаллографической ориентацией <001>.

(в % по массе): 6,2 Al; 2,6 Re; 4 Mo; 3,8 Ta, а также Cr, W, Co, Ti, La.

В табл. 2 представлены расчетные и полученные экспериментальные характеристики сконструированного сплава.

Хорошая сходимости характеристик, полученных расчетным методом, с экспериментальными данными позволяет сделать вывод о том, что установлен оптимальный состав монокристаллического жаропрочного сплава низкой плотности.

*Ростовая структура.* С целью исследования влияния технологических параметров литья на ростовую структуру монокристаллов сплава ВЖМ7, которую характеризовали расстоянием между осями дендритов первого порядка ( $\lambda$ ), объемными долями литейных микропор ( $V_{пор}$ ) и выделений эвтектики  $\gamma+\gamma'$  ( $V_{эвт}$ ), на промышленной автоматизированной установке для направленной кристаллизации УВНК-9А выполнены плавки с варьированием наиболее важных технологических параметров, таких как:

–  $T_{н.н}$  – температура нижнего нагревателя печи подогрева форм установки;

–  $T_{зал}$  – температура расплава в плавильном тигле установки перед заливкой в керамическую форму;

– скорость кристаллизации  $R$  – скорость погружения формы с расплавом из зоны нагрева в жидкометаллический охладитель.

Другие параметры технологического процесса литья при этом оставались неизменными.

Методом оптической количественной металлографии установлено, что выбранные технологические параметры литья существенно влияют на междендритное расстояние, тогда как объемные доли литейных пор и эвтектики  $\gamma+\gamma'$  в отливках, полученных по разным режимам литья, практически не изменяются и составляют  $V_{пор}=0,02-0,04\%$  и  $V_{эвт}=2,9-5,8\%$  соответственно.

Полученные экспериментальные значения  $\lambda$  обработаны методом множественной линейной регрессии. В результате получено следующее регрессионное уравнение:

$$\lambda=313+13,3\tilde{x}_1-11,4\tilde{x}_2-37,9\tilde{x}_3 \text{ [мкм]}. \quad (5)$$

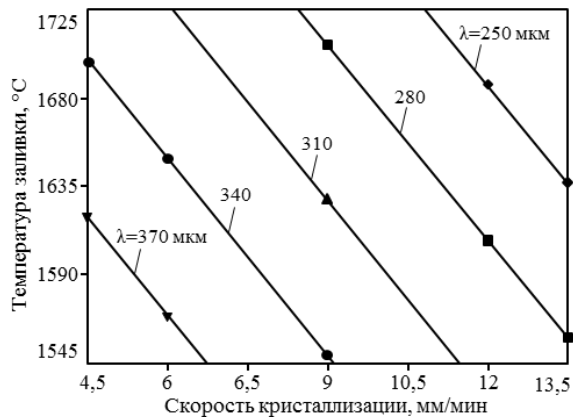


Рис. 3. Линии междендритного расстояния  $\lambda$  для монокристаллических отливок с КГО <001> из сплава ВЖМ7 в зависимости от технологических параметров литья на установке УВНК-9А

В уравнении (5) символами  $\tilde{x}_1$ ,  $\tilde{x}_2$  и  $\tilde{x}_3$  обозначены кодовые значения параметров литья соответственно  $T_{н.н}$ ,  $T_{зал}$  и  $R$ . Пересчет кодовых значений параметров в фактические значения осуществляется по формуле  $\tilde{x}_i = \frac{x_i - x_0}{\Delta x_i}$ , где  $x_i$ ,  $x_0$  – текущее и среднее натуральные значения. Указанная закономерность при  $T_{н.н} = \text{const}$  в натуральных координатах представлена в виде монограммы на рис. 3.

