Научная статья

УДК 669.245
DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18

СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВОК И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ РЕНИЯ
Часть 1

О.Н. Битюцкая[1], Н.В. Петрушин[1], Е.М. Висик[1], Н.А. Кузьмина[1], Н.А. Лонская[1]

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

Аннотация. *Для нового жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ22 с 2 % (по массе) Re на основе полного факторного эксперимента типа $2^n + 2n + 1$, где n = 3 – количество переменных факторов (технологические параметры литья), получены данные по влиянию основных технологических параметров направленной кристаллизации на выход годных <001> монокристаллических отливок, угловое отклонение аксиальной кристаллографической ориентации <001> монокристалла, угловую разориентацию кристаллитов, объемные доли литейных пор и выделений эвтектической γ'-фазы, параметр дендритной ячейки в отливках сплава. Результаты обобщены в виде регрессионных моделей.*

Ключевые слова: *жаропрочные никелевые сплавы, рений, направленная кристаллизация, монокристаллы, дендритная структура, литейные поры, эвтектическая γ'-фаза, выход годных монокристаллических отливок, технологические параметры литья*

Для цитирования: Битюцкая О.Н., Петрушин Н.В., Висик Е.М., Кузьмина Н.А., Лонская Н.А. Структурные характеристики монокристаллических отливок и механические свойства жаропрочных никелевых сплавов с низким содержанием рения. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2026. № 1 (155). С. 3–18. URL: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18.

Scientific article

STRUCTURAL CHARACTERISTICS OF MONOCRYSTALLINE CASTINGS AND MECHANICAL PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS WITH LOW RENIUM CONTENT
Part 1

O.N. Bityutskaya[1], N.V. Petrushin[1], E.M. Visik[1], N.A. Kuzmina[1], N.A. Lonskaya[1]

[1]Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. *For a new nickel-based superalloy VZhL22 with 2 % by weight of Re, based on a complete factor experiment of the type $2^n + 2n + 1$ (where n=3 is the number of variable factors – technological parameters of casting) data on the effect of the main technological parameters of directional solidification on the yield of suitable <001> single-crystal castings, the angular deviation of the axial crystallographic orientation <001> of a single-crystal, angular disorientation of crystallites, volume fractions of casting pores and eutectic γ'-phase secretions, and the parameter of the dendritic cell in the alloy castings were obtained. The results are summarized in the form of regression models.*

Keywords: *nickel-based superalloys, rhenium, directional solidification, single crystals, dendritic structure, casting pores, eutectic γ' phase, yield of suitable single-crystal castings, technological parameters of casting*

For citation: Bityutskaya O.N., Petrushin N.V., Visik E.M., Kuzmina N.A., Lonskaya N.A. Structural characteristics of monocrystalline castings and mechanical properties of nickel-based superalloys with low renium content. Part 1. *Trudy VIAM*, 2026, no. 1 (155), pp. 3–18. Available at: http://www.viam-works.ru. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-1-3-18.

Введение

В последние 15–20 лет наибольшие достижения в области создания жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) связаны с тем, что предложены литейные углеродсодержащие ЖНС с пониженным содержанием рения в качестве материалов для литья турбинных лопаток с различными вариантами структуры: как с поли- (равноосной и столбчатой), так и с монокристаллической [1–4]. К ним относится разработанный в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ литейный сплав марки ВЖЛ22 с 2 % (по массе) Re, обладающий высокой фазовой стабильностью и повышенной жаропрочностью: удельная длительная прочность монокристаллов сплава ВЖЛ22 с кристаллографической ориентацией (КГО) <001> при температуре 1000 °С за 100 ч составляет ~28 МПа/(г/см³) [3, 4].

Наибольшим уровнем механических свойств обладают изделия из ЖНС с монокристаллической структурой, получаемые методом направленной кристаллизации (НК). В отечественной практике для литья монокристаллических отливок турбинных лопаток и образцов широко используются промышленные установки для НК типа УВНК с автоматизированной системой управления технологическим процессом, в которых керамические литейные формы с расплавом перемещают из горячей зоны высокотемпературного нагревателя в жидкометаллический охладитель – алюминий (метод Liquid Metal Cooling – LMC) [5–8]. Формирование в отливках монокристаллической структуры жаропрочного сплава с аксиальной КГО <001> осуществляется с применением тугоплавких монокристаллических затравок из сплава системы Ni–W [9, 10]. Затравочная технология позволяет направленно выращивать монокристаллы требуемой ориентации как в аксиальном, так и в азимутальном направлениях.

Монокристаллические отливки ЖНС, полученные по технологии НК, характеризуются ячеисто-дендритным строением с выраженной структурной и химической неоднородностью в пределах дендритных ячеек, вызванной микросегрегацией легирующих элементов при затвердевании сплава [6, 11]. Легирующие элементы Re, W, Ru и Co преимущественно концентрируются в осях дендритов, тогда как Cr, Mo, Ti, Al, Ta, Nb и Hf – в междендритных областях, что способствует формированию в отливках неравновесной эвтектической (перитектической) γ′-фазы и образованию литейных пор. Такое распределение легирующих элементов связано с их различным влиянием на температуру плавления никеля – первые ее повышают, а вторые – снижают [12–16].

Практика монокристаллического литья методом НК лопаток и образцов показывает, что выход годных отливок по монокристаллической структуре, их структурное совершенство, химическая и структурная неоднородность сплава, наличие пор и выделений эвтектической (перитектической) γ′-фазы, размеры дендритных ячеек существенным образом зависят от технологических параметров литья [6, 17–24]. Следовательно, установление оптимальных значений технологических параметров процесса НК для качественных монокристаллических отливок из новых ЖНС предопределяет достижение и обеспечение их высоких служебных характеристик. В данном случае монокристалличность отливок из ЖНС характеризуется угловым отклонением КГО <001> монокристалла сплава от главной оси отливки и угловой разориентацией кристаллитов, составляющих монокристалл сплава (субструктура I уровня, отражающая совершенство монокристалла сплава [6]), не превышающими 10 и 3 градуса соответственно, а также отсутствием на поверхности отливки областей с большеугловыми и малоугловыми границами зерен, ликвационной полосчатости и других ростовых дефектов структуры [25, 26].

Цель первой части данной работы – установление влияния основных технологических параметров литья методом НК нового ЖНС марки ВЖЛ22 с пониженным содержанием рения на выход годных монокристаллических отливок (ВГМ) из сплава с КГО <001> и другие структурные характеристики: угловое отклонение аксиальной КГО <001> монокристалла сплава от главной оси отливки ($\alpha_{<001>}$), угловую разориентацию кристаллитов сплава в отливке ($\Delta\alpha_{<001>}$), расстояние между осями дендритов первого порядка (параметр дендритной ячейки λ), объемные доли литейных пор ($V_{пор}$) и эвтектических выделений γ'-фазы ($V_{эвт}$).

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

Исследования проводили на монокристаллических отливках образцов цилиндрической формы (длиной 165 мм, диаметром 15 мм) с заданной аксиальной КГО <001>, выполненных из нового литейного ЖНС марки ВЖЛ22, содержащего 2 % (по массе) рения. Сплав изготовлен методом вакуумной индукционной плавки по технологии выплавки ренийсодержащих ЖНС [27] и соответствует техническим условиям на литую прутковую шихтовую заготовку сплава ВЖЛ22.

