

УДК 669.017.165:669.018.44

Н.В. Петрушин<sup>1</sup>, Е.М. Висик<sup>1</sup>, Е.С. Елютин<sup>1</sup>**УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С МАЛОЙ ПЛОТНОСТЬЮ. Часть 2\***

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-3-15

*Представлены результаты конструирования и экспериментальных исследований жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ20 с плотностью 8,04 г/см<sup>3</sup> для изготовления лопаток газотурбинных авиационных двигателей со столбчатой структурой зерен и монокристаллической структурой. Показано, что сплав ВЖЛ20 с монокристаллической структурой кристаллографической ориентации [001] в термически обработанном состоянии обладает высокой фазовой стабильностью, а также повышенными кратковременной ( $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 950$  МПа и  $\sigma_6^{20^\circ} = 1130$  МПа) и длительной прочностью ( $\sigma_{100}^{900^\circ} = 340$  МПа и  $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 185$  МПа).*

**Ключевые слова:** литейные жаропрочные никелевые сплавы, компьютерное конструирование сплава, микроструктура, фазовая стабильность, плотность, механические свойства, длительная прочность.

N.V. Petrushin<sup>1</sup>, E.M. Visik<sup>1</sup>, E.S. Elyutin<sup>1</sup>**IMPROVEMENT OF THE CHEMICAL COMPOSITION AND STRUCTURE OF CASTABLE NICKEL-BASED SUPERALLOY WITH LOW DENSITY. Part 2**

*Results of design and experimental studies of a nickel-based superalloy VZhL20 with a density of 8.04 g/cm<sup>3</sup> for the manufacture of turbine blades with a columnar granular structure and a single-crystal structure are presented. It is shown that alloy VZHL20 with a single-crystal structure of the crystallographic orientation [001] in the heat-treated state possesses high phase stability, and enhanced short-term strength ( $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 950$  МПа,  $\sigma_6^{20^\circ} = 1130$  МПа), and long-term strength ( $\sigma_{100}^{900^\circ} = 340$  МПа,  $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 185$  МПа).*

**Keywords:** castable nickel-based superalloys, computer design, microstructure, phase stability, density, mechanical properties, long-term strength.

<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**

Одним из важнейших факторов развития авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и энергетических установок (ГТУ) является улучшение эксплуатационных характеристик наиболее ответственных деталей газовой турбины ГТД и ГТУ – турбинных лопаток [1, 2]. В современных отечественных газовых турбинах широко используются лопатки с направленной (столбчатой) и монокристаллической структурами из литейных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) марок ЖС26, ЖС26У и ЖС32. Эти

\*Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 3 (97), 2021.

сплавы имеют многокомпонентную систему легирования, реализующую дисперсионное упрочнение  $\gamma$ -матрицы (твердый раствор на основе Ni) микрочастицами  $\gamma'$ -фазы на основе интерметаллического соединения  $Ni_3Al$  в количестве 55–65 % (по массе) и монокарбидами (MeC) на основе титана в количестве 1,5–2 % (по массе). Химический состав и свойства указанных сплавов приведены в работе [3]. Для достижения высоких характеристик длительной прочности и температурной работоспособности сплавы ЖС26 и ЖС26У содержат повышенное количество вольфрама (11–12 % (по массе)), а сплав ЖС32 – вольфрама (9 % (по массе)), тантала (4 % (по массе)) и рения (4 % (по массе)), являющихся одними из наиболее эффективных легирующих элементов. При этом достигнутый уровень жаропрочности (например,  $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 190$  МПа – для сплава ЖС26 и  $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 245$  МПа – для сплава ЖС32) сопровождается сопутствующим увеличением плотности (соответственно до 8,53 и 8,80 г/см<sup>3</sup>) – результат повышенного содержания тяжелых тугоплавких легирующих элементов в сплавах. Кроме того, установлено, что высокое содержание указанных легирующих элементов в этих сплавах в процессе длительных ресурсных испытаний монокристаллических лопаток способствует образованию в их структуре избыточных фаз, негативно влияющих на механические свойства [4]. К известным зарубежным промышленным никелевым ренийсодержащим сплавам с интерметаллидно-карбидным упрочнением, используемым для литья лопаток со столбчатой и монокристаллической структурами, относятся сплавы René N5 [5] и CM186LC [6]. Рений является дефицитным и дорогостоящим металлом, поэтому его введение в жаропрочные сплавы приводит к резкому повышению их стоимости.