#### Микроструктура и микросегрегация

На рис. 4 представлена микроструктура поперечных сечений полученных монокристаллических отливок из сплава ВЖМ7 с КГО <001>. Видно, что она характеризуется химической и структурной неоднородностью в пределах дендритных ячеек монокристалла, которая обусловлена дендритной сегрегацией (микросегрегацией) легирующих элементов при направленной кристаллизации и является типичной для монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов, получаемых на установках типа УВНК-9А [23, 28, 29]. В результате после направленной кристаллизации монокристаллы из сплава ВЖМ7 имеют дендритно-ячеистое строение (см. рис. 4, а). В междендритных участках присутствуют неравновесная эвтектика  $\gamma' + \gamma$  (или перитектическая фаза  $\gamma'$ ) в количестве ~3% (объемн.) и литейные микропоры (0,02% объемн.) – см. рис. 4, б. Размер и форма частиц  $\gamma'$ -фазы значительно различаются в осях дендритов и междендритных областях, в последних частицы  $\gamma'$ -фазы значительно крупнее (см. рис. 4, в, г).

Количественно микросегрегация характеризуется коэффициентом сегрегации  $K_c$  [30]:

$$K_c = n(C_{м.д} / C_{о.д.п})^n, \quad (6)$$

где  $C_{м.д}$  и  $C_{о.д.п}$  – концентрации элемента в междендритных участках и осях дендритов первого порядка соответственно,  $n = \pm 1$ .

Если  $C_{м.д} > C_{о.д.п}$ , тогда  $n = +1$  и  $K_c = (C_{м.д} / C_{о.д.п}) > 1$ . В этом случае сегрегация считается «прямой». Если  $C_{м.д} < C_{о.д.п}$ , тогда  $n = -1$  и  $K_c = -(C_{о.д.п} / C_{м.д}) < -1$ , то сегрегация считается «обратной». В табл. 3 представлены типичные значения коэффициентов микросегрегации для монокристаллических отливок из сплава ВЖМ7.

Видно, что легирующие элементы Al, Ti, Mo и Ta имеют  $K_c > 1$ , т. е. они обогащают междендритные области отливки. Другие легирующие элементы W, Re и Co показывают обратную сегрегацию ( $K_c < -1$ ). Рений – наиболее эффективный упрочняющий легирующий элемент в сплаве ВЖМ7 – значительно сегрегирует в оси дендритов ( $K_c = -2,4$ ). Закономерности микросегрегации легирующих элементов определяются видом поверхностей солидус и ликвидус на фазовых диаграммах состояния. Легирующий элемент, повышающий температуру солидус ЖНС, обогащает ось дендритов, в противном случае он концентрируется в междендритных областях. Экспериментально установлено [31], что W и Re значительно повышают температуру солидус ЖНС, кобальт повышает ее незначительно; все другие элементы (Al, Cr, Ta, Nb, Ti, V, Mo, Hf, Zr, C) понижают температуру солидус.

Химическая и структурная микронеоднородности литых монокристаллов сплава ВЖМ7 определяют последовательность протекания при нагреве основных фазовых превращений, к которым относятся растворение дисперсной  $\gamma'$ -фазы в матричном  $\gamma$ -твердом растворе, плавление эвтектической (перитектической) фазы  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -твердого раствора междендритных областей и дендритов. Все эти превращения протекают непрерывно в широком интервале температур. Полученные методом ДТА характеристические температуры указанных фазовых превращений в литом монокристалле сплава ВЖМ4 приведены в табл. 2.

Анализ структуры монокристаллических отливок сплава ВЖМ7 после термической обработки показал, что в структуре монокристаллов сплава достигнуто практически полное устранение сегрегации легирующих элементов за исключением рения, коэффициент сегрегации которого понижился (в абсолютном значении) с 2,4 (в литом состоянии) до 1,3 после термообработки. Распределение частиц  $\gamma'$ -фазы в материале дендритов и междендритных участках после термообработки приобретает псевдорегулярный характер, размер частиц составляет 0,4–0,5 мкм, а огранка частиц становится близкой к кубической (рис. 5, а).

Неравновесные фазы полностью растворились (доля остаточной эвтектики  $\gamma + \gamma'$  менее 0,04%). Структура отливок из сплава ВЖМ7 после ГИП и последующей термообработки характеризуется пониженной (в 5–6 раз) микропористостью.

