



УДК 669.018.44:669.017.165

DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-3-1-1

**УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СОСТАВА
И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК
ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО
СПЛАВА**

В.В. Герасимов

Н.В. Петрушин
доктор технических наук

Е.М. Висик
кандидат технических наук

Март 2015

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

В.В. Герасимов¹, Н.В. Петрушин¹, Е.М. Висик¹

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СОСТАВА И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА

С помощью компьютерного конструирования усовершенствован химический состав монокристаллического жаропрочного интерметаллидного сплава на основе никеля с кристаллографической ориентацией (КГО) $\langle 111 \rangle$, обладающего высоким комплексом служебных свойств: плотность $8,0 \text{ г/см}^3$, $\sigma_{100}^{1100} = 130 \text{ МПа}$, $\sigma_{100}^{1200} = 53 \text{ МПа}$, $\sigma_{-1}^{900} = 370 \text{ МПа}$ на базе $2 \cdot 10^7$ циклов. Разработаны технологические параметры литья монокристаллических малогабаритных неохлаждаемых рабочих лопаток ГТД с КГО $\langle 111 \rangle$ из этого сплава. Получены опытные партии малогабаритных неохлаждаемых рабочих лопаток с выходом годных по монокристаллической структуре не менее 95% – в условиях опытно-промышленного производства ВИАМ и 80% – в производственных условиях машиностроительного предприятия.

Ключевые слова: жаропрочные интерметаллидные сплавы, монокристаллы, механические свойства, технология литья, компьютерное конструирование сплавов.

V.V. Gerasimov, N.V. Petrushin, E.M. Visik

IMPROVEMENT OF CASTING TECHNOLOGY AND COMPOSITION OF SINGLE CRYSTAL BLADES MADE OF HEAT-RESISTANT INTERMETALLIC ALLOY

CAD was used to improve chemical composition of single crystal intermetallic Ni-based superalloy with crystallographic orientation (CGO) $\langle 111 \rangle$ providing an attractive combination of operation properties: density – $8,0 \text{ g/cm}^3$; long-term strength – 130 MPa at 1100°C and 53 MPa at 1200°C and $\sigma_{-1} = 370 \text{ MPa}$ at 900°C on the base of $2 \cdot 10^7$ cycles. The process parameters for casting of uncooled single crystal small-sized rotor blades of GTE with CGO $\langle 111 \rangle$ from the above alloy were developed. Experimental lots of uncooled small-sized rotor blades were produced with the single crystal structure yield at least 95% under conditions of pilot production at VIAM and 80% - under industrial conditions.

Keywords: heat-resistant intermetallic alloys, single crystals, mechanical properties, casting technology, CAD of alloys.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific

Введение

Без применения новых материалов и технологий производства из них деталей газотурбинных двигателей (ГТД) невозможно обеспечить повышенный уровень требований к турбинным лопаткам перспективных ГТД [1]. Одним из перспективных направлений повышения эксплуатационных характеристик турбинных лопаток – наиболее нагруженных деталей ГТД – является применение направленной кристаллизации для получения лопаток с монокристаллической структурой из жаропрочных интерметаллидных сплавов [2–5]. Отечественная технология монокристаллического литья турбинных лопаток, разработанная в ВИАМ, основана на применении промышленных установок для направленной кристаллизации типа УВНК-9 с охлаждением керамических форм с кристаллизующим сплавом в жидком алюминии (метод LMC – Liquid Metal Cooling, осевой градиент температуры перед фронтом роста $\sim 60^\circ\text{C}/\text{см}$, скорость кристаллизации 0,5–0,8 см/мин). Для формирования монокристаллического строения лопатки с заданной кристаллографической ориентацией (КГО) используются специальные затравочные монокристаллы (затравки) из сплава системы Ni–W с температурой плавления на $\sim 160^\circ\text{C}$ выше температуры солидус жаропрочного сплава [6–8]. Использование затравочной технологии литья позволяет получить монокристаллические отливки с любой заданной ориентацией – как в аксиальном, так и в азимутальном направлениях.

К жаропрочным интерметаллидным сплавам, разработанным в ВИАМ и предназначенным для изготовления лопаток, относятся многокомпонентные сплавы на основе никеля (типа ВКНА) с гетерофазной структурой ($\gamma'+\gamma$), где γ' -фаза – на основе интерметаллида Ni_3Al , γ -фаза – никелевый многокомпонентный твердый раствор [9–11]. Сплавы типа ВКНА, легированные алюминием в количестве 8–9% (по массе), объемная доля γ' -фазы в которых достигает 80–90%, отличаются пониженной по сравнению со сплавами типа ЖС плотностью и стабильностью структурно-фазовых характеристик, что обеспечивает сопротивление высокотемпературной ползучести и окислению, а также работоспособность материала до 1250°C . Важным направлением совершенствования этих сплавов с целью повышения их эксплуатационных свойств является метод компьютерного конструирования, заменивший существовавший ранее малоэффективный способ подбора легирующих компонентов методом «проб и ошибок» [12–16].

В данной работе представлены результаты конструирования нового интерметаллидного сплава на основе никеля (типа ВКНА-25) и отработки технологического процесса литья малогабаритных неохлаждаемых рабочих монокристаллических лопаток из этого сплава с КГО <111> в условиях опытно-промышленного производства ВИАМ и литья опытных партий таких лопаток в производственных условиях машиностроительного предприятия.