Процесс НК монокристаллических отливок образцов из полученного сплава проводили в промышленной установке типа УВНК путем перемещения блока литейных керамических форм (рис. 1, *а*) с расплавом из зоны нагрева через тепловой экран в зону охлаждения с заданной скоростью до полного погружения формы в охладитель. Формирование монокристаллической структуры в отливках образцов осуществляли с использованием затравочных монокристаллов (затравок) из сплава системы Ni–W с КГО <001>. После каждой НК-плавки получали блок отливок (рис. 1, *б*), состоящий из девяти цилиндрических образцов диаметром 15 мм и длиной ~165 мм (рис. 1, *в*). Температуру расплава в плавильном тигле измеряли термопарой погружения, температуру нагревателей печи установки – стационарными термопарами.

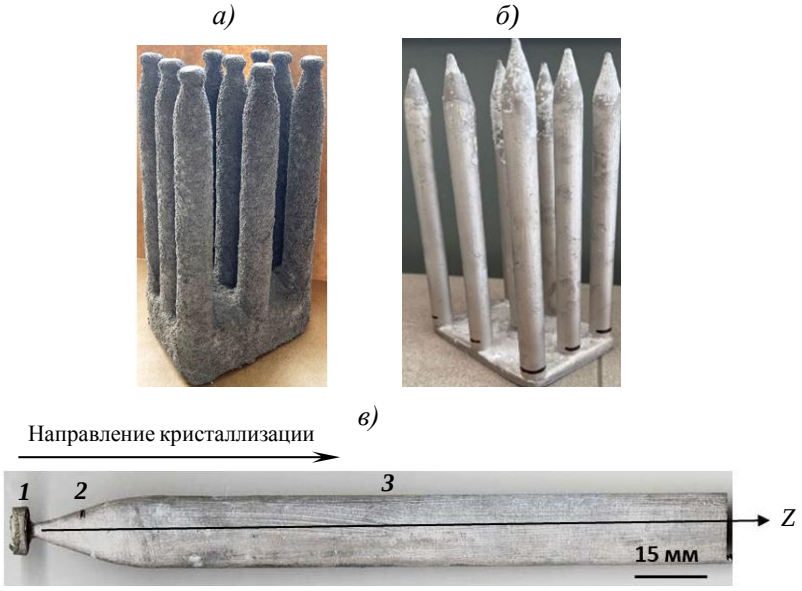

Рис. 1. Блок литейных керамических форм (*а*) и монокристаллические отливки образцов из сплава ВЖЛ22 (*б*, *в*): *1* – монокристаллическая затравка из сплава системы Ni–W; *2* – стартовый конус; *3* – цилиндрическая монокристаллическая отливка образца

Монокристаллические отливки образцов из сплава ВЖЛ22 получали на установке типа УВНК по различным технологическим параметрам литья (по девять отливок образцов в каждом блоке по каждому технологическому режиму НК), варьирование которых осуществляли согласно матрице ортогонального композиционного плана второго порядка полного факторного эксперимента (ПФЭ) типа $2^n + 2n + 1$ с количеством переменных факторов $n = 3$ [28, 29]. В качестве переменных факторов, отражающих технологические параметры литья при НК, выбраны: температура расплава в тигле перед заливкой ($T_{\text{тиг}}$); температура расплава в керамических формах перед началом процесса кристаллизации ($T_{\text{форм}}$), определяемая температурой нижнего нагревателя установки типа УВНК, и скорость НК (R), соответствующая скорости перемещения формы с расплавом из зоны нижнего нагревателя установки в жидкометаллический охладитель (расплав алюминия). Остальные технологические параметры процесса монокристаллического литья, типичные для процесса НК турбинных лопаток из ренийсодержащих ЖНС в установках типа УВНК [30], при этом оставались неизменными.

Уровни и интервалы варьирования переменных факторов (технологические параметры монокристаллического литья) представлены в табл. 1, матрица плана ПФЭ в кодах – в табл. 2.

Таблица 1

Интервалы варьирования переменных технологических параметров литья при направленной кристаллизации сплава ВЖЛ22

Уровни варьирования параметров	Технологические параметры монокристаллического литья					
	Натуральные значения			Коды параметров		
	R, мм/мин ($\tilde{x}_1$)	$T_{\text{форм}}$, °С ($\tilde{x}_2$)	$T_{\text{тиг}}$, °С ($\tilde{x}_3$)	$\tilde{x}_1$	$\tilde{x}_2$	$\tilde{x}_3$
Нулевой	7	1605	1640	0	0	0
Нижний	4	1580	1600	–1	–1	–1
Верхний	10	1630	1680	+1	+1	+1
Интервал варьирования	3	25	40	–		

В табл. 1 символами $\tilde{x}_1$, $\tilde{x}_2$ и $\tilde{x}_3$ обозначены кодовые значения параметров литья: скорость НК R, температура расплава в керамических формах $T_{\text{форм}}$ и температура расплава в плавильном тигле установки перед заливкой в керамические формы $T_{\text{тиг}}$ соответственно. Пересчет фактических значений технологических параметров в кодовые осуществляется по формуле

$$\tilde{x}_i = \frac{x_i - x_{0i}}{\Delta x_i}, \qquad (1)$$

где x_i – фактическое значение i-го параметра в опыте; x_{0i} – значение i-го параметра в опыте на среднем уровне; Δx_i – интервал варьирования i-го параметра.

В табл. 2 в качестве функций отклика (y_k), отражающих зависимость исследуемых характеристик сплава от технологических параметров процесса монокристаллического литья, рассмотрены следующие показатели: ВГМ с КГО <001> (y_1), объемная доля литейных пор $V_{\text{пор}}$ (y_2), объемная доля неравновесных эвтектических выделений γ′-фазы $V_{\text{эвт}}$ (y_3), расстояние между осями дендритов первого порядка λ (y_4), угол между направлением аксиальной кристаллографической оси <001> монокристалла и продольной осью отливки $\alpha_{<001>}$ (y_5) и угловая разориентация кристаллитов $\Delta\alpha_{<001>}$ (y_6).

Таблица 2

Матрица плана эксперимента и структурные характеристики монокристаллических отливок образцов из сплава ВЖЛ22

Условный номер опыта (плавки)	План в кодах			Средние значения характеристик					
	R, мм/мин ($\tilde{x}_1$)	$T_{форм}$, °С ($\tilde{x}_2$)	$T_{тиг}$, °С ($\tilde{x}_3$)	ВГМ, отн. ед. ($\bar{y}_{1i}$)	$V_{пор}$, % (объемн.) ($\bar{y}_{2i}$)	$V_{эвт}$, % (объемн.) ($\bar{y}_{3i}$)	λ, мкм ($\bar{y}_{4i}$)	$\alpha_{<001>}$, градус ($\bar{y}_{5i}$)	$\Delta\alpha_{<001>}$, градус ($\bar{y}_{6i}$)
1	–1	–1	–1	0,67	0,25	2,6	284	2,9	2,0
2	+1	–1	–1	0,33	0,19	2,8	275	2,9	4,0
3	–1	+1	–1	0,61	0,24	3,5	315	1,7	2,1
4	+1	+1	–1	0,50	0,11	2,3	291	4,2	2,5
5	–1	–1	+1	0,44	0,45	3,5	363	3,3	2,5
6	+1	–1	+1	0,55	0,21	3,8	275	1,9	3,2
7	–1	+1	+1	0,61	0,25	2,3	305	2,5	2,5
8	+1	+1	+1	0,44	0,08	3,2	281	2,6	2,5
9	–1,215	0	0	0,78	0,12	2,6	338	4,1	1,5
10	+1,215	0	0	0,67	0,09	–	291	4,4	1,5
11	0	–1,215	0	0,67	0,10	–	314	5,1	2,1
12	0	+1,215	0	0,67	0,22	–	321	5,0	1,6
13	0	0	–1,215	0,56	0,10	–	310	3,4	1,9
14	0	0	+1,215	0,78	0,17	–	334	1,5	2,1
15	0	0	0	0,78	0,24	–	328	2,0	2,4
Дисперсия воспроизводимости $S^2_{воспр(\bar{y}_i)}$				0,01	0,013	0,35	27,8	4,13	2,12