В микроструктуре обработанных таким образом отливок сплава ВЖМ7 обнаружены наноразмерные частицы  $\gamma'$ -фазы (наноструктурная состав-

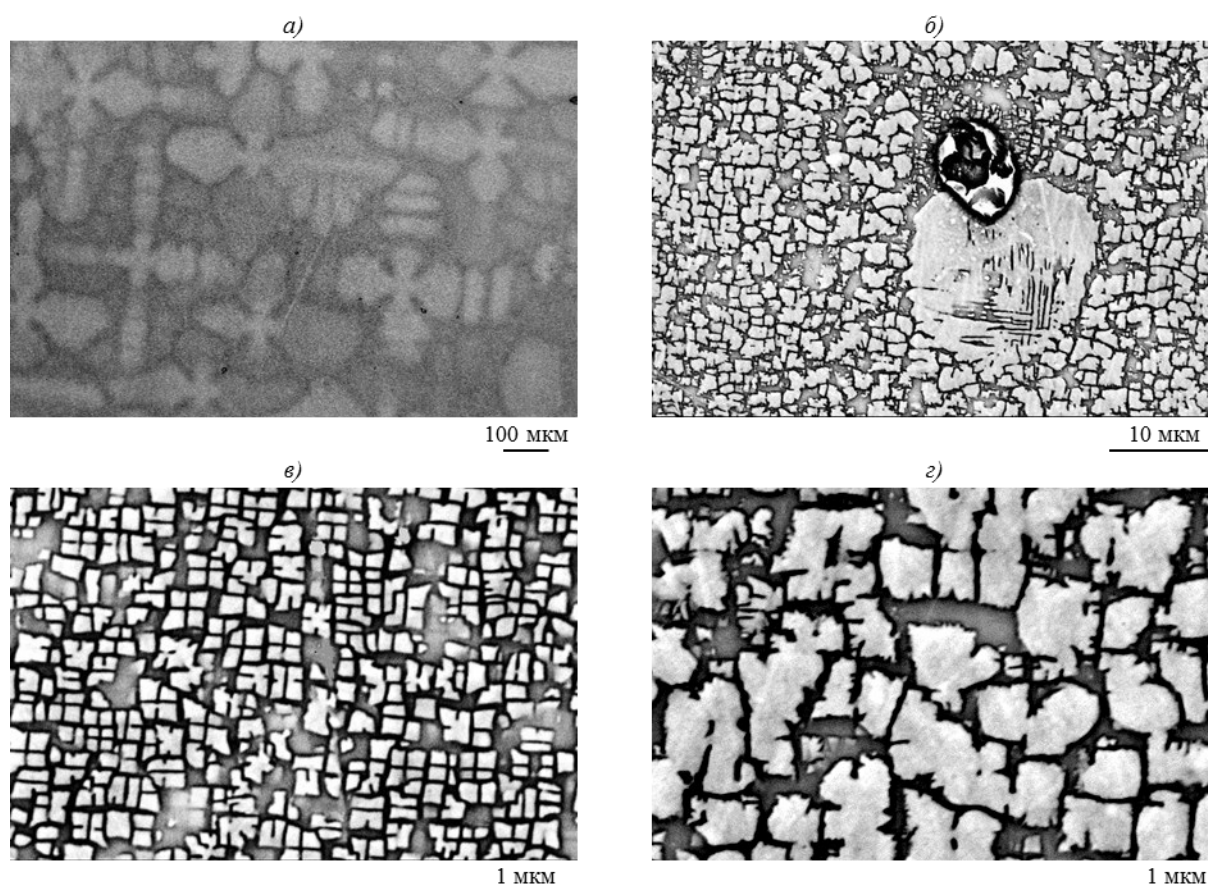


Рис. 4. Структура монокристаллического сплава ВЖМ7 с КГО <001> после литья (поперечное сечение), РЭМ: а – дендритно-ячеистая структура; б – литейная микропора и эвтектическая  $\gamma'$ -фаза в междендритном участке; в –  $\gamma'$ -фаза в оси дендрита первого порядка; г –  $\gamma'$ -фаза в междендритном участке