Одной из перспективных разработок в данной области является жаропрочный никелевый сплав ВЖМ7 с низкой плотностью (8,39 г/см<sup>3</sup>), предназначенный для литья монокристаллических рабочих лопаток газовых турбин авиационных двигателей [7]. Однако этот материал также содержит рений в количестве 2,6 % (по массе). Кроме того, в системе легирования сплава ВЖМ7 отсутствует углерод – один из наиболее эффективных упрочнителей межзеренных границ и субграниц. Поэтому технология литья лопаток из безуглеродистых сплавов должна обеспечивать формирование монокристаллической структуры в отливках без образования ростового дефекта в виде субзерен. Однако практика производства монокристаллических лопаток сложной геометрической формы (особенно крупногабаритных) в промышленных установках для направленной кристаллизации показала, что в отдельных элементах отливок лопаток газовых турбин (полки, замок и перо) возможно локальное образование субзерен [8]. Поэтому для упрочнения малоугловых границ субзерен в ЖНС, предназначенные для литья таких лопаток, вводят небольшие количества углерода и других горофильных добавок [9, 10]. 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 [11, 12].

В части 2 работы представлены результаты конструирования и экспериментальных исследований литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью (не более 8,1 г/см<sup>3</sup>) для производства лопаток газотурбинных авиационных двигателей с направленной (столбчатой) структурой зерен и монокристаллической структурой.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 9.1. «Разработка с применением математического (компьютерного) моделирования новых составов монокристаллических жаропрочных сплавов с повышенной удельной жаропрочностью» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [13]).

## Материалы и методы

Конструирование жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью и повышенными прочностными характеристиками для производства лопаток газовых турбин со столбчатой структурой зерен и монокристаллической структурой осуществляли на базе никелевой системы легирования Ni–Al–W–Mo–Cr–Co–Ti–Nb–V–C. Выбор данной системы основан на полученных авторами ранее [14] регрессионных моделях, описывающих влияние легирующих элементов W, Mo, Cr, Co, Ti, Nb, Hf и C на долговечность  $\tau_{200}^{975^\circ}$  (время до разрушения при испытании на длительную прочность при температуре 975 °С и напряжении 200 МПа) поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов типа ВЖЛ12У, а также на результатах экспериментальных исследований влияния легирующего элемента гафния на температуры фазовых превращений в этих сплавах. При этом использовалась закономерность (установленная авторами и представленная на рис. 1), что легирующий комплекс, обеспечивающий максимально высокую длительную прочность сплава с поликристаллической структурой равноосной кристаллизации, может быть использован в качестве базового для создания жаропрочного сплава с направленной (столбчатой) структурой зерен и монокристаллической структурой.

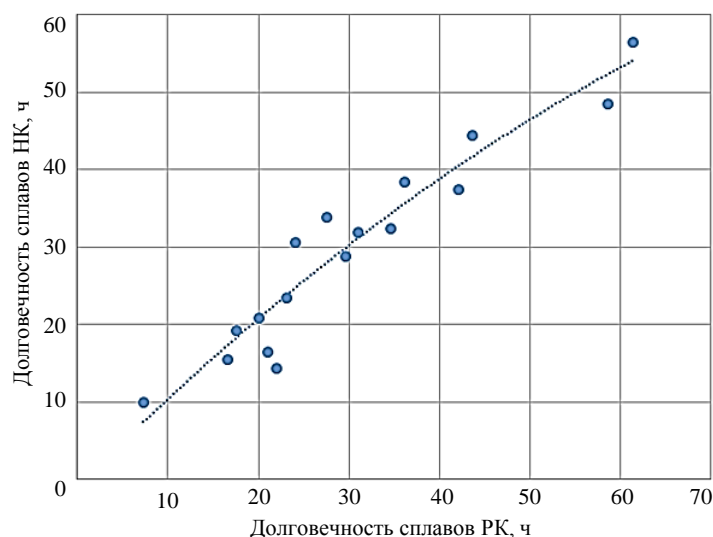


Рис. 1. Соотношение долговечностей при температуре 975 °С жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС6Ф равноосной кристаллизации (РК) при напряжении 240 МПа и направленной кристаллизации (НК) при напряжении 260 МПа

Поиск композиции сплава с малой плотностью проводили методом компьютерного конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов [11, 12]. Принимали, что в выбранной системе легирования сконструированный сплав должен иметь плотность не более 8,1 г/см<sup>3</sup>. Для достижения максимальных характеристик длительной прочности сплав с плотностью не более 8,1 г/см<sup>3</sup> должен иметь: приемлемую фазовую стабильность, небольшой  $\gamma/\gamma'$ -мисфит (0,15–0,20 % при комнатной температуре), долю  $\gamma'$ -фазы ~60 % (объемн.), температуру полного растворения  $\gamma'$ -фазы ( $\gamma'$ -солвус)  $T_{\text{Solv}} \geq 1230$  °С и достаточную технологичность при термической обработке (возможность проведения гомогенизирующего отжига без риска оплавления).