Материалы и методы

Поиск композиции нового сплава проводился методом компьютерного конструирования [14, 16] на базе системы легирования жаропрочного интерметаллидного сплава ВКНА-25, химический состав которого приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав жаропрочного интерметаллидного сплава

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)							
	Ni	Al	Co	Cr	W	Ti	Mo	Re
ВКНА-25	Основ а	8,1–8,6	4,0–5,0	5,6–6,0	2,5–3,5	0,3–0,7	4,5–5,5	1,2–1,6

Выбраны основные параметры, закладываемые в расчет:

- плотность менее 8,0 г/см³;
- объемное содержание γ' -фазы >80%;
- параметр кристаллической решетки γ' -фазы >0,357 нм;
- температура солидус >1330°C;
- приемлемая фазовая стабильность сплава.

Указанные значения характеристик, определяющих высокую работоспособность и сопротивление ползучести монокристаллических интерметаллидных сплавов на основе никеля, достигнуты при использовании принципов сбалансированного легирования [12–17]. К ним можно отнести следующие положения:

- объемное содержание γ' -фазы для упрочнения матричного γ -твердого раствора должно быть максимальным;
- температура плавления фаз эвтектического (перитектического) происхождения ($T_{эвт}$) должна быть максимальной;
- температура солидус (T_S) должна быть максимальной: если легирование сплава повышает T_S , то диффузионная подвижность атомов в таком сплаве будет ниже;

– для достижения высоких значений прочности и сопротивления ползучести, период кристаллических решеток γ -твердого раствора и γ' -фазы должен быть максимальным, а период решетки γ -твердого раствора – больше, чем у γ' -фазы;

– сведение к минимуму сбалансированного суммарного содержания «тяжелых» тугоплавких металлов (W, Ta, Mo) – для уменьшения плотности сплава;

– исключение из системы легирования таких элементов, как Ti, Nb и Hf – для уменьшения объемного содержания неравновесных фаз эвтектического (перитектического) происхождения и повышения температуры солидус сплава;

– введение в систему легирования сплава Ta, в наибольшей степени повышающего период кристаллических решеток γ' -фазы и γ -твердого раствора.

Алгоритм поиска композиции конструируемого сплава

В выбранной системе легирования Ni–Al–Cr–Ta–Co–Mo–W–Re концентрации компонентов задавали в соответствии с матрицей полного факторного эксперимента типа 2^n+1 , где n – количество переменных факторов, равное 4. В качестве переменных факторов (легирующих элементов) выбраны Cr, Ta, W и Mo. Концентрации других компонентов (Al, Co, Re) выбранной системы легирования сплава оставались постоянными и соответствовали их концентрациям в сплаве ВКНА-25. Далее в компьютерном эксперименте проводили оценку сбалансированности химического состава всех 2^n+1 вариантов сплава, которую определяли параметром ΔE [17]:

$$\Delta E = E_{\text{сплав}} - E_0, \quad (1)$$

где $E_0 = 0,036A_{\text{сплав}} + 6,28$; $E_{\text{сплав}} = \sum_{i=1}^n E_i C_i$; $A_{\text{сплав}} = \sum_{i=1}^n A_i C_i$; A_i , E_i и C_i – соответственно

атомная масса, количество валентных электронов и атомная доля i -го элемента в сплаве; n – число компонентов, включая основу сплава.

Значения параметров A , E и Md для химических элементов (i) приведены в табл. 2.

Таблица 2

Параметры компонентов конструируемого сплава

Параметр	Значения параметров для химических элементов							
	Al	Cr	Mo	W	Ta	Co	Re	Ni
A	26,98	52	95,94	183,85	180,95	59,93	186,21	58,69
E	3	6	6	6	5	9	7	10
Md	1,9	1,142	1,55	1,655	2,224	0,777	1,267	0,717

В координатах « E_0 – $A_{\text{сплав}}$ » параметр E_0 определяет границу фазовой стабильности жаропрочного никелевого сплава. Обычно литейные жаропрочные никелевые сплавы, в том числе интерметаллидные сплавы типа ВКНА, имеют значение параметра $E_{\text{сплав}}$, отличающееся от E_0 на величину $\pm\Delta E$, называемую «дисбалансом легирования». Величина и знак ΔE определяют склонность жаропрочных никелевых сплавов к образованию нежелательных фаз. Например, в сплавах с большим отрицательным дисбалансом легирования ($\Delta E < 0$) велика вероятность образования карбидов типа M_6C , α -фаз на основе W и Mo, а также топологически плотноупакованных фаз. Сплавы с $\Delta E > 0$ склонны к образованию фаз типа Ni_3Ti , Ni_3Nb и эвтектических (перитектических) фаз на основе Ni_3Al . Если $\Delta E = 0$, сплав считается сбалансированным. В данной работе химический состав интерметаллидного сплава на основе никеля считали сбалансированным (т. е. сплав состоял только из γ' - и γ -фаз), если для него выполнялось условие $\Delta E \geq 0$.