Для отливок с КГО <001> определяли ВГМ на основе анализа макроструктуры полученных образцов. Контроль осуществляли визуальным осмотром поверхности отливок под оптическим микроскопом после химического травления в растворе соляной кислоты (HCl) и перекиси водорода (H_2O_2). При этом выявляли наличие большеугловых и малоугловых границ зерен, а также дефектов роста – «струйной ликвации» (freckles), «прострелов», равноосных зерен и других структурных нарушений. Затем эти отливки подвергали рентгеноструктурному анализу с измерением углового отклонения аксиальной КГО <001> монокристалла сплава от продольной оси отливки ($\alpha_{<001>}$).

Для определения КГО отливок использовали стартовые конусы (рис. 1, *в*), отрезанные от монокристаллических образцов. Поперечный срез стартового конуса, на котором проявлялась дендритная структура материала, располагался перпендикулярно продольной оси цилиндрической отливки. Рентгенографические исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4 методом «качания» [31] в характеристическом излучении Cu $K_{\alpha 1}$. Результаты фиксировали в виде дифракционных рефлексов отражений от плоскостей (004), соответствующих аксиальной ориентации <001> монокристалла сплава (рис. 2).

Обработку полученных дифракционных рефлексов проводили с помощью российского программного обеспечения GLRDIF, рассчитывали угловое отклонение $\alpha_{<001>}$ аксиальной КГО <001> монокристалла сплава от продольной оси Z стартового конуса и, соответственно, всей монокристаллической отливки образца, а также разориентацию кристаллитов $\Delta\alpha_{<001>}$ как разность отклонений КГО <001> крайних (004) отражений в сложных рефлексах или как угловую ширину на половине высоты в простых рефлексах. В этих экспериментах диаметр пятна рентгеновского облучения исследуемого образца составил ~12 мм. Годной считали монокристаллическую отливку образца, если измеренные величины отклонений $\alpha_{<001>}$ и $\Delta\alpha_{<001>}$ не превышали 10 и 3 градуса соответственно.

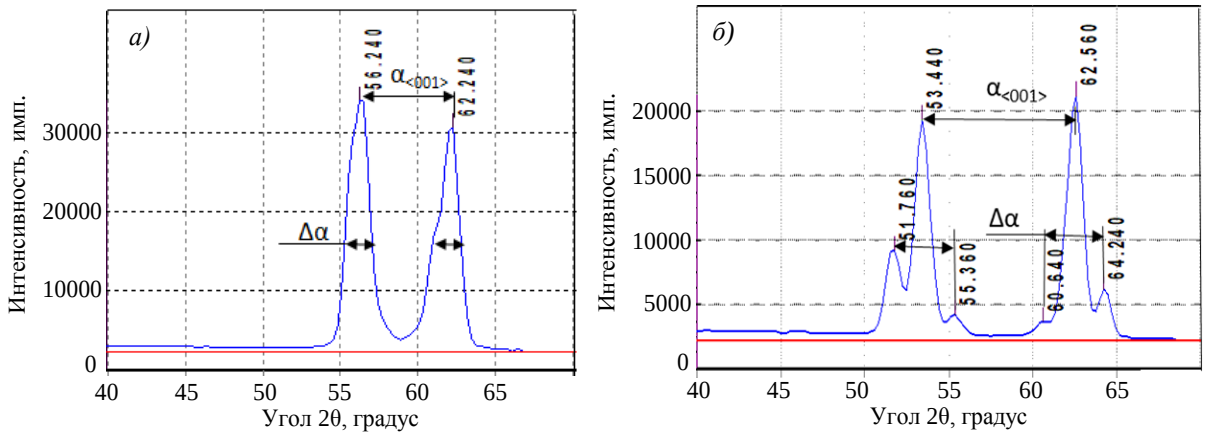

Рис. 2. Дифракционные рефлексы отражений (004) для аксиальной КГО <001> монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22: *а* – блочность структуры в отливке отсутствует, угол отклонения КГО <001> структуры сплава от оси *Z* отливки $\alpha_{<001>}$ = 3,00 градуса соответствует половине углового расстояния между симметричными рефлексами, величина Δα = 1,71 градуса соответствует ширине рефлекса на половине его высоты; *б* – отливка с блочной структурой, угол отклонения КГО <001> структуры сплава от оси *Z* отливки $\alpha_{<001>}$ = 4,56 градуса соответствует половине углового расстояния между симметричными рефлексами с наибольшей интенсивностью

Количественное определение междендритного расстояния λ, объемных долей литейных пор $V_{пор}$ и выделений эвтектической γ′-фазы $V_{эвт}$ в структуре литых монокристаллических отливок образцов проводили с использованием металлографического комплекса посредством съемки изображений цифровой камерой.

Обработку изображений и подготовку данных для количественного анализа выполняли с помощью специального программного обеспечения [32]. Для каждого исследуемого образца проводили анализ 25 наихудших полей зрения при увеличении ×200, площадь каждого анализируемого поля составляла 0,3 мм^2. Величину междендритного расстояния определяли как измеренное вдоль кристаллографического направления <100> расстояние между центрами осей дендритов первого порядка.

Микроструктурные исследования выполняли на растровом электронном микроскопе.

Результаты экспериментов по влиянию технологических параметров литья на структурные характеристики сплава аппроксимировали регрессионными уравнениями (моделями), описывающими зависимости средних значений изучаемых характеристик сплава от переменных факторов, вида [28]

$$y_k = b_0 + \sum_{i=1}^{n} b_i x_i + \sum_{1<i<j}^{n} b_{ij} x_i x_j + b_{123} x_1 x_2 x_3 + \sum_{i=1}^{n} b_{ii} x_i^2 , \qquad (2)$$

где y_k – функция отклика; x_1, x_2, x_3 – технологические параметры литья; b_0, b_i, b_{ij}, b_{123}, b_{ii} – коэффициенты регрессионных уравнений (моделей).

Результаты и обсуждение

Микроструктуры сплава ВЖЛ22 в полученных литых монокристаллических отливках представлены на рис. 3.

Сплав в отливках имел типичное дендритно-ячеистое строение и состоял из дендритов первого и второго порядков и междендритных пространств (рис. 3, *а*, *б*). Оси дендритов первого порядка имели КГО <001>, направлены вдоль продольной оси

отливки или отклонены от нее на небольшой угол (табл. 2). Дендриты и междендритные пространства представляют собой матрицу – никелевый γ-твердый раствор, упрочненный частицами γ′-фазы кубоидного типа на основе интерметаллида $Ni_3(Al, Ta)$. В междендритных пространствах отливки сплава также наблюдаются выделения пластинчатых частиц МС-карбидной фазы на основе тантала и эвтектической (перитектической) γ′-фазы (рис. 3, *а*, *б*). Дисперсные частицы γ′-фазы кубоидного типа в γ-дендритах и γ-междендритных пространствах имеют различные размеры, в γ-дендритах они менее крупные (рис. 3, *в*, *г*).