В компьютерном эксперименте в выбранной системе легирования концентрации переменных легирующих элементов Cr, Mo, Co, Ti, Nb и C задавали на двух уровнях

(максимальном и минимальном) и варьировали в соответствии с планом полного факторного эксперимента типа  $2^n + 1$  ( $n$  – количество переменных факторов) [15]. Концентрации других легирующих элементов Al и V в анализируемых вариантах сплава оставались постоянными. Затем, используя алгоритм компьютерного поиска композиций литейных жаропрочных никелевых сплавов с предварительно заданными характеристиками [16], проводили оценку сбалансированности химического состава всех  $2^n + 1$  вариантов сплава на основе расчетов параметров фазовой стабильности  $\Delta E$  и  $(\overline{Md})_\gamma$  соответственно по формулам (1) [17, 18] и (2) [19, 20]:

$$\Delta E = E_{\text{сплав}} - E_0 \text{ при } E_0 = 0,036A_{\text{сплав}} + 6,28, \quad (1)$$

$$\begin{aligned} (\overline{Md})_\gamma = & 0,717C_{\text{Ni}} + 1,9C_{\text{Al}} + 1,142C_{\text{Cr}} + 1,55C_{\text{Mo}} + 1,655C_{\text{W}} + \\ & + 2,224C_{\text{Ta}} + 0,777C_{\text{Co}} + 2,117C_{\text{Nb}} + 2,271C_{\text{Ti}} + 3,002C_{\text{Hf}} + 1,276C_{\text{Re}} + 1,006C_{\text{Ru}}, \end{aligned} \quad (2)$$

где  $A_{\text{сплав}} = \sum_{i=1}^n A_i C_i$  – средняя атомная масса элементов сплава, в молях;  $E_{\text{сплав}} = \sum_{i=1}^n E_i C_i$  – среднее количество валентных электронов элементов в сплаве;  $A_i$  и  $E_i$  – соответственно атомная масса и количество валентных электронов  $i$ -го компонента ( $sp$ -электроны алюминия и  $ds$ -электроны переходных металлов);  $C_i$  – атомная доля  $i$ -го компонента в сплаве;  $n$  – число компонентов, включая основу сплава; символами  $C_{\text{Ni}} \dots C_{\text{Ru}}$  обозначены атомные доли элементов в  $\gamma$ -матрице сплава.

В данной части работы химический состав варианта сплава считали фазово-стабильным, если для него выполнялись следующие условия:  $0,02 \geq \Delta E \geq -0,04$  и  $(\overline{Md})_\gamma \leq 0,93$ . Для фазово-стабильных композиций вариантов сплава, определяемых параметрами  $0,02 \geq \Delta E \geq -0,04$  и  $(\overline{Md})_\gamma \leq 0,93$ , рассчитывали структурно-фазовые, физико-химические и механические характеристики. По результатам расчетов для экспериментальных исследований выбран сплав с расчетным значением плотности  $7,95 \text{ г/см}^3$ , содержащий, % (по массе): 1,4 W; 3,5 Mo; 9,5 Cr; 6,5 Co; 0,8 Nb и 0,08 C (сплав включал также Al, Ti, V, Zr, B, Ce и La), который удовлетворял в наибольшей степени другим вышеуказанным условиям конструирования. В табл. 1 приведены основные характеристики сконструированного литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью (далее – сплав ВЖЛ20), полученные расчетным путем, в сравнении с результатами экспериментов.

Экспериментальные исследования сконструированного сплава проводили на монокристаллических отливках образцов (диаметром 18 мм и длиной 180 мм) с кристаллографической ориентировкой (КГО) [001], которые получали методом НК на установке с жидкометаллическим охладителем литейного блока типа УВНК-9 [21]. Для зарождения монокристаллической структуры в отливках из кристаллизующего сплава использовали затравочную технологию литья монокристаллов с применением тугоплавких затравок из бинарного сплава Ni–W [22]. Контроль КГО полученных монокристаллических отливок образцов сплава осуществляли методом рентгеновской дифрактометрии [23]. Термическая обработка монокристаллических отливок образцов сплава состояла из гомогенизирующего отжига при температуре  $\gamma'$ -солвус и двухступенчатого старения при температурах 1030 и 870 °С.

Исследование микроструктуры проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM-840. Локальный химический состав определяли количественным методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на установке JSMA-733.