Для дополнительной оценки склонности составов всех $2^n + 1$ вариантов интерметаллидного сплава к фазовой нестабильности, в работе также использовали известный расчетный метод New PHACOMP (Md) [18]. Прогноз фазовой нестабильности по методу New PHACOMP (Md) осуществляли путем сопоставления рассчитанного значения параметра $(Md)_\gamma$ для γ -твердого раствора с критической величиной $(Md)_{\text{крит}}$, полученной экспериментально. В работе принимали, что композиция сплава, которая удовлетворяла условию $(Md)_\gamma \leq (Md)_{\text{крит}}$ (при $(Md)_{\text{крит}} = 0,98$), является фазово-стабильной. Величину $(Md)_\gamma$ вычисляли по формуле (значения $(Md)_i$ для элементов (i) – см. табл. 2):

$$(Md)_\gamma = \sum_{i=1}^n C_i (Md)_i, \quad (2)$$

где C_i – атомная доля i -го элемента в γ -фазе сплава; n – число элементов, включая основу фазы.

Для выбранных фазово-стабильных композиций, определяемых параметрами $(Md)_\gamma$ и ΔE (при $\Delta E \geq 0$; $(Md)_\gamma \leq 0,98$), рассчитывали физико-химические, структурно-фазовые и механические характеристики. С учетом достигнутых расчетным путем значений этих характеристик для фазово-стабильных композиций, выбирали интерметаллидный сплав для экспериментальных исследований.

Сплав выбранной композиции получали вакуумно-индукционной плавкой. Затем на установке УВНК-9А с компьютерной системой управления отливали

цилиндрические заготовки образцов (диаметр 16 мм, длина 185 мм) с монокристаллической структурой с аксиальным направлением, близким к КГО <111>.

С этой целью были использованы «девятипальчиковые» керамические оболочковые формы с восьмью слоями огнеупорного покрытия, собранные в керамический блок. Каждая «пальчиковая» форма имела в нижнем основании затравочную полость, в которую перед плавкой устанавливалась тугоплавкая затравка из сплава системы Ni–W с заранее проверенной КГО <111>. В печи подогрева форм установки УВНК-9А одновременно размещаются два блока таких форм, в которые заливается расплав. За один производственный цикл получали 18 цилиндрических отливок образцов.

Для обеспечения выхода годных по монокристаллической структуре отливок с заданной КГО, в работе определены следующие параметры технологического процесса литья:

- скорость и температура нагрева керамических форм до заливки в них расплава;
- величина перегрева расплава и температура его заливки в формы;
- местоположение затравок в керамических формах относительно нагревателей установки;
- скорость перемещения форм с расплавом из зоны нагрева в зону охлаждения.

Определение КГО полученных монокристаллических отливок из интерметаллидного сплава осуществляли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3. Исследования микроструктуры сплава проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM-840.

Образцы сплава для механических испытаний при растяжении, на длительную прочность и многоцикловую усталость (МнЦУ), которые проводили по стандартным методикам, изготовлены из цилиндрических литых отливок монокристаллического строения, главная ось которых совпадала с КГО <111> (в пределах допуска 10 град).

Испытания при растяжении для определения характеристик кратковременной прочности и пластичности проводили при температуре 1200°С. Испытания на длительную прочность проводили при температурах 1100 и 1200°С в воздушной атмосфере без жаростойкого покрытия на поверхности образцов.

Обработку результатов испытаний на длительную прочность осуществляли с использованием параметрического уравнения Ларсона–Миллера:

$$P=(20+\lg\tau_p)T, \quad (3)$$

где P – параметр Ларсона–Миллера; τ_p – время до разрушения, ч; T – температура, К.

Испытания на МнЦУ (чистый изгиб) проводили при температуре 900°C при вращении гладких образцов, цикл нагружения – симметричный ($R=-1$) синусоидальной формы, частота цикла f составляла 50 Гц. Результаты испытаний на МнЦУ обрабатывались методом математической статистики – использовали линейный регрессионный анализ с одной независимой переменной:

$$N\sigma^k=A, \quad (4)$$

где N – число циклов до разрушения при заданном напряжении σ ; k и A – постоянные, определяемые экспериментально.

Результаты и обсуждения

На основе расчетов определен состав композиции, обеспечивающий в выбранной системе легирования заданные условия конструирования для большинства оптимизирующих параметров и характеристик интерметаллидного сплава. Выбранный двухфазный ($\gamma'+\gamma$)-сплав содержит 1,3% (по массе) Та и имеет более низкие, чем у сплава ВКНА-25, концентрации Сг и W (далее – сплав 09-73). В табл. 3 представлены рассчитанные значения характеристик сконструированного сплава и сплава-аналога ВКНА-25.

Таблица 3

Физико-химические и структурно-фазовые характеристики жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе никеля

Характеристики	Значения характеристик сплавов	
	разрабатываемого 09-73	аналога ВКНА-25
Физико-химические:		
d , г/см ³	8,05	8,01
$T_{эвт}$, °С	1330	1317
T_S , °С	1336	1328
T_L , °С	1411	1391
Структурно-фазовые:		
F_0 , % (объемн.)	87	82
$a_{\gamma'}$, нм	0,3574	0,3574
a_{γ} , нм	0,3594	0,3602
Параметры фазовой стабильности:		
ΔE	0,057	0,022
$(Md)_{\gamma}$	0,962	0,995
Длительная прочность:		
$\sigma_{100}^{1000^{\circ}}$, МПа	153	147
$\sigma_{1000}^{1000^{\circ}}$, МПа	119	123

Примечание: d – плотность; $T_{эвт}$ – температура плавления эвтектической (перитектической) γ' -фазы; T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус; F_0 – количество γ' -фазы ($\leq 850^{\circ}\text{C}$);

$\sigma_{100}^{1000^{\circ}}$, $\sigma_{1000}^{1000^{\circ}}$ – соответственно 100- и 1000-часовая длительная прочность при температуре 1000°C для монокристаллов сплава с ориентацией $\langle 001 \rangle$, $a_{\gamma'}$ и a_{γ} – периоды кристаллических решеток γ' и γ соответственно.