Таблица 3

**Локальный химический состав и коэффициенты сегрегации легирующих элементов в монокристаллических отливках из сплава ВЖМ7 после литья**

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе), и коэффициенты сегрегации $K_c$								
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	W	Re
Ось дендрита первого порядка	5,7	0,8	5,6	9,2	64,5	4,2	2,5	3,5	4,0
Междендритный участок	6,7	1,7	5,6	8,1	64,1	5,5	4,5	2,1	1,7
$K_c$	1,2	2,1	1,0	-1,1	–	1,3	1,8	-1,7	-2,4
Эвтектическая $\gamma'$ -фаза	7,6	2,9	2,4	6,1	71,4	2,4	7,4	0,8	0

ляющая сплава ВЖМ7), расположенные в матричных нанопрослойках  $\gamma$ -твердого раствора (см. рис. 5, б, в). Избыточных фаз в структуре сплава не обнаружено.

**Паспортные характеристики сплава**

С целью получения сплава ВЖМ7 в количестве, необходимом для определения паспортных характеристик, в вакуумной индукционной печи ИСВ-035 в соответствии с ТИ1.595-16-003–2005 проведена выплавка опытно-промышленной партии этого сплава паспортного состава. Для даль-

нейших исследовательских работ после выплавки, резки и обточки получены литые прутковые (шихтовые) заготовки сплава ВЖМ7. Проведен химический анализ выплавленного сплава по основным химическим элементам и примесям. Установлено, что по основным элементам материал опытно-промышленной плавки сплава ВЖМ7 отвечает расчетному составу, а содержание примесей составляет 0,003% С, 0,0006% S, 0,0007% O, 0,0003% N и соответствует требованиям по чистоте металла, предъявляемым к монокристаллическим ЖНС.