Периоды кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз определяли по рентгеновским рефлексам 222, которые представляли собой дублет из синглетов  $K_{\alpha 1}$ – $K_{\alpha 2}$  фаз  $\gamma$  и  $\gamma'$ . Рентгеновские профили рефлексов 222 записывали с применением рентгеновского

дифрактометра ДРОН-3 в монохроматическом Fe  $K_{\alpha}$ -излучении. Обработку рентгеновских профилей, включающую разделение суммарных дублетов 222 фаз  $\gamma + \gamma'$  на фазовые синглеты  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, проводили по специальной компьютерной программе OUTSET [24]. Размерное несоответствие периодов  $\delta$  кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз ( $\gamma/\gamma'$ -мисфит) рассчитывали по формуле

$$\delta = \frac{a_{\gamma} - a_{\gamma'}}{a_{\gamma}}, \quad (3)$$

где  $a_{\gamma}$  и  $a_{\gamma'}$  – периоды кристаллических решеток  $\gamma$ -твердого раствора и  $\gamma'$ -фазы соответственно.

Образцы (с длиной рабочей части 25 мм и диаметром 5 мм) для определения механических свойств сконструированного сплава изготавливали из литых и термически обработанных монокристаллических отливок сплава с КГО [001].

Таблица 1

**Расчетные и экспериментальные значения характеристик сконструированного сплава ВЖЛ20 с малой плотностью**

Характеристики	Расчетные значения	Результаты экспериментов
Структурно-фазовые параметры: $F_0$ при температуре $\leq 850$ °С, % (объемн.) $F_{\text{эвт}}$ при температуре $\leq 850$ °С, % (объемн.) $\delta$ при температуре 20 °С, %	62,2 6,7 0,15	– – 0,22
Физико-химические параметры: $d$ , г/см <sup>3</sup> $T_{\text{Solv}}$ , °С $T_{\text{эвт}}$ , °С $T_S$ , °С $T_{\text{MeC}}$ , °С $T_L$ , °С	7,95 1246 1260 1281 1303 1342	8,04 1240 1262 1271 1310 1365
Параметры фазовой стабильности: $\Delta E$ $(Md)_{\gamma}$	0,014 0,911	– –
Длительная прочность, МПа: $\sigma_{100}^{900}$ $\sigma_{1000}^{900}$ $\sigma_{100}^{1000}$ $\sigma_{1000}^{1000}$	350 245 175 120	340 240 185 130
Примечания: $F_0$ – количество дисперсной $\gamma'$ -фазы; $F_{\text{эвт}}$ – количество эвтектики $\gamma + \gamma'$ ; $\delta$ – $\gamma/\gamma'$ -мисфит; $d$ – плотность; $T_{\text{Solv}}$ – температура $\gamma'$ -солвус; $T_{\text{эвт}}$ – температура плавления эвтектики $\gamma + \gamma'$ ; $T_S$ – температура солидус; $T_{\text{MeC}}$ – температура начала образования карбида MeC при кристаллизации сплава; $T_L$ – температура ликвидус; $\Delta E$ – параметр, рассчитанный по формуле (1); $(Md)_{\gamma}$ – параметр, рассчитанный по формуле (2); $\sigma_{100}^{900}$ , $\sigma_{1000}^{900}$ , $\sigma_{100}^{1000}$ и $\sigma_{1000}^{1000}$ – 100- и 1000-часовая длительная прочность при температурах 900 и 1000 °С для монокристаллов с КГО [001].		

Кратковременные механические свойства определяли при испытании образцов в интервале температур 20–1050 °С по ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651–84.

Исследование длительной прочности сплава проводили по ГОСТ 10145–81 при температурах 900 и 1000 °С на базах до 1000 ч в воздушной атмосфере без защитного

покрытия. Обработку результатов испытаний на длительную прочность выполняли по уравнению температурно-силовой зависимости времени до разрушения  $\tau_p$  [25]:

$$\tau_p = \mu T^m \sigma^{-n} \exp\left(\frac{U_0 - \eta\sigma}{RT}\right), \quad (4)$$

где  $\mu$ ,  $m$ ,  $n$ ,  $U_0$ ,  $\eta$  – коэффициенты, определяемые по результатам испытаний на длительную прочность;  $T$  – температура, К;  $\sigma$  – напряжение, МПа;  $R$  – газовая постоянная.

Полученные значения коэффициентов уравнения длительной прочности (2) использовали для определения средних значений пределов длительной прочности  $\sigma_t^T$  сконструированного сплава с монокристаллической структурой с КГО [001] на базах 10, 100, 500 и 1000 ч при температурах 900 и 1000 °С.