Микроструктура

Отливки из разрабатываемого сплава после литья имели типичную для монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов с КГО $\langle 111 \rangle$ структуру дендритно-ячеистого строения, в которой первично кристаллизующей фазой является γ -твердый раствор в виде дендритов (рис. 1, а). Вследствие микроликвации легирующих элементов в процессе направленной кристаллизации исследуемого сплава в пределах дендритных ячеек монокристаллических отливок наблюдается химическая и структурная неоднородность. Размер и форма частиц γ' -фазы значительно различаются в осях дендритов (см. рис. 1, б) и междендритных областях (см. рис. 1, в), в последних частицы γ' -фазы в 3–5 раз крупнее, чем в осях дендритов.

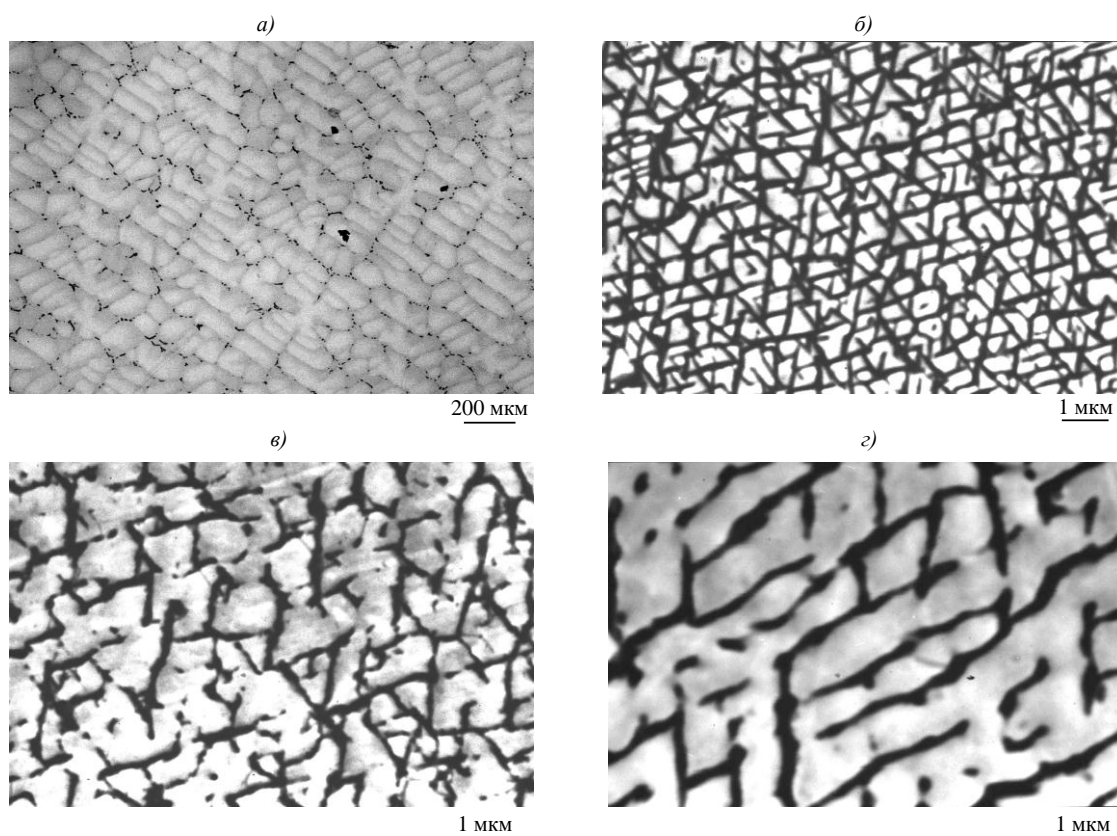


Рис. 1. Структура монокристалла интерметаллидного сплава 09-73 с аксиальной КГО $\langle 111 \rangle$ после направленной кристаллизации:

a – дендритно-ячеистая структура; b – частицы γ' -фазы в оси дендрита первого порядка; v – частицы γ' -фазы в междендритном участке; z – рафт-микроструктура γ' -фазы после испытаний на длительную прочность при 1200°C ($\tau_p=257$ ч)

Установлено, что в процессе высокотемпературных испытаний на длительную прочность монокристаллы интерметаллидного сплава претерпевают существенную эволюцию микроструктуры. Частицы γ' -фазы срашиваются в пластины (так называемая рафт-микроструктура, см. рис. 1, z), в результате специфической коагуляции. Затем происходит огрубление рафт-микроструктуры и на последней стадии ползучести (перед разрушением) она претерпевает топологическую инверсию, т. е. срашивающиеся в процессе ползучести пластины γ' -фазы образуют односвязную матрицу, а ранее односвязный матричный γ -твердый раствор – изолированные друг от друга прослойки. Других фаз, кроме γ' и γ , в структуре сплава после длительных высокотемпературных испытаний не обнаружено, что свидетельствует о высокой фазовой стабильности нового сплава.