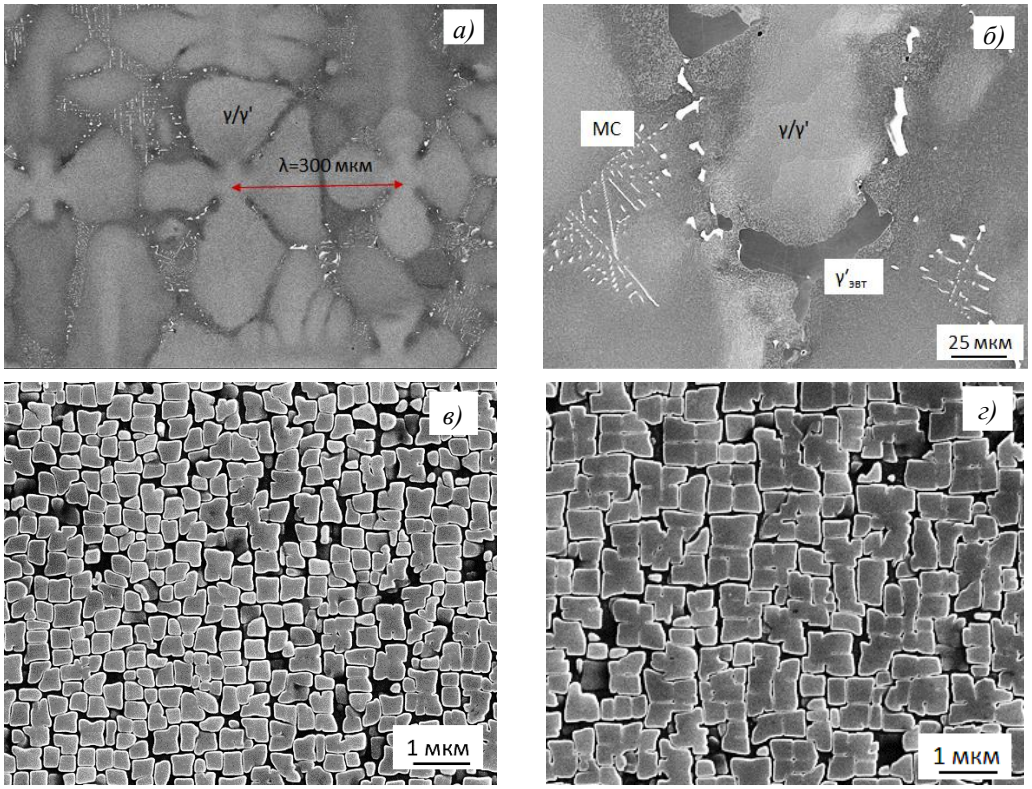

Рис. 3. Микроструктуры (поперечное сечение) жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ22 с 2 % (по массе) рения с КГО <001> после литья: *а* – дендритно-ячеистая структура; *б* – выделения МС-карбидов и эвтектической (перитектической) γ′-фазы в междендритных пространствах; *в* – частицы γ′-фазы в γ-дендритах первого порядка; *г* – частицы γ′-фазы в γ-междендритных пространствах

В табл. 2 приведены полученные результаты экспериментов по влиянию технологических параметров литья на структурные характеристики сплава, усредненные по отливкам образцов: для функций отклика $\bar{y}_{1i}$ (ВГМ), $\bar{y}_{5i}$ ($\alpha_{<001>}$) и $\bar{y}_{6i}$ ($\Delta\alpha_{<001>}$) – по каждой из девяти отливок образцов каждой из 15 плавок, для функций отклика $\bar{y}_{2i}$ ($V_{пор}$), $\bar{y}_{3i}$ ($V_{эвт}$) и $\bar{y}_{4i}$ (λ) – по 25 полям зрения на микрошлифе из одной отливки образца каждой из девяти плавок.

Статистическую обработку результатов, включающую расчет коэффициентов b_0, b_i, b_{ij}, b_{123}, b_{ii} регрессионных уравнений (моделей) (2), дисперсии воспроизводимости средних экспериментальных значений структурных характеристик в опытах $S^2_{воспр(\bar{y}_i)}$, дисперсии вычисленных значений коэффициентов моделей S^2_{bi} и критических значений

доверительных интервалов Δb_i при доверительной вероятности P_α = 0,95 (уровень значимости α = 0,05) для коэффициентов моделей, выполняли по формулам из работы [33]:

$$S^2_{\text{воспр}(\bar{y}_i)} = \frac{\sum_{i=1}^{N}\sum_{q=1}^{n}(y_{iq} - \bar{y}_i)^2}{N(n-1)}, \quad (3)$$

$$S^2_{bi} = S^2_{\text{воспр}(\bar{y}_i)} / \sum_{i=1}^{N}(\tilde{x}_{ji})^2, \quad (4)$$

$$\Delta b_i = t_{\text{кр}} S_{bi}, \quad (5)$$

где N – количество опытов; n – количество повторных определений в точках плана; $\bar{y}_i$ – среднее значение свойства в опыте i; y_{iq} – фактическое значение свойства в q-ом наблюдении опыта i; $t_{\text{кр}}$ – критическое значение t-статистики Стьюдента для принятых значений доверительной вероятности и числа степеней свободы $f = N$ ($t_{\text{кр}}$ = 2,13 при α = 0,05, f = 15).

В табл. 3 представлены рассчитанные коэффициенты b_0, b_i, b_{ij}, b_{123}, b_{ii} моделей, а также значения дисперсий $S^2_{\text{воспр}(\bar{y}_i)}$, S^2_{bi} и критических доверительных интервалов Δb_i для коэффициентов моделей при α = 0,05. Согласно данным работы [33], значения коэффициентов b_i регрессионных уравнений (моделей) статистически значимы, если их абсолютные величины больше соответствующего доверительного интервала Δb_i, т. е. если выполняется условие

$$\Delta b_i = t_{\text{кр}} S_{bi} \le |b_i|. \quad (6)$$

Таблица 3

Коэффициенты регрессионных моделей для структурных характеристик <001> монокристаллов сплава ВЖЛ22