### Результаты и обсуждение

#### Микроструктура сплава ВЖЛ20

Микроструктура сплава ВЖЛ20 в литых монокристаллических отливках (рис. 2) имеет дендритно-ячеистое строение и состоит из матричного никелевого  $\gamma$ -твердого раствора, выделений интерметаллидной  $\gamma'$ -фазы на основе соединения  $Ni_3Al$  и карбидных фаз различного типа. В свою очередь  $\gamma'$ -фаза состоит из дисперсных частиц, образовавшихся при распаде пересыщенного никелевого  $\gamma$ -твердого раствора в процессе охлаждения (от температуры, меньшей температуры  $\gamma'$ -солвус), и крупных глобул  $\gamma'$ -эвтектической фазы ( $\gamma'_{эвт}$ ) в виде структурной составляющей эвтектики  $\gamma + \gamma'$ . Геометрические размеры частиц  $\gamma'$ -фазы, расположенных в междендритных областях, значительно больше частиц  $\gamma'$ -фазы ( $\sim 1$  мкм), расположенных в дендритах ( $\sim 0,5$  мкм). При этом характерными особенностями частиц  $\gamma'$ -фазы, расположенных в междендритных областях, является некубовидность формы и отсутствие строгой огранки по поверхностям габитуса.

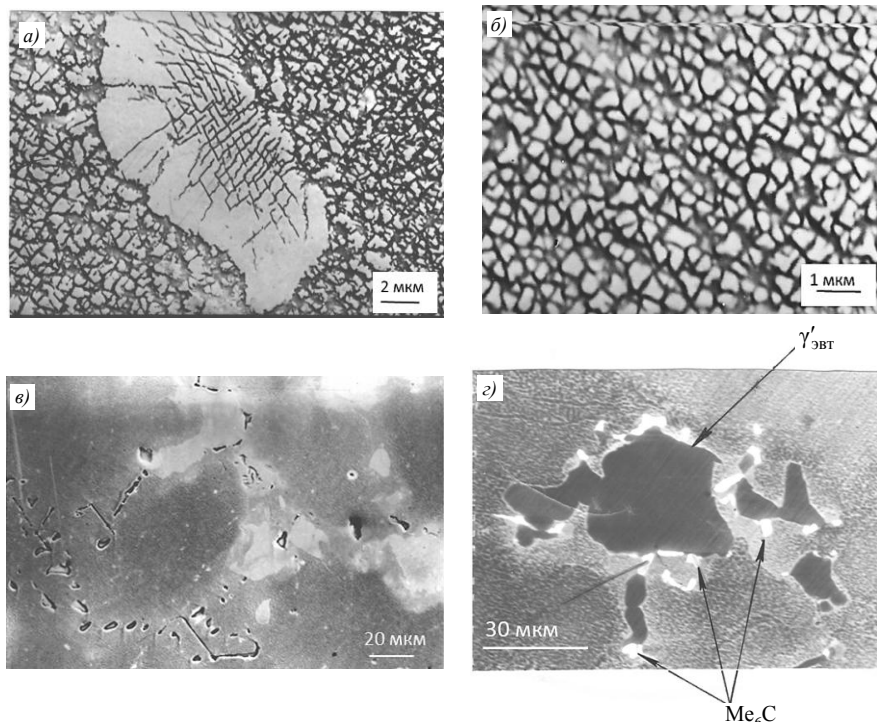


Рис. 2. Микроструктура сплава ВЖЛ20 после направленной кристаллизации: *a* – выделения эвтектики  $\gamma + \gamma'$  в междендритном участке; *б* –  $\gamma'$ -фаза в дендрите первого порядка; *в* – частицы монокарбида  $Me_6C$  и выделения эвтектики  $\gamma + \gamma'$  в междендритном участке; *г* – дисперсные выделения фаз типа  $Me_6C$  и выделения эвтектики  $\gamma + \gamma'$  в междендритном участке

По данным микрорентгеноспектрального анализа, карбидная фаза в литых монокристаллах сплава ВЖЛ20 представлена карбидом MeC на основе титана. Его частицы располагаются в междендритных областях и, по данным дифференциального термического анализа, образуются с температуры, которая на ~30 °С меньше температуры начала затвердевания сплава при кристаллизации. В структуре междендритных участков отливок обнаружены дисперсные выделения фаз переменного состава, обогащенные хромом, никелем и молибденом (белые частицы на рис. 2, з). По химическому составу эти выделения близки к карбидам типа Me<sub>6</sub>C и локализуются вблизи эвтектики  $\gamma + \gamma'$ , свидетельствуя о том, что они образуются при затвердевании последних порций жидкого сплава.

Такая весьма существенная микроструктурная неоднородность литых монокристаллических отливок из сплава ВЖЛ20 обусловлена микросегрегацией легирующих элементов в пределах дендритной ячейки в процессе НК. Количественно она характеризуется коэффициентом сегрегации легирующих элементов  $K_c$ , который определяется следующим образом [16]:

$$K_c = n(C_{м.д} / C_{д.п})^n, \quad (5)$$

где  $C_{м.д}$  и  $C_{д.п}$  – соответственно концентрации  $i$ -го элемента в  $\gamma/\gamma'$ -матрице междендритных участков и дендритов первого порядка;  $n = \pm 1$ . Если  $C_{м.д} > C_{д.п}$ , то  $n = +1$  и  $K_c = (C_{м.д} / C_{д.п}) > 1$  (в этом случае сегрегация считается «прямой»). Если  $C_{м.д} < C_{д.п}$ , то  $n = -1$  и  $K_c = -(C_{д.п} / C_{м.д}) < -1$  (в данном случае сегрегация считается «обратной»).