Механические свойства

По результатам испытаний при растяжении при температуре 1200°C определены значения характеристик кратковременной прочности и пластичности монокристаллов сконструированного интерметаллидного сплава на основе никеля 09-73 с КГО <111>, представленные в табл. 4. Для сравнения приведены паспортные значения аналогичных характеристик сплава с монокристаллической структурой ВКНА-25 с КГО <111>.

Таблица 4

Механические свойства при растяжении при температуре 1200°C сплавов 09-73 и ВКНА-25

Сплав	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
	МПа		%	
09-73	280	260	6	5
ВКНА-25	180	170	20	39

По данным табл. 4 видно, что сплав 09-73 при температуре 1200°C обладает более высокой прочностью и меньшей пластичностью, чем сплав ВКНА-25.

Экспериментальные данные по длительной прочности использованы для определения в уравнении (3) численных значений параметра Ларсона–Миллера, по которым рассчитаны средние значения длительной прочности при температурах 1100 и

1200°С на базе 100 ч интерметаллидного сплава на основе никеля 09-73 с КГО <111> (табл. 5).

Таблица 5

Длительная прочность и многоцикловая усталость сплавов 09-73 и ВКНА-25

Сплав	$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{100}, \text{МПа}$	МнЦУ: $\sigma_{-1}, \text{МПа}$, на базе $2 \cdot 10^7$ циклов (при $R=-1; f=50 \text{ Гц}$)
09-73	900	–	370
	1100	130	–
	1200	53	–
ВКНА-25	900	–	370
	1100	130	–
	1200	48	–

По данным табл. 5 видно, что сплав 09-73 по длительной прочности превосходит сплав-аналог ВКНА-25.

Экспериментальные данные по многоцикловой усталости использованы для определения численных значений коэффициентов в уравнении (4), по которому затем проведена оценка предела выносливости σ_{-1} на базе $2 \cdot 10^7$ циклов. Полученное значение σ_{-1} для сплава 09-73 с КГО <111> (см. табл. 5) оказалось таким же, как и для сплава ВКНА-25 с КГО <111>.

Технологические свойства, отливка лопаток

Оценку технологичности интерметаллидного сплава 09-73 проводили при отработке технологии литья из этого сплава малогабаритных неохлаждаемых рабочих монокристаллических лопаток с КГО <111> в условиях опытно-промышленного производства ВИАМ и в производственных условиях машиностроительного предприятия. Для этого разработаны конструкции литейных блоков малогабаритных лопаток ГТД, обеспечивающие получение монокристаллических лопаток заданной кристаллографической ориентации. Ввиду малых размеров деталей разработаны одно-, двух- и трехъярусные конструкции литниково-питающих систем для блоков малоразмерных рабочих и сопловых лопаток ГТД со стартовыми основаниями, затравочными гнездами и кристалловодами.

Отливку лопаток проводили в ВИАМ на установке УВНК-9А, а в заводских условиях – на установке ВИП-НК (рис. 2). Обе установки имеют двухуровневую систему компьютерного управления. Однако система управления установки УВНК-9А обладает на порядок бóльшими оперативностью изменения и контроля всех технологических параметров процесса, информативностью для оператора, логической доступностью для обслуживающего персонала и одновременным представлением параметров как в графической, так и в цифровой форме.



Рис. 2. Установки ВИП-НК (а) и УВНК-9А (б) для производства монокристаллических отливок образцов и лопаток

Мнемосхема установки УВНК-9А с компьютерным управлением, на экране которой в любой момент «окно» со схемой установки можно переключить на «окно» с графиками изменения температур в масштабе реального времени, представлена на рис. 3. На левой половине экрана – схема продольного сечения установки с указанием элементов вакуумной системы, приводов горизонтального перемещения, глубины вакуума, на правой половине экрана – схема поперечного сечения установки с указанием температур нагревателей, скорости и пути перемещения форм и «окно технолога».

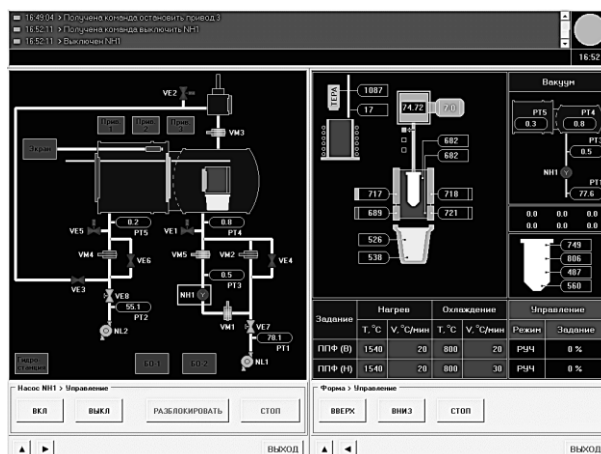


Рис. 3. Мнемосхема установки УВНК-9А с компьютерным управлением

Процессы плавки и заливки малогабаритных неохлаждаемых лопаток из нового интерметаллидного сплава, а также последующей направленной кристаллизации осуществляли в вакууме при давлении $\sim 5 \cdot 10^{-1}$ Па. Шихтовую заготовку из сплава расплавляли в плавильном индукционном тигле и нагревали до температуры 1590°C . Далее расплав заливали в нагретый до рабочих температур ($1570 \pm 10^\circ\text{C}$) блок керамических форм, после чего осуществляли процесс направленной кристаллизации со скоростью погружения в кристаллизатор 8–10 мм/мин.