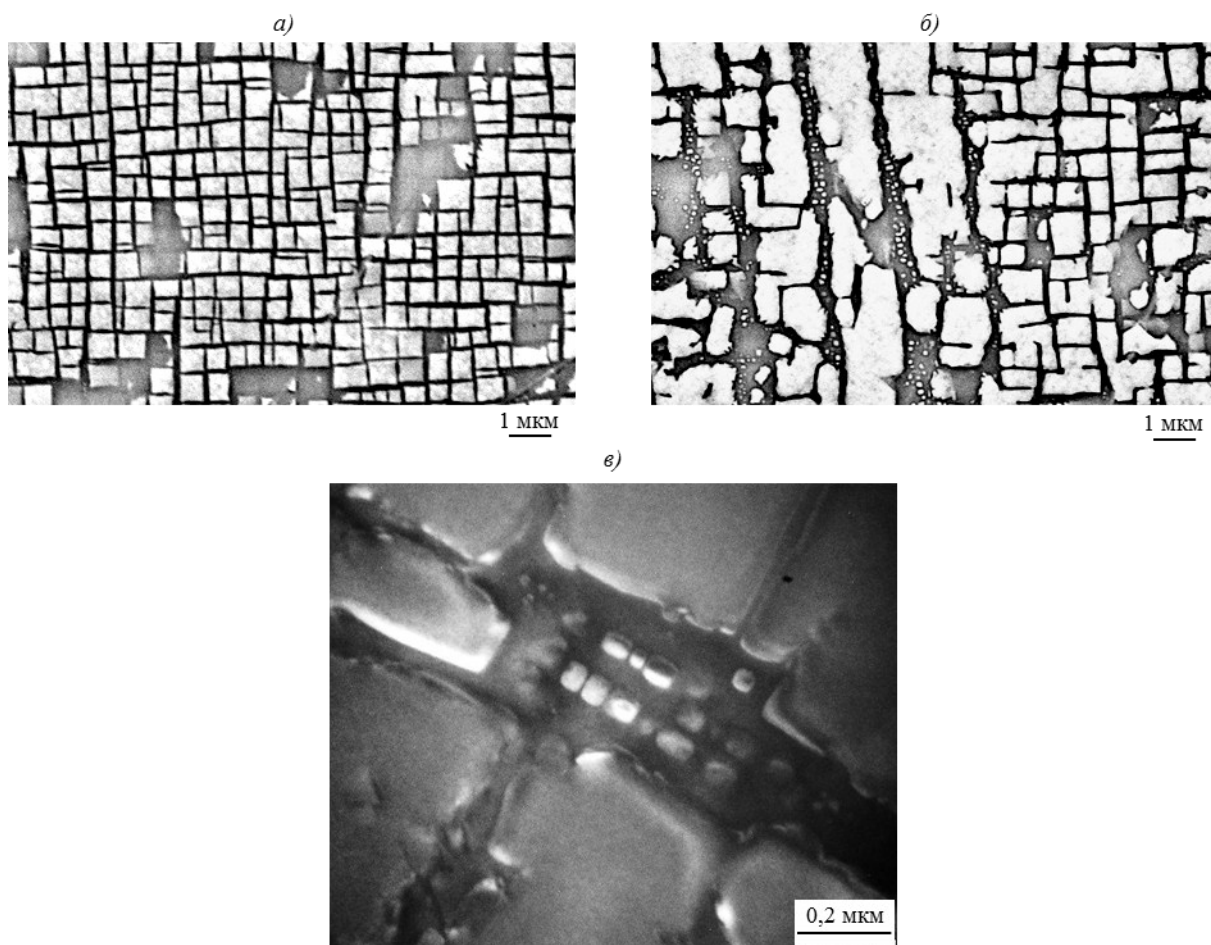


Рис. 5. Микроструктура монокристаллического сплава ВЖМ7 после горячего изостатического прессования (ГИП) и последующей термообработки – РЭМ (а, б), ПЭМ (в):

а – форма, размеры и распределение микрочастиц  $\gamma'$ -фазы в матричном  $\gamma$ -твердом растворе; б – выделения наночастиц  $\gamma'$ -фазы в прослойках  $\gamma$ -твердого раствора на границе субзерен; в – наноразмерные, упорядочено расположенные частицы  $\gamma'$ -фазы кубоидной формы в нанопрослойках  $\gamma$ -твердого раствора

Таблица 4

Механические свойства при растяжении (средние значения) сплавов ВЖМ7 и ЖС26

Сплав	Температура испытаний, °С	E, ГПа	$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$
			МПа		%	
ВЖМ7	20	129	1040	820	22	23
	700	103	1040	810	14	20
	800	96	1120	970	21	24
	900	89	905	800	33	39
	1000	80	670	620	24	46
	1100	71	410	290	45	80
	1150	–	300	285	30	70
ЖС26	20	133	912	775	16	18
	800	107	1010	873	18	22
	900	102	863	824	21	22
	1000	96	677	500	20	35
	1100	88	420	410	21	44
	1150	85	334	265	35	50



Таблица 5

## Длительная прочность монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	Температура испытаний, °С	$\sigma_{100}$	$\sigma_{500}$	$\sigma_{1000}$
		МПа		
ВЖМ7	900	430	330	290
	1000	220	160	140
	1100	120	90	80
ЖС26	900	405	300	255
	1000	190	130	110
	1100	80	53	44
ЛЕК-94*	1000	200	140	125
LDS-1101**	1000	245	180	160
	1100	150	110	–

\* Результаты получены расчетным путем по методу, приведенному в работе [21].

\*\* Результаты получены путем обработки экспериментальных данных из работы [19].