В табл. 2 приведены экспериментальные данные по локальному химическому составу  $\gamma/\gamma'$ -матрицы дендритов первого порядка и междендритных областей, а также рассчитанные по формуле (5) значения коэффициентов сегрегации легирующих элементов в монокристаллах сплава ВЖЛ20 после НК.

Таблица 2

**Локальный химический состав  $\gamma/\gamma'$ -матрицы дендритов первого порядка и междендритных областей, а также коэффициенты сегрегации легирующих элементов в сплаве ВЖЛ20 после направленной кристаллизации**

Место анализа	Содержание элементов, % (по массе), и значения коэффициентов сегрегации $K_c$								
	Co	Ni	Ti	Cr	Mo	Al	W	V	Nb
Междендритная область	5,4	72,8	5,9	5,8	1,9	6,0	0,8	0,3	0,8
Дендрит первого порядка	6,5	68,7	3,2	10,2	3,2	5,1	2,0	0,4	0,4
Эвтектическая $\gamma'$ -фаза	7,0	72,8	7,3	3,7	0,9	6,4	0,4	0,2	0,8
$K_c$	-1,2	–	1,8	-1,7	-1,7	1,2	-2,5	1,0	2,0

Из данных, представленных в табл. 2, следует, что в  $\gamma/\gamma'$ -матрице дендритов первого порядка наблюдается повышенное содержание легирующих элементов W, Mo, Cr и Co ( $K_c < -1$ ), а межосные участки обогащены легирующими элементами Nb, Ti и Al ( $K_c > 1$ ). В данном случае характер сегрегации хрома и молибдена в процессе НК сплава ВЖЛ20 является аномальным, поскольку в соответствии с общими закономерностями дендритной ликвации легирующие элементы Mo и Cr, снижая температуру плавления никелевых сплавов, должны обогащать междендритные области [26]. Легирующий элемент ванадий ( $K_c = 1$ ) не сегрегирует в процессе НК сплава ВЖЛ20.

По результатам исследований методом рентгеновской дифрактометрии определены численные значения структурно-фазовых характеристик ( $\gamma/\gamma'$ -мисфит, угловое уширение рентгеновских синглетов  $\gamma$ -твердого раствора  $\beta_{0,5\gamma}$  и  $\gamma'$ -фазы  $\beta_{0,5\gamma'}$ ) для образцов из сплава ВЖЛ20, изготовленных из цилиндрической монокристаллической отливки и характеризующих ее начальный («низ»), средний («центр») и конечный («верх») участки. Установлено, что для образцов «низ», «центр» и «верх» полученные значения периодов кристаллических решеток  $\gamma$ -твердого раствора (соответственно 0,35910; 0,35906 и 0,35952 нм),  $\gamma'$ -фазы (соответственно 0,35853; 0,35849 и 0,35840 нм) и мисфита (соответственно 0,16; 0,16 и 0,31 %) близки. Однако угловое уширение рентгеновского синглета  $\gamma$ -твердого раствора сплава в этих образцах ( $\beta_{0,5\gamma} = 1,28\text{--}1,56$  градуса) существенно больше углового уширения рентгеновского синглета  $\gamma'$ -фазы ( $\beta_{0,5\gamma'} = 0,45\text{--}0,57$  градуса), что обусловлено большей химической неоднородностью, присущей  $\gamma$ -фазе.

В результате термической обработки, включающей гомогенизирующий отжиг и двухступенчатое старение, в микроструктуре монокристаллических отливок образцов из сплава ВЖЛ20 достигнуто значительное уменьшение дендритной сегрегации легирующих элементов и сформированы однородные по размеру и морфологии частицы  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -матрице дендритов (рис. 3, а). Выделения эвтектики  $\gamma + \gamma'$  и карбидной фазы  $\text{Me}_6\text{C}$  не претерпели существенных изменений. Фаз, обогащенных хромом, никелем и молибденом типа  $\text{Me}_6\text{C}$ , не обнаружено.