По окончании процесса кристаллизации холодный блок керамических форм с закристаллизовавшимся сплавом извлекали из установки и удаляли керамическую оболочку. От полученных отливок отрезали стартовые конусы и проводили контроль их кристаллографической ориентации.

По результатам визуального контроля макроструктуры и дифрактометрического определения кристаллографической ориентации монокристаллических отливок полученных опытных партий лопаток установлено, что выход годных по макроструктуре отливок с отклонением от КГО $\langle 111 \rangle$ не более 10 град составил: 95% – для лопаток, полученных в условиях ВИАМ, и 80% – для лопаток, полученных в заводских условиях.

Внешний вид модельных блоков, керамических форм и полученных лопаток из конструируемого интерметаллидного сплава представлен на рис. 4 и 5.

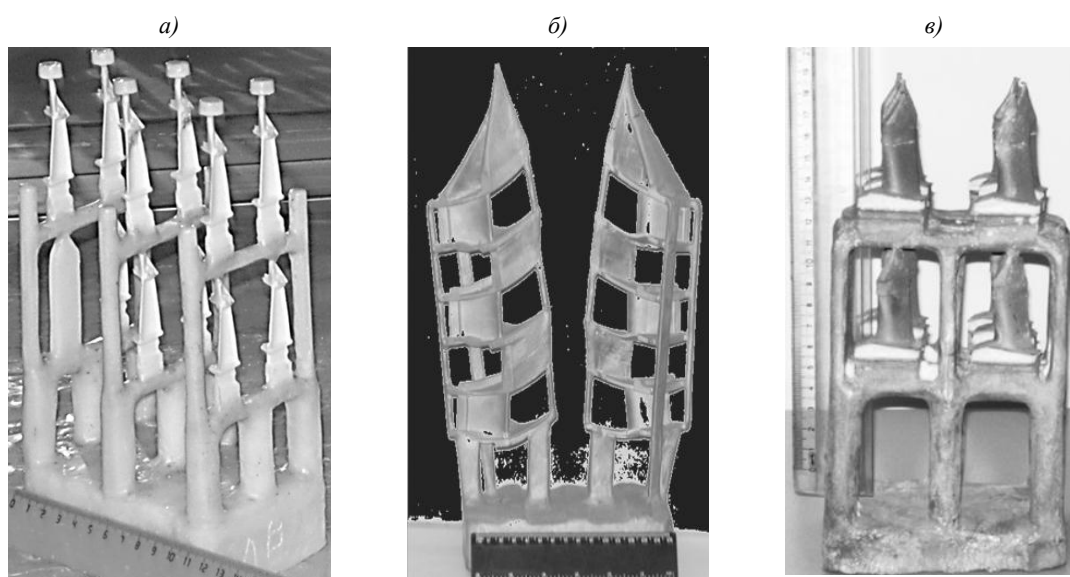


Рис. 4. Внешний вид модельного блока (а), блоков малоразмерных сопловых (б) и рабочих лопаток (в) из нового интерметаллидного сплава, изготовленных в условиях опытно-промышленного производства ВИАМ

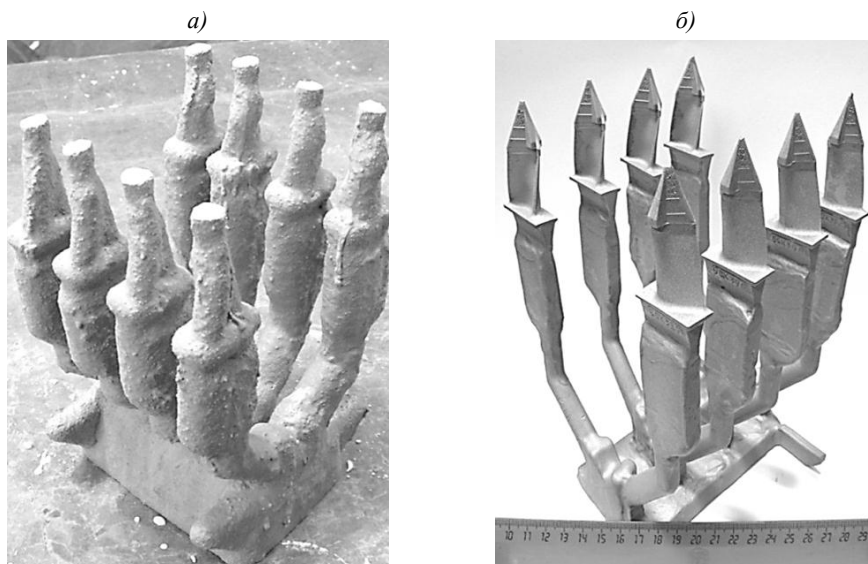


Рис. 5. Внешний вид блоков керамических форм (а) и малогабаритных рабочих лопаток (б) из нового интерметаллидного сплава, изготовленных в производственных условиях машиностроительного предприятия

Результаты исследований микроструктуры литых монокристаллических лопаток из разрабатываемого интерметаллидного сплава показали, что при направленной кристаллизации в них формируется дисперсная дендритная структура, характерная для монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов с КГО $\langle 111 \rangle$, с междендритным расстоянием 250 мкм в пере лопатки и 290 мкм – в замке. Таким образом, разработанные режимы литья лопаток обеспечивают высокие скорости охлаждения при кристаллизации нового интерметаллидного сплава [19].