Таблица 6

## Многоцикловая и малоцикловая усталость сплава ВЖМ7

Характеристики	Температура испытания, °С		
	20	750	900
Предел выносливости на базе $2 \cdot 10^7$ цикл: – на гладких образцах ( $\sigma_{-1}$ ), МПа – на образцах с надрезом ( $\sigma_{-1}^H$ ), $r_H=0,5$ мм при $\alpha_\sigma=2,33$	270 160	– –	340 290
Малоцикловая усталость при контролируемой осевой нагрузке на базе $N=10^4$ цикл при $R=0, f=1$ Гц, на гладких образцах ( $\sigma_0$ ), МПа	–	880	–

Таблица 7

## Удельные потери массы за 30 циклов испытаний сплава ВЖМ7 после испытаний на СОК и ХК при температуре 850°С (средние значения)

Режим испытания	Удельная потеря массы, г/м <sup>2</sup>	Скорость коррозии, г/(м <sup>2</sup> ·ч)
СОК	-208,2	-6,9
ХК	-531,4	-17,7

В соответствии с ТР1.595-1-920–2011 из опытно-промышленной партии сплава ВЖМ7 на промышленной установке УВНК-9А получены отливки (диаметр 16 мм, длина 185 мм) с монокристаллической структурой с заданной КГО <001>. В соответствии с ТР1-595-1-926–2011 проведена термическая обработка, совмещенная с ГИП, отлитой партии заготовок образцов с монокристаллической структурой с заданной КГО <001>, из которых изготовлены образцы для определения паспортных характеристик кратковременной и длительной прочности, многоциклового и малоциклового усталости, теплофизических свойств, жаростойкости и коррозионной стойкости сплава ВЖМ7.

В табл. 4 представлены механические свойства при растяжении в интервале температур 20–1150°С сплава ВЖМ7. Для сравнения представлены паспортные значения характеристик кратковременной прочности и пластичности сплава ЖС26 с монокристаллической структурой <001> (сплав углеродистый, не содержит рения, плотность 8,567 г/см<sup>3</sup>).

Как следует из данных табл. 4, характер изменения пределов прочности и текучести в зависимости от температуры у сплава ВЖМ7 такой же, как и у сплава ЖС26. Видно, что в интервале 20–900°С сплав ВЖМ7 имеет слабую температурную зависимость пределов прочности и текучести. При дальнейшем повышении температуры наблюдается уменьшение этих характеристик до значений при температуре 1150°С соответственно  $\sigma_b=300$  МПа и  $\sigma_{0,2}=285$  МПа. При этом сплав ВЖМ7 имеет преимущество по этим характеристикам при температурах до 900°С. При достаточно высокой прочности сплав ВЖМ7 имеет в интервале температур 20–1150°С повышенную пластичность.

Экспериментальные данные по длительной прочности использованы для определения численных значений коэффициентов уравнения (2), по которому затем рассчитаны средние значения пределов длительной прочности сплава ВЖМ7 при температурах 900, 1000 и 1100°С на базах 100, 500 и 1000 ч. Полученные средние значения длительной прочности сплава ВЖМ7 с КГО

<001> (в сравнении с аналогичными характеристиками сплавов ЖС26, ЛЕК-94 и LDS-1101) приведены в табл. 5. Представленные данные свидетельствуют о преимуществе сплава ВЖМ7 перед сплавами ЖС26 и ЛЕК-94 во всем температурно-временном диапазоне и его конкурентоспособности со сплавом LDS-1101.

Результаты статистической обработки экспериментальных данных, полученных при испытаниях сплава ВЖМ7 на МнЦУ и МЦУ, представлены в табл. 6.

Проведены испытания на стойкость сплава ВЖМ7 с монокристаллической структурой с КГО <001> к сульфидно-оксидной (СОК) и хлоридной (ХК) коррозии при температуре 850°C, режим испытаний – циклический, общая продолжительность испытаний на СОК и ХК составляет 30 циклов. При обработке результатов испытаний определены характеристики коррозионной стойкости (СОК, ХК) при температуре 850°C образцов из сплава ВЖМ7, значения которых представлены в табл. 7.

Проведены испытания в течение 6 мес сплава ВЖМ7 на общую коррозионную стойкость в условиях камеры солевого тумана (КСТ-35), камеры тропического климата (КТК) и в условиях промышленной атмосферы (стенд под навесом). Результаты испытаний показали, что сплав ВЖМ7 обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью в условиях КСТ-35, КТК и промышленной атмосферы (стенд под навесом).