Коды параметров литья	Коэффициенты моделей	Значения коэффициентов моделей для характеристик					
$\tilde{x}_i$	b_i	ВГМ	$V_{\text{пор}}$	$V_{\text{эвт}}$	λ	$\alpha_{<001>}$	$\Delta\alpha_{<001>}$
$\tilde{x}_0$	b_0	0,84	0,12	3,0	332,9	4,42	1,52
$\tilde{x}_1$	b_1	–0,059	–0,058	0,025	−18,45	0,14	0,283
$\tilde{x}_2$	b_2	0,016	–0,025	–0,175	0,32	−0,01	–0,247
$\tilde{x}_3$	b_3	–0,019	0,026	0,2	8,05	−0,34	0,031
$\tilde{x}_1\tilde{x}_2$	b_{12}	–0,006	0	–0,1	6,13	0,5	–0,287
$\tilde{x}_1\tilde{x}_3$	b_{13}	0,049	–0,027	0,275	−9,87	−0,47	–0,213
$\tilde{x}_2\tilde{x}_3$	b_{23}	–0,006	–0,031	–0,275	−12,37	−0,03	0,087
$\tilde{x}_1\tilde{x}_2\tilde{x}_3$	b_{123}	–0,064	0,017	0,251	9,87	−0,13	0,113
$\tilde{x}_1^2$	b_{11}	–0,019	0,011	–	−13,65	−0,3	0,157
$\tilde{x}_2^2$	b_{22}	–0,131	0,048	–	−11,62	0,24	0,394
$\tilde{x}_3^2$	b_{33}	–0,167	0,031	–	−8,57	−1,52	0,496
Дисперсии воспроизводимости средних значений характеристик $S^2_{\text{воспр}(\bar{y}_i)}$		0,008	0,013	0,35	27,8	4,13	2,12
Дисперсии вычисленных значений коэффициентов моделей S^2_{bi}		0,0006	0,001	0,04	2,54	0,38	0,19
Критические значения доверительных интервалов для коэффициентов моделей Δb_i (α = 0,05)		0,057	0,073	0,39	3,38	1,29	0,93

Из сопоставления вычисленных коэффициентов моделей с величинами соответствующих доверительных интервалов следует (табл. 3), что значительное количество коэффициентов регрессии оказалось статистически незначимым. Поэтому проверку моделей на адекватность со значимыми коэффициентами регрессии выполняли в точках плана-матрицы (табл. 2) с помощью критерия Фишера F для уровня значимости $\alpha = 0{,}05$, вычисляя дисперсию адекватности $S^2_{\text{адек}}$ по формуле [33]

$$S^2_{\text{адек}} = \frac{\sum_{iq=1}^{N} (\bar{y}_q - \hat{y}_q)^2}{N - d}, \quad (7)$$

где $\bar{y}_q$ – среднее значение характеристики в q-ом опыте, полученное по экспериментальным данным; $\hat{y}_q$ – значение характеристики, полученное для условий q-го опыта путем расчета по проверяемой на адекватность модели; N – количество экспериментальных точек плана ($N = 15$); d – количество членов в проверяемой на адекватность модели (количество статистически значимых коэффициентов модели, включая b_0).

Как следует из данных табл. 3, модели структурных характеристик со статистически значимыми по условию (6) коэффициентами регрессии могут быть представлены в следующем виде:

$$\text{ВГМ} = 0{,}84 - 0{,}059\tilde{x}_1 - 0{,}064\tilde{x}_1\tilde{x}_2\tilde{x}_3 - 0{,}131\tilde{x}_2^2 - 0{,}167\tilde{x}_3^2, \text{ отн. ед.}, \quad (8)$$

$$\lambda = 332{,}9 - 18{,}45\tilde{x}_1 + 8{,}05\tilde{x}_3 + 6{,}13\tilde{x}_1\tilde{x}_2 - 9{,}87\tilde{x}_1\tilde{x}_3 - 12{,}37\tilde{x}_2\tilde{x}_3 + 9{,}87\tilde{x}_1\tilde{x}_2\tilde{x}_3 - 13{,}65\tilde{x}_1^2 - 11{,}62\tilde{x}_2^2 - 8{,}57\tilde{x}_3^2, \text{ мкм} \quad (9)$$

$$\alpha_{<001>} = 4{,}42 - 1{,}52\tilde{x}_3^2, \text{ градус}, \quad (10)$$

$$V_{\text{эвт}} = 30\ \% \text{ (объемн.)}, \quad (11)$$

$$\Delta\alpha_{<001>} = 1{,}52 \text{ градуса}, \quad (12)$$

$$V_{\text{пор}} = 0{,}12\ \% \text{ (объемн.)}. \quad (13)$$

Проверку моделей (8)–(13) на адекватность выполняли в точках плана-матрицы (табл. 2) с помощью F-критерия Фишера для 95%-ного уровня значимости ($\alpha = 0{,}05$) [33]. Рассчитанные значения F-критерия для моделей структурных характеристик не превышали табличного критического значения $F_{\text{кр}}$ (для заданной доверительной вероятности $P_\alpha = 0{,}95$). Следовательно, с доверительной вероятностью 95 % полученные модели (8)–(10) адекватно описывают влияние исследованных параметров литья на структурные характеристики ВГМ ($S^2_{\text{адек}} = 0{,}008$), λ ($S^2_{\text{адек}} = 17{,}5$) и $\alpha_{<001>}$ ($S^2_{\text{адек}} = 0{,}58$) монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ22, тогда как значения характеристик $\Delta\alpha_{<001>}$, $V_{\text{эвт}}$ и $V_{\text{пор}}$ для отливок при изменении параметров литья в интервале выбранных значений статистически остаются постоянными и составляют 1,52 градуса, 3,0 и 0,12 % (объемн.) соответственно. Показатель структурного параметра $\alpha_{<001>}$ зависит только от температуры расплава в плавильном тигле, с повышением (снижением) которой относительно среднего значения его величина уменьшается.

На рис. 4–6 представлены некоторые частные результаты анализа модели (8) выхода годных отливок в зависимости от технологических параметров монокристаллического литья. Как следует из полученных данных, во-первых, выход годных отливок при всех исследованных значениях температуры расплава в плавильном тигле и керамических формах существенно повышается при снижении скорости НК до 4 мм/мин.

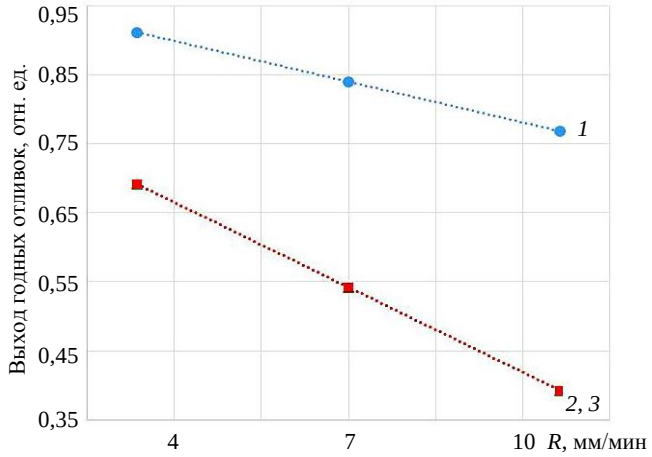

Рис. 4. Влияние скорости кристаллизации (R) на выход годных отливок при различных температурах расплава в керамических формах ($T_{форм}$) и плавильном тигле ($T_{тиг}$): *1* – $T_{форм}$ = 1605 °С, $T_{тиг}$ = 1640 °С; *2* – $T_{форм}$ = 1580 °С, $T_{тиг}$ = 1600 °С; *3* – $T_{форм}$ = 1630 °С, $T_{тиг}$ = 1680 °С