Заключение

На основе расчетов фазового состава, температур солидус и ликвидус, параметров кристаллических решеток γ' - и γ -фаз, плотности, параметров фазовой стабильности жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе никеля сконструирован новый интерметаллидный сплав типа ВКНА-25 для производства турбинных неохлаждаемых монокристаллических лопаток с кристаллографической

ориентацией $\langle 111 \rangle$, обладающий повышенными характеристиками высокотемпературной кратковременной и длительной прочности. Для улучшения фазовой стабильности суммарное содержание тугоплавких металлов (W, Ta, Mo) в сплаве сведено к минимуму.

Экспериментально определены характеристики кратковременной прочности и пластичности при температуре 1200°C, длительной прочности при температурах 1100 и 1200°C (на базе 100 ч) и многоциклового усталости при температуре 900°C (на базе $2 \cdot 10^7$ циклов) нового интерметаллидного сплава ($d=8,0$ г/см³).

На установке УВНК-9А отработаны температурно-скоростные режимы литья монокристаллических отливок образцов и малогабаритных неохлаждаемых лопаток ГТД из нового интерметаллидного сплава с КГО $\langle 111 \rangle$.

Получены опытные партии малогабаритных неохлаждаемых лопаток с выходом годных по монокристаллической структуре не менее 95% – в условиях опытно-промышленного производства ВИАМ и 80% – в производственных условиях машиностроительного предприятия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
2. Бунтушкин В.П., Базылева О.А. Литейные жаропрочные сплавы на основе интерметаллида никеля и их применение для высокотемпературных деталей ГТД /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. «Высокожаропрочные материалы для современных и перспективных газотурбинных двигателей и прогрессивные технологии их производства». М.: ВИАМ. 2003. С. 18–24.
3. Герасимов В.В., Висик Е.М. Технологические аспекты литья деталей горячего тракта ГТД из интерметаллидных никелевых сплавов типа ВКНА с монокристаллической структурой //Литейщик России. 2012. №2. С. 19–23.
4. Герасимов В.В., Висик Е.М., Никитин В.А., Зернова М.Г. Опыт освоения технологии литья секторов сопловых лопаток с монокристаллической структурой из сплава ВКНА-4У //Авиационные материалы и технологии. 2012. №4. С. 13–18.
5. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов с повышенным температурным градиентом //МиТОМ. 2002. №7. С. 20–23.

6. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М. Технологические особенности получения монокристаллических образцов и турбинных лопаток из высокорениевых жаропрочных сплавов на установках УВНК-9 и ВИАМ-1790 /В сб.: Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука. 2006. С. 185–183.
7. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н. ВИАМ – основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 105–117.
8. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 57–60.
9. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Герасимов В.В., Тимофеева О.Б. Жаропрочные сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al /В сб. трудов Международной науч.-технич. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение». М.: ВИАМ. 2006. С. 71–75.
10. 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.
11. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД //Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 01 (viam-works.ru).
12. 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.
13. 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. 14–16.
14. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов /В сб.: Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука. 2006. С. 56–78.
15. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.

16. Петрушин Н.В., Чабина Е.Б., Назаркин Р.М. Конструирование жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе γ' -фазы с высокой температурой плавления. Часть 2. //МиТОМ. 2012. №3 (681). С. 20–23.
17. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов //МиТОМ. 2012. №12 (690). С. 52–56.
18. Zhang J.S., Hu Z.Q., Murata Y., Morinaga M., Yukawa N. Design and development of hot corrosion-resistant nickel-base single-crystal superalloys by the d-electrons alloy design theory: Part II. Characterization of the phase stability //Metallurgical Transaction A. 1993. V. 24. P. 2443–2450.
19. Герасимов В.В., Висик Е.М., Колядов Е.В. Взаимосвязь формы фронта кристаллизации со структурой жаропрочных сплавов в процессе направленной кристаллизации //Труды ВИАМ. 2014. №6. Ст. 02 (viam-works.ru).

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Strategicheskie napravlenija razvitija materialov i tehnologij ih perera-botki na period do 2030 goda [Strategic directions of development of materials and technologies to process them for the period up to 2030] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 7–17.
2. Buntushkin V.P., Bazyleva O.A. Litejnye zharoprochnye splavy na osnove intermetallida nikelja i ih primenenie dlja vysokotemperaturnyh detalej GTD [Casting superalloys based intermetallic nickel and their application to high-GTE parts] /V sb.: Aviacionnye materialy i tehnologii. Vyp. «Vysokozharoprochnye materialy dlja sovremennyh i perspektivnyh gazoturbinnnyh dvigatelej i progressivnye tehnologii ih proizvodstva». M.: VIAM. 2003. S. 18–24.
3. Gerasimov V.V., Visik E.M. Tehnologicheskie aspekty lit'ja detalej gorjachego trakta GTD iz intermetallidnyh nikel'nyh spлавov tipa VKNA s monokristallicheskoj strukturoj [Technological aspects of the casting of turbine engine hot section of the intermetallic nickel alloys such VKNA with single-crystal structure] //Litejshhik Rossii. 2012. №2. S. 19–23.
4. Gerasimov V.V., Visik E.M., Nikitin V.A., Zernova M.G. Opyt osvoenija tehnologij lit'ja sektorov soplovyh lopatok s monokristallicheskoj strukturoj iz splava VKNA-4U [Experience in development of casting technology sectors nozzle blades with single-crystal structure of the alloy VKNA-4U] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №4. S. 13–18.