В результате испытаний на жаростойкость (при температуре 1100°C в среде воздуха) сплава ВЖМ7 с монокристаллической структурой с КГО <001> определен удельный прирост массы образцов, который составляет за 500 ч: 9,8 г/м<sup>2</sup> (среднее значение).

### Заключение

С использованием метода компьютерного конструирования разработан новый жаропрочный монокристаллический никелевый сплав ВЖМ7 низкой плотности ( $d=8,393$  г/см<sup>3</sup>) с монокристаллической структурой <001> с повышенными характеристиками прочности ( $\sigma_b^{20^\circ} = 1040$  МПа) и жаропрочности ( $\sigma_{1000}^{1000} = 220$  МПа), конкурентоспособный с отечественными (ВЖЛ20, ЖС26, ЖС36) и зарубежными сплавами-аналогами – ЛЕК94 (Германия,  $d \approx 8,3$  г/см<sup>3</sup>,  $\sigma_{1000}^{1000} \approx 200$  МПа) и LDS-1101 (США,  $d=8,56$  г/см<sup>3</sup>,  $\sigma_{1000}^{1000} \approx 245$  МПа).

Методом ДТА проведены исследования и определены температуры фазовых превращений в литых монокристаллических образцах сплава ВЖМ7: температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы

$T_{п.р.} = 1290^\circ\text{C}$ , температура плавления неравновесной эвтектики  $\gamma + \gamma'$   $T_{эвт} = 1312^\circ\text{C}$ , температура солидус  $T_s = 1323^\circ\text{C}$ , температура ликвидус  $T_L = 1387^\circ\text{C}$ .

Разработан режим термической обработки, совмещенной с ГИП, отливок с монокристаллической структурой из сплава ВЖМ7. Выпущена технологическая рекомендация ТР1-595-1-926–2011 «Термическая обработка, совмещенная с горячим изостатическим прессованием (ГИП), отливок образцов из никелевого сплава с низкой плотностью с монокристаллической структурой».

Изготовлена партия заготовок образцов с монокристаллической структурой с заданной КГО <001> из сплава ВЖМ7 и проведены исследования их структуры. Установлено, что в большинстве (~80%) полученных заготовок образцов сформировалась монокристаллическая структура с кристаллографической ориентацией, близкой к заданной с КГО <001>.

Исследованы микроструктура, структурно-фазовые характеристики, механические свойства при растяжении в интервале температур 20–1150°C, длительная прочность при температурах 900, 1000 и 1100°C, многоцикловая (при температурах 20 и 900°C) и малоцикловая (контролируемая осевая нагрузка при 750°C) усталость, стойкость к сульфидно-оксидной (СОК) и хлоридной (ХК) коррозии при температуре 850°C и жаростойкость при температуре 1100°C нового сплава ВЖМ7.

Установлено, что после термообработки, совмещенной с ГИП, исследуемый сплав в заготовках образцов имеет типичные для монокристаллических жаропрочных сплавов характеристики микроструктуры и фазового состава и характеризуется высокой структурной и химической однородностью, частицы  $\gamma'$ -фазы размером 0,4–0,5 мкм приобрели кубоидную форму и их распределение по дендритной ячейке приняло псевдорегулярный характер,  $\gamma/\gamma'$ -мисфит составляет 0,13%.

Сплав марки ВЖМ7 рекомендован к опробованию в производственных условиях для изготовления турбинных лопаток с монокристаллической структурой с кристаллографической ориентацией <001>, работающих длительно при температурах до 1100°C. Допускаются кратковременные забросы температуры до 1150°C.