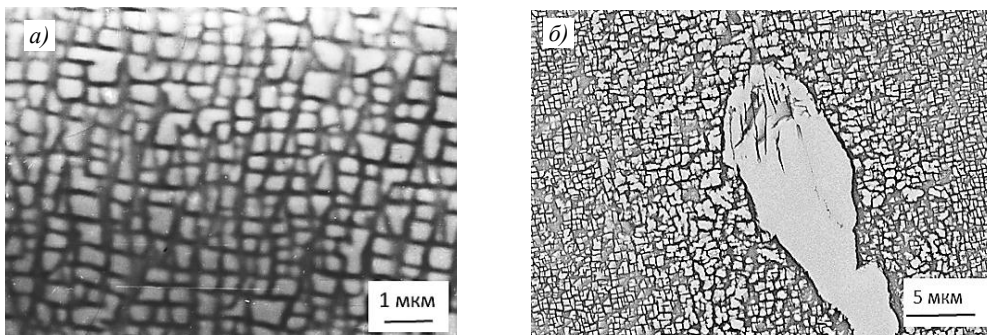


Рис. 3. Микроструктура сплава ВЖЛ20 после термической обработки: а –  $\gamma'$ -фаза в дендрите первого порядка; б – бимодальное распределение дисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы выделения эвтектики  $\gamma + \gamma'$  в междендритном участке

Что касается частиц  $\gamma'$ -фазы междендритных областей монокристаллических отливок, то в данном случае полной перекристаллизации  $\gamma'$ -фазы не произошло (рис. 3, б), т. е. в реальных условиях проведения процесса гомогенизирующего отжига температура отливок, по-видимому, была меньше значения температуры  $T_{\text{SolV}}$   $\gamma'$ -фазы (1240 °С), характерной для исследуемой композиции сплава. В результате нерастворившиеся при выбранной температуре гомогенизации в небольшом количестве (~5 %) частицы  $\gamma'$ -фазы, расположенные в окрестности выделений эвтектики  $\gamma + \gamma'$ , коагулируют в процессе отжига. После охлаждения распределение частиц  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -матрице междендритных областей отливок приобретает бимодальный характер (рис. 3, б).

По данным рентгеновских исследований, в термически обработанном сплаве ВЖЛ20, по сравнению с направленно закристаллизованным, наблюдаются небольшое увеличение  $\gamma/\gamma'$ -мисфита (до 0,22 %) и уменьшение концентрационной неоднородности  $\gamma$ -твердого раствора, характеризуемой угловым уширением рентгеновского  $\gamma$ -синглета ( $\beta_{0,5\gamma} = 1,1$  градуса).

*Механические свойства при растяжении сплава ВЖЛ20*

Средние значения характеристик кратковременной прочности, полученные по результатам испытаний на растяжение монокристаллических образцов из сплава ВЖЛ20 с КГО [001] в литом и термически обработанном состояниях, представлены в табл. 3.

Таблица 3

**Механические свойства\* образцов из сплава ВЖЛ20 с КГО [001] в литом и термически обработанном состояниях при различных температурах**

Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$	$\psi$
	МПа		%	
20	810/950	1090/1130	13,5/7,5	13,5/11,0
700	870/1070	1070/1255	14,0/6,0	13,0/8,0
800	925/1190	1050/1220	18,0/12,0	23,5/15,5
900	710/770	750/930	21,0/15,5	23,5/20,5
1000	550/640	600/670	13,0/24,0	21,5/28,0
1050	390/495	420/520	18,0/27,5	18,5/36,0

\*Средние значения: в числителе – образцов в состоянии после литья, в знаменателе – термически обработанных образцов.

Из данных, представленных в табл. 3, видно, что во всей исследованной области температур (20–1050 °С) термически обработанные образцы из сплава ВЖЛ20 имеют значительно более высокие показатели кратковременной прочности  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$ , чем образцы в литом состоянии, несмотря на то, что пластичность, характеризуемая относительным удлинением  $\delta$  и сужением  $\psi$  при растяжении, термически обработанных образцов из сплава ВЖЛ20 меньше, чем литых. Температурные зависимости прочности литых и термообработанных образцов из сплава ВЖЛ20 практически идентичны. В интервале температур от 20 до 800 °С сплав ВЖЛ20 с КГО [001] имеет слабо убывающую температурную зависимость предела прочности  $\sigma_B$  и возрастающую температурную зависимость предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . При дальнейшем повышении температуры пределы прочности и текучести сплава ВЖЛ20 значительно уменьшаются. Согласно данным табл. 3, значения относительного удлинения  $\delta$  и сужения  $\psi$  монокристаллических образцов из сплава ВЖЛ20 с КГО [001] имеют очень слабую температурную зависимость (до 700 °С) – при увеличении данной температуры наблюдается существенное повышение обеих характеристик. Подобные температурные изменения кратковременных прочностных характеристик исследуемого сплава ВЖЛ20 типичны для монокристаллов с КГО [001] жаропрочных никелевых сплавов с большим содержанием  $\gamma'$ -фазы (>60 % (объемн.)) [27].