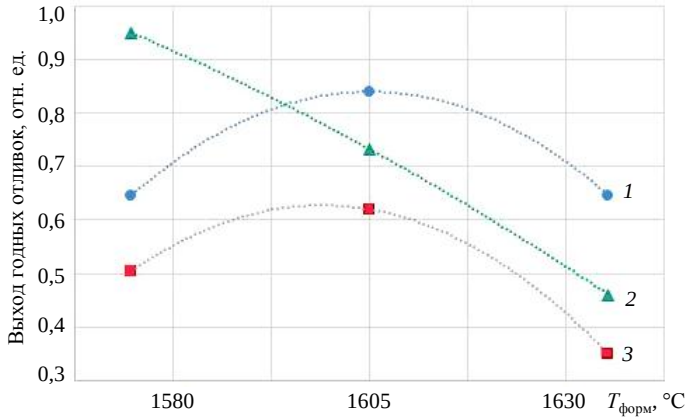

Рис. 5. Влияние температуры расплава в керамических формах ($T_{форм}$) на выход годных отливок при различной скорости кристаллизации (R) и температуре расплава в плавильном тигле ($T_{тиг}$): *1* – R = 7 мм/мин, $T_{тиг}$ = 1640 °С; *2* – R = 4 мм/мин, $T_{тиг}$ = 1600 °С; *3* – R = 10 мм/мин, $T_{тиг}$ = 1680 °С

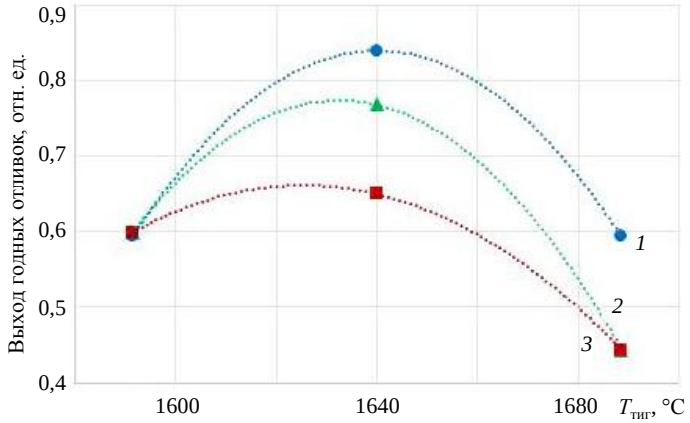

Рис. 6. Влияние температуры расплава в плавильном тигле ($T_{тиг}$) на выход годных отливок при различной скорости кристаллизации (R) и температуре расплава в керамических формах ($T_{форм}$): *1* – R = 7 мм/мин, $T_{форм}$ = 1605 °С; *2* – R = 4 мм/мин, $T_{форм}$ = 1580 °С; *3* – R = 10 мм/мин, $T_{форм}$ = 1630 °С

Во-вторых, максимальные значения выхода годных отливок достигаются при температурах расплава в плавильном тигле и керамических формах по принятой технологии монокристаллического литья, соответствующих их среднему значению в интервале варьирования (табл. 1), т. е. при температурах 1640 и 1605 °С соответственно. При этих температурах и скорости НК 7 мм/мин рассчитанные по моделям (9) и (10) значения параметра дендритных ячеек монокристаллических отливок λ и углового отклонения аксиальной КГО <001> монокристалла сплава от продольной оси отливки $\alpha_{<001>}$ составляют 332,9 мкм и 4,42 градуса соответственно.

Согласно модели (9), из всех исследованных параметров литья наиболее существенное влияние на расстояние между осями дендритов первого порядка λ оказывает скорость НК *R*. С увеличением *R* эта структурная характеристика монокристаллических отливок ЖНС снижается (рис. 7). Полученные результаты хорошо согласуются с данными работ [18, 34, 35], в которых исследовали влияние скорости НК на параметры дендритной структуры ЖНС. Отметим, что увеличение или снижение температур расплава в керамических формах и плавильном тигле относительно их средних значений в интервалах варьирования усиливает понижающее влияние скорости НК на параметр λ.

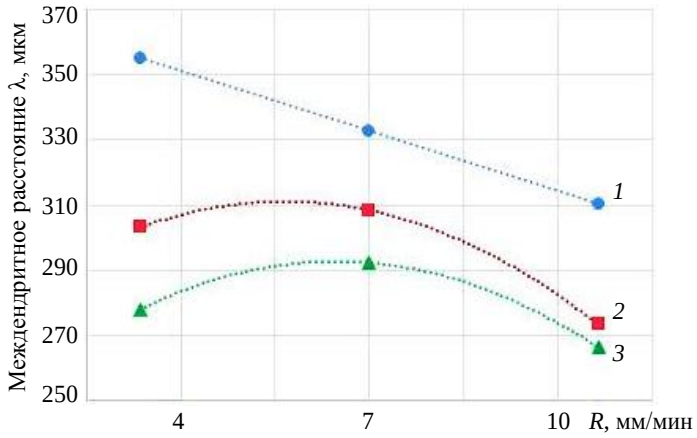

Рис. 7. Влияние скорости кристаллизации (*R*) на параметр дендритной ячейки λ при различных температурах расплава в керамических формах ($T_{форм}$) и плавильном тигле ($T_{тиг}$): *1* – $T_{форм}$ = 1605 °С, $T_{тиг}$ = 1640 °С; *2* – $T_{форм}$ = 1630 °С, $T_{тиг}$ = 1680 °С; *3* – $T_{форм}$ = 1580 °С, $T_{тиг}$ =1600 °С

Заключения

С использованием ПФЭ типа $2^n + 2n + 1$ (где $n = 3$ – переменные факторы) для нового ЖНС марки ВЖЛ22 с 2 % (по массе) рения получены регрессионные уравнения (модели), адекватно описывающие влияние основных технологических параметров монокристаллического литья (температуры расплава в плавильном тигле установки перед заливкой в керамические формы, температуры расплава в керамических формах перед началом процесса кристаллизации и скорости НК) на выход годных <001> монокристаллических отливок образцов, угловое отклонение аксиальной КГО <001> монокристалла сплава от продольной оси отливки и междендритное расстояние (параметр дендритной ячейки отливки).

В результате анализа полученных экспериментальных данных и регрессионных моделей при монокристаллическом литье отливок из сплава ВЖЛ22 выявлено:

– при всех выбранных значениях температуры расплава в плавильном тигле и керамических формах при снижении скорости НК с 10 до 4 мм/мин выход годных <001> монокристаллических отливок сплава существенно повышается;

– максимальный выход годных <001> монокристаллических отливок сплава наблюдается при средних значениях в выбранном интервале температур расплава в плавильном тигле и керамических формах, т. е. при температурах 1640 и 1605 °С соответственно;

– отклонение аксиальной КГО <001> монокристалла сплава от главной оси отливки зависит только от температуры расплава в плавильном тигле: с повышением или снижением $T_{тиг}$ относительно ее среднего значения в выбранном интервале варьирования $\alpha_{<001>}$ уменьшается;

– значения угловой разориентации кристаллитов, формирующих <001> монокристалл сплава в отливках (характеристика совершенства монокристалла сплава), а также объемных долей литейных пор и эвтектических выделений γ′-фазы при варьировании параметров литья в пределах выбранного диапазона статистически не изменяются и составляют 1,52 градуса, 0,12 и 3,0 % (объемн.) соответственно;

– наибольшее влияние на параметр дендритной ячейки λ <001> монокристаллических отливок оказывает скорость НК, с увеличением которой эта структурная характеристика снижается, при этом повышение или снижение $T_{тиг}$ и $T_{форм}$ относительно их средних значений в выбранном интервале варьирования усиливает понижающее влияние скорости НК.