Внедрение жаропрочного сплава ВЖМ7 для производства рабочих лопаток позволит уменьшить на 1,5–2% массу и увеличить в 1,5–2 раза ресурс лопаток по сравнению с серийным жаропрочным сплавом ЖС26 и обеспечит повышение надежности работы перспективных авиационных двигателей.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. /Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука. 2006. 632 с.
2. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge University Press. 2006. 372 p.
3. Erickson G.L. A new third generation single crystal, casting superalloy //J. of Metals. 1995. V. 47. №4. P. 36–39.
4. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (Часть II) //Материаловедение. 1997. №5. С. 14–17.
5. Nickel base superalloy and article: pat №5482789 US; publ. 09.01.1996.
6. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. Высокорениевые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД. М.: ВИАМ. 2004. С. 80–90.
7. Walston S., Cetel A., MacKay R., O'Hara K., Duhl D., Dreshfield R. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy /In: Superalloys–2004. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society. 2004. P. 15–24.
8. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys /In: Superalloys–2004. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society. 2004. P. 35–43.
9. Harada 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.
10. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин /В сб.: Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука. 2006. С. 98–115.
11. 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.
12. 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.
13. 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.
14. Ножницкий Ю.А. Конструктивно-технологический облик рабочих лопаток высокотемпературных турбин перспективных ГТД /В сб.: Новые технологические процессы и надежность ГТД. Вып. 7. Обеспечение прочностной надежности рабочих лопаток высокотемпературных турбин М.: ЦИАМ. 2008. С. 3–7.
15. 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.
16. Fink P.J., Miller J.L., Konitzer D.G. Rhenium reduction – alloy design using an economically strategic element //JOM: J. Miner., Metals and Mater. Soc. 2010. V. 62. №1. P. 55–57.
17. Wahl J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8 /In: 12-th International Symposium on Superalloys «Superalloys–2012». Pennsylvania. Minerals, Metals & Materials Society. 2012. P. 179–188.
18. Nickel-Basislegierung für die gießtechnische Herstellung einkristallin erstarrter Bauteile: pat. №10100790 Deutsches; publ. 18.07.2002.
19. Low density, high creep resistant single crystal superalloy for turbine airfoils: pat. №7261783 US; publ. 28.08.2007.
20. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Сидоров В.В., Ригин В.Е., Каблов Д.Е. Особенности технологии выплавки и разливки современных литейных высокожаропрочных никелевых сплавов //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 68–78.
21. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. «Высокорениевые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД». М.: ВИАМ. 2004. С. 3–21.
22. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Бурцев В.Т. Особенности выплавки ренийсодержащих безуглеродистых жаропрочных сплавов для литья монокристаллических лопаток ГТД /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. «Высокорениевые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД». М.: ВИАМ. 2004. С. 72–80.
23. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М. Технологические особенности получения монокристаллических образцов и турбинных лопаток из высококорениевых жаропрочных сплавов на установках УВНК-9 и ВИАМ-1790 /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. «Высокорениевые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД». М.: ВИАМ. 2004. С. 91–97.
24. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение. 1998. 462 с.
25. Морозова Г.И. Закономерность формирования химического состава  $\gamma'/\gamma$ -матрицы многокомпонентных никелевых сплавов //ДАН СССР. 1991. Т. 320. №6. С. 1413–1416.

- 
26. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H., Murata Y. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept //Proc. of Conf. «High Temp. Alloys for Gas Turbines and Other Applications». Dordrecht: C.R.M. 1986. P. 935–944.
  27. Ohno T., Watanabe R., Tanaka K. Development of a nickel-base single crystal superalloy containing molybdenum by an alloy designing method //J. Iron and Steel Inst. 1988. V. 74. №11. P. 133–140.
  28. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н. ВИАМ – основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 105–117.
  29. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Каблов Д.Е. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристаллов <001> высокорениевого никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации //Авиационные материалы и технологии. 2011. №4. С. 25–31.
  30. Epishin A.I., Svetlov I.L., Petrushin N.V., Loshchinin Yu.V., Link T. Segregation in single crystal nickel-base superalloys //Defect and Diffusion Forum. 2011. V. 309–310. P. 121–126.
  31. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (Часть I) //Материаловедение. 1997. №4. С. 32–39.
-