5. Bondarenko Ju.A., Kablov E.N. Napravlennaja kristallizacija zharoprochnyh splavov s povyshennym temperaturnym gradientom [Directional solidification of superalloys with a high temperature gradient] //MiTOM. 2002. №7. S. 20–23.
6. Kablov E.N., Gerasimov V.V., Visik E.M. Tehnologicheskie osobennosti poluchenija monokristallicheskih obrazcov i turbinnyh lopatok iz vysokorenievyh zharoprochnyh splavov na ustanovkah UVNK-9 i VIAM-1790 [Technological features of obtaining single-crystal turbine blades and vysokorenievyh of superalloys installations UVNK-9 and VIAM-1790] /V sb.: Litejnye zharoprochnye splavy. Jefferkt S.T. Kishkina. M.: Nauka. 2006. S. 185–183.
7. Kablov E.N., Tolorajja V.N. VIAM – osnovopolozhnik otechestvennoj tehnologii lit'ja monokristallicheskih turbinnyh lopatok GTD i GTU [VIAM - founder of the national casting technology of single-crystal turbine blades and turbine engine GTU] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 105–117.
8. Bazyleva O.A., Arginbaeva Je.G., Turenko E.Ju. Zharoprochnye litejnye intermetallidnye splavy [Heat-resistant casting intermetallic alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 57–60.
9. Kablov E.N., Buntushkin V.P., Bazyleva O.A., Gerasimov V.V., Timofeeva O.B. Zharoprochnye splavy na osnove intermetallida Ni3Al [Heat-resistant alloys based on the intermetallic compound Ni3Al] /V sb. trudov Mezhdunarodnoj nauch.-tehnic. konf. «Nauchnye idei S.T. Kishkina i sovremennoe materialovedenie». M.: VIAM. 2006. S. 71–75.
10. Kablov E.N., Buntushkin V.P., Bazyleva O.A. Konstrukcionnye zharoprochnye materialy na osnove soedinenija Ni3Al dlja detalej gorjachego trakta GTD [Structural refractory materials based compound Ni3Al for hot section components GTD] //Tehnologija legkih splavov. 2007. №2. S. 75–80.
11. Kablov E.N., Gerasimov V.V., Visik E.M., Demonis I.M. Rol' napravlennoj kristallizacii v resursosberegajushhej tehnologii proizvodstva detalej GTD [The role of directional solidification in the resource-saving technology of production of gas-turbine] //Trudy VIAM. 2013. №3. St. 01 (viam-works.ru).
12. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nikelevye zharoprochnye splavy dlja lit'ja lopatok s napravlennoj i monokristallicheskoj strukturoj (Chast' I) [Nickel superalloys for casting blades with directional and single-crystal structure] //Materialovedenie. 1997. №4. S. 32–39.

13. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nikelevye zharoprochnye splavy dlja lit'ja lopatok s napravlennoj i monokristallicheskoj strukturoj (Chast' II) [Nickel superalloys for casting blades with directional and single-crystal structure] //Materialovedenie. 1997. №5. S. 14–16.
14. Kablov E.N., Petrushin N.V. Komp'juternyj metod konstruirovaniya litejnyh zharoprochnyh nikelovyh splavov [Computer method for the construction of the casting heat-resistant nickel alloys] /V sb.: Litejnye zharoprochnye splavy. Jeffekt S.T. Kishkina. M.: Nauka. 2006. S. 56–78.
15. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. Nikelevye litejnye zharoprochnye splavy novogo pokolenija [Casting nickel superalloys new generation] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 36–52.
16. Petrushin N.V., Chabina E.B., Nazarkin R.M. Konstruirovanie zharoprochnyh intermetallidnyh splavov na osnove γ' -fazy s vysokoj temperaturoj plavljenja. Chast' 2. [Construction of refractory alloys based intermetallic γ' -phase with a high melting point.] //MiTOM. 2012. №3 (681). S. 20–23.
17. Morozova G.I. Kompensacija disbalansa legirovanija zharoprochnyh nikelovyh splavov [Imbalance compensation doping of heat-resistant nickel alloys] //MiTOM. 2012. №12 (690). S. 52–56.
18. Zhang J.S., Hu Z.Q., Murata Y., Morinaga M., Yukawa N. Design and development of hot corrosion-resistant nickel-base single-crystal superalloys by the d-electrons alloy design theory: Part II. Characterization of the phase stability //Metallurgical Transaction A. 1993. V. 24. P. 2443–2450.
19. Gerasimov V.V., Visik E.M., Koljadov E.V. Vzaimosvjaz' formy fronta kristallizacii so strukturoj zharoprochnyh splavov v processe napravlennoj kristallizacii [The relationship forms the crystallization front with the structure of high-temperature alloys during directional solidification] //Trudy VIAM. 2014. №6. St. 02 (viam-works.ru).