Во второй части статьи будут представлены данные экспериментальных исследований механических свойств <001> монокристаллов нового сплава ВЖЛ22, изготовленных по технологическим параметрам литья, выбранным по результатам проведенных исследований.

Благодарности

Авторы выражают благодарность сотруднику НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, к.т.н. Д.Н. Петрову за помощь в получении сплава марки ВЖЛ22, содержащего 2 % (по массе) рения.

Список источников

1. Nickel-base superalloy for high temperature, high strain application: pat. US 6632299 B1; appl. 19.10.00; publ. 14.10.03.
2. Ni-base superalloy and gas turbine component using the same: pat. US 2010/0047110 A1; appl. 09.08.09; publ. 25.02.10.
3. Литейный жаропрочный сплав на никелевой основе и изделие, выполненное из него: пат. 2530932 С1 Рос. Федерация; заявл. 29.10.13; опубл. 20.10.14.
4. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Парфенович П.И. Конструирование литейных жаропрочных никелевых сплавов с поликристаллической структурой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. № 2 (752). С. 47–55.
5. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. 632 с.
6. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
7. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Демонис И.М. Технология получения монокристаллических отливок турбинных лопаток ГТД заданной кристаллографической ориентации из ренийсодержащих жаропрочных сплавов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 206–219.
8. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А., Нарский А.Р. Развитие технологий и оборудования для получения лопаток горячего тракта газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов с направленной и монокристаллической структурой // Труды ВИАМ. 2023. № 7 (125). С. 3–14. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 15.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14.

9. Толорайя В.Н., Остроухова Г.Н. Получение монокристальных затравок [001] из сплавов системы Ni–W методом направленной кристаллизации // Вопросы материаловедения. 2021. № 2 (106). С. 55–65.
10. Толорайя В.Н., Остроухова Г.А. Получение монокристаллических отливок с заданной аксиальной и азимутальной ориентациями // Труды ВИАМ. 2022. № 8 (114). С. 3–13. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 23.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-3-13.
11. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Nazarkin R.M. et al. Segregation of alloying elements in directionally solidified Re-Ru-containing Ni-based superalloy // Inorganic Materials: Applied Research. 2016. Vol. 7. No. 6. P. 824–831. DOI: 10.1134/S2075113316060149.
12. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Шуртаков С.В., Мазалов И.С. Селективное лазерное сплавление: материалы и технологии для синтеза ресурсных деталей: учеб. пособие. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2024. 504 с.
13. Epishin A.I., Link T., Nolze G. et al. Diffusion processes in multicomponent nickel base superalloy-nickel system // The Physics of Metals and Metallography. 2014. Vol. 115. No. 1. P. 21–29. DOI: 10.1134/S0031918X14010050.
14. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 2 // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). С. 3–22. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 30.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
15. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys // Rare Metals. 2016. Vol. 35. Is. 2. P. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
16. Lilensten L., Kürnsteiner P., Mianroodi J.R. et al. Segregation of solutes at dislocations: A new alloy design parameter for advanced superalloys // Superalloys 2020. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020. P. 41–51. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_4.
17. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Дубровский А.В. Технологические аспекты управления структурой сплавов при направленной кристаллизации // Литейное производство. 1994. № 4. С. 7–8.
18. Светлов И.Л., Кулешова Е.А., Монастырский В.П. и др. Влияние направленной кристаллизации на фазовый состав и дисперсность структуры никелевых сплавов // Известия АН СССР. Металлы. 1999. № 1. С. 86–93.
19. Колядов Е.В., Висик Е.М., Герасимов В.В., Битюцкая О.Н. Особенности морфологии структуры жаропрочного никелевого сплава в зависимости от величин осевого и радиального градиентов температуры на фронте кристаллизации // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 15–24. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 22.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.
20. Висик Е.М., Герасимов В.В., Колядов Е.В., Кузьмина Н.А. Влияние технологических режимов литья на параметры структуры монокристаллов новых жаропрочных сплавов // Металлургия машиностроения. 2016. № 5. С. 27–31.
21. Герасимов В.В., Демонис И.М., Каблов Е.Н., Шалин Р.Е. Монокристаллическое литье жаропрочных никелевых сплавов // Авиационные материалы на рубеже XX–XXI веков. М.: ВИАМ, 1994. С. 285–296.
22. Pollock T.M., Murphy W.H. Grain defect formation directional solidification nickel base single crystals // Superalloys 1992. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1992. P. 123–134.
23. Miller J.D., Pollock T.M. Development and application of optimization protocol for directional solidification: integration fundamental theory, experimentation and modeling tools // Superalloys 2012. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012. P. 653−662.
24. Miller J.D., Chaput K.J., Lee D.S., Uchic M.D. Application and validation of directional solidification model dendritic morphology criterion for complex single crystal castings // Superalloys 2016. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016. P. 229−236.
25. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н., Остроухова Г.Н. Ростовая структура монокристаллических отливок из никелевых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2004. Вып.: Высокориевые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических лопаток ГТД. С. 107–131.

26. Кузьмина Н.А. Ростовые структурные дефекты в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). С. 15–26. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 22.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26.
27. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ригин В.Е. Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование. М.: ВИАМ, 2014. 368 с.
28. Задгенидзе И.Г. Планирование эксперимента для исследования многокомпонентных систем. М.: Наука, 1976. 390 с.
29. Винарский М.С., Лурье М.В. Планирование эксперимента в технологических исследованиях. Киев: Техніка, 1975. 168 с.
30. Герасимов В.В., Колядов Е.В. Технические характеристики и технологические возможности установок УВНК-9А и ВИП-НК для получения монокристаллических отливок из жаропрочных сплавов // Литейщик России. 2012. № 11. С. 33–37.
31. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгеновский и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 2002. 358 с.
32. Исходжанова И.В., Бондаренко Ю.А., Лаптева М.А. Оценка структуры монокристаллического жаропрочного никелевого сплава, полученного при различных условиях направленной кристаллизации, с использованием методов количественного анализа видеоизображений // Труды ВИАМ. 2015. № 12. С. 46–54. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 08.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-6-6.
33. Старова Е.Н., Должанский Ю.М., Сибилева Л.И. и др. Обработка и анализ экспериментальных данных на ЭВМ «Наири-2»: методическое руководство. М.: ОНТИ ВИАМ, 1979. 80 с.
34. Гайдук С.В., Кононов В.В., Петрик И.А., Налесный Н.Б. Влияние скорости кристаллизации и термической обработки на структуру и свойства монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов // Вестник двигателестроения. 2005. № 1. С. 150–153.
35. Каблов Е.Н., Орлов М.Р., Оспенникова О.Г. Механизмы образования пористости в монокристаллических лопатках турбины и кинетика их устранения при горячем изостатическом прессовании // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 117–129.

References

1. *Nickel-base superalloy for high temperature, high strain application*: pat. US 6632299 B1; appl. 19.10.00; publ. 14.10.03.
2. *Ni-base superalloy and gas turbine component using the same*: pat. US 2010/0047110 A1; appl. 09.08.09; publ. 25.02.10.
3. *Cast heat-resistant nickel-based alloy and products made from it*: pat. 2530932 C1 Rus. Federation; appl. 29.10.13; publ. 20.10.14.
4. Kablov E.N., Petrushin N.V., Parfenovich P.I. Design of Cast Heat-Resistant Nickel Alloys with Polycrystalline Structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2018, no. 2 (752), pp. 47–55.
5. *Cast Blades of Gas Turbine Engines. Alloys, Technologies, Coatings*. 2nd ed. Ed. E.N. Kablov. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.
6. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B. et al. *Single Crystals of Heat-Resistant Nickel Alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1997, 336 p.
7. Tolorayya V.N., Kablov E.N., Demonis I.M. Technology for producing single-crystal castings of gas turbine engine turbine blades of a given crystallographic orientation from rhenium-containing heat-resistant alloys. *Casting heat-resistant alloys. Effect of S.T. Kishkin*. Moscow: Nauka, 2006, pp. 206–219.
8. Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Surova V.A., Narsky A.R. Development of technologies and equipment for producing blades of the hot path of gas turbine engines from superalloys with directional and single-crystal structure. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), pp. 3–14. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 15, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14.
9. Tolorayya V.N., Ostroukhova G.N. Obtaining single-crystal [001] seeds from Ni–W system alloys by directional solidification. *Voprosy materialovedeniya*, 2021, no. 2 (106), pp. 55–65.

10. Toloraya V.N., Ostroukhova G.A. Production of single-crystal castings with a given axial and azimuthal orientations. *Trudy VIAM*, 2022, no. 8 (114), pp. 3–13. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: April 23, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-8-3-13.
11. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Nazarkin R.M. et al. Segregation of alloying elements in directionally solidified Re-Ru-containing Ni-based superalloy. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2016, vol. 7, no. 6, pp. 824–831. DOI: 10.1134/S2075113316060149.
12. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bakradze M.M., Nerush S.V., Shurtakov S.V., Mazalov I.S. *Selective laser melting: materials and technologies for the synthesis of resource parts: textbook manual*. Moscow: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2024, 504 p.
13. Epishin A.I., Link T., Nolze G. et al. Diffusion processes in multicomponent nickel base superalloy-nickel system. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 1, pp. 21–29. DOI: 10.1134/S0031918X14010050.
14. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaew M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 2. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), pp. 3–22. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: April 30, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
15. Huang M., Zhu J. An overview of rhenium effect in single-crystal superalloys. *Rare Metals*, 2016, vol. 35, is. 2, pp. 127–139. DOI: 10.1007/s12598-015-0597-z.
16. Lilensten L., Kürnsteiner P., Mianroodi J.R. et al. Segregation of solutes at dislocations: A new alloy design parameter for advanced superalloys. *Superalloys 2020*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2020, pp. 41–51. DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_4.
17. Kablov E.N., Gerasimov V.V., Dubrovsky A.V. Technological aspects of controlling the structure of alloys during directional solidification. *Liteynoe proizvodstvo*, 1994, no. 4, pp. 7–8.
18. Svetlov I.L., Kuleshova E.A., Monastyrsky V.P. et al. The influence of directional solidification on the phase composition and dispersion of the structure of nickel alloys. *Izvestiya AN SSSR. Ser.: Metally*, 1999, no. 1, pp. 86–93.
19. Kolyadov E.V., Visik E.M., Gerasimov V.V., Bityutskaya O.N. Features of the morphology of the structure of nickel superalloy depending on the values of the axial and radial temperature gradients at the crystallization front. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), pp. 15–24. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: April 22, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-15-24.
20. Visik E.M., Gerasimov V.V., Kolyadov E.V., Kuzmina N.A. Influence of casting process modes on the structural parameters of single crystals of new heat-resistant alloys. *Metallurgiya mashinostroeniya*, 2016, no. 5, pp. 27–31.
21. Gerasimov V.V., Demonis I.M., Kablov E.N., Shalin R.E. Single-crystal casting of heat-resistant nickel alloys. *Aviation materials at the turn of the 20th–21st centuries*. Moscow: VIAM, 1994, pp. 285–296.
22. Pollock T.M., Murphy W.H. Grain defect formation directional solidification nickel base single crystals. *Superalloys 1992*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 1992, pp. 123–134.
23. Miller J.D., Pollock T.M. Development and application of optimization protocol for directional solidification: integration fundamental theory, experimentation and modeling tools. *Superalloys 2012*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2012, pp. 653−662.
24. Miller J.D., Chaput K.J., Lee D.S., Uchic M.D. Application and validation of directional solidification model dendritic morphology criterion for complex single crystal castings. *Superalloys 2016*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2016, pp. 229−236.
25. Kablov E.N., Tolorayya V.N., Ostroukhova G.N. Growth structure of single-crystal castings from nickel-based heat-resistant alloys. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2004, is.: High-rhenium heat-resistant alloys, technology and equipment for the production of alloys and casting of single-crystal gas turbine engine blades, pp. 107–131.
26. Kuzmina N.A. Growth structural defects in single crystals of nickel heat-resistant alloys. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), pp. 15–26. Available at: http://www.journal.viam.ru (accessed: April 22, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-15-26.

27. Sidorov V.V., Kablov D.E., Rigin V.E. *Metallurgy of Cast Heat-Resistant Alloys: Technology and Equipment*. Moscow: VIAM, 2014, 368 p.
28. Zadgenidze I.G. *Planning an Experiment for Studying Multicomponent Systems*. Moscow: Nauka, 1976, 390 p.
29. Vinarsky M.S., Lurye M.V. *Planning an Experiment in Technological Research*. Kyiv: Tekhnika, 1975, 168 p.
30. Gerasimov V.V., Kolyadov E.V. Technical Characteristics and Technological Capabilities of UVNK-9A and VIP-NK Units for Producing Single-Crystal Castings from Heat-Resistant Alloys. *Liteyshchik Rossii*, 2012, no. 11, pp. 33–37.
31. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron-optical analysis*. Moscow: MISiS, 2002, 358 p.
32. Iskhodzhanova I.V., Bondarenko Yu.A., Lapteva M.A. Evaluation of the structure of monocrystalline Ni superalloys derived in different conditions of directional solidification using methods of quantitative analysis of video images. *Trudy VIAM*, 2015, no. 12, pp. 46–54. Available at: http://www.viam-works.ru (accessed: May 08, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-6-6.
33. Starova E.N., Dolzhansky Yu.M., Sibileva L.I. et al. *Processing and analysis of experimental data on the Nairi-2 computer*: a methodological guide. Moscow: ONTI VIAM, 1979, 80 p.
34. Gaiduk S.V., Kononov V.V., Petrik I.A., Nalesny N.B. Influence of crystallization rate and heat treatment on the structure and properties of single crystals of heat-resistant nickel alloys. *Vestnik dvigatelestroyeniya*, 2005, no. 1, pp. 150–153.
35. Kablov E.N., Orlov M.R., Ospennikova O.G. Mechanisms of formation of porosity in single crystals turbine blades and kinetics of its elimination at hot isostatic pressing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 117–129.

Информация об авторах

Битюцкая Ольга Николаевна, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Петрушин Николай Васильевич, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Висик Елена Михайловна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Кузьмина Наталия Александровна, старший научный сотрудник, к.г.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Лонская Наталья Александровна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Olga N. Bityutskaya, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikolay V. Petrushin, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Elena M. Visik, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Natalia A. Kuzmina, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Geol. & Mineral.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Natalia A. Lonskaya, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 03.12.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 09.12.2025.
The article was submitted 03.12.2025; approved and accepted for publication after reviewing 09.12.2025.