*Длительная прочность сплава ВЖЛ20*

Экспериментальные значения долговечности (времени до разрушения), полученные при испытании литых и термообработанных образцов из сплава ВЖЛ20 с КГО [001] на длительную прочность при температурах 900 и 1000 °С и различных напряжениях, использованы для расчета по уравнению температурно-силовой зависимости времени до разрушения (4) кривых длительной прочности (для средних значений). В качестве примера на рис. 4 представлены кривые длительной прочности сплава ВЖЛ20 в литом состоянии.

По кривым длительной прочности определены значения пределов длительной прочности при различной длительности испытания (10, 100, 500 и 1000 ч) литого и термически обработанного сплава ВЖЛ20 (табл. 4). Для сравнения также приведены

характеристики длительной прочности жаропрочного никелевого сплава ЖС26 с монокристаллической структурой, легированного повышенным (11–12 % (по массе)) количеством вольфрама – одного из наиболее эффективных легирующих элементов [25].

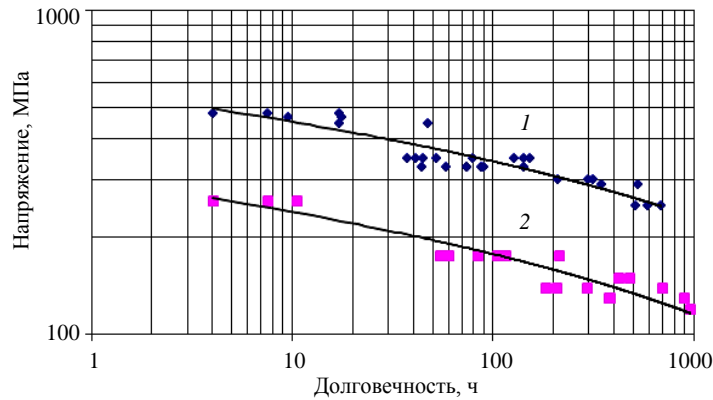


Рис. 4. Кривые длительной прочности сплава ВЖЛ20 с КГО [001] в литом состоянии при температурах 900 (1) и 1000 °C (2) (точками показаны экспериментальные данные)

Таблица 4

**Длительная прочность\* сплавов ВЖЛ20 и ЖС26 с КГО [001] при различных температуре и длительности испытания**

Сплав	Температура испытания, °C	$\sigma_{10}$	$\sigma_{100}$	$\sigma_{500}$	$\sigma_{1000}$
		МПа			
ВЖЛ20	900	445/465	320/340	250/270	220/240
	1000	255/265	170/185	130/145	110/130
ЖС26	900	589	392	299	255
	1000	299	190	130	110

\*Средние значения: в числителе – для литого сплава, в знаменателе – для термически обработанного.

Представленные в табл. 4 результаты испытания свидетельствуют о преимуществе термически обработанного сплава во всем температурно-временном диапазоне, что обусловлено положительным влиянием на длительную прочность повышенной химической однородности его структуры и большей дисперсностью упрочняющих частиц  $\gamma'$ -фазы кубоидной формы с плоской огранкой по поверхностям габитуса. Следует также отметить, что сплав ВЖЛ20 при температуре 1000 °C не уступает по длительной прочности известному промышленному жаропрочному сплаву ЖС26 (с плотностью 8,53 г/см<sup>3</sup>) с монокристаллической структурой КГО [001]. При этом расчеты удельной длительной прочности при температуре 1000 °C показали превосходство сплава ВЖЛ20 во всем диапазоне долговечностей:

- для сплава ВЖЛ20:  $\sigma_{100}^{1000} / d = 23,01 \text{ МПа/г}\cdot\text{см}^{-3}$ ,  $\sigma_{1000}^{1000} / d = 16,17 \text{ МПа/г}\cdot\text{см}^{-3}$ ;
- для сплава ЖС26:  $\sigma_{100}^{1000} / d = 22,27 \text{ МПа/г}\cdot\text{см}^{-3}$ ,  $\sigma_{1000}^{1000} / d = 12,89 \text{ МПа/г}\cdot\text{см}^{-3}$ .

Данное обстоятельство, по-видимому, связано с высокой фазовой стабильностью сплава ВЖЛ20 и подтверждается исследованиями методом МРСА, которые свидетельствуют об отсутствии избыточных фаз в структуре образцов после испытаний на длительную прочность при температурах 900 и 1000 °C на базе до 1000 ч.

Сплав ВЖЛ20 также имеет существенные преимущества по длительной прочности при температурах 900 и 1000 °C по сравнению с известными литейными жаропрочными никелевыми сплавами с поликристаллической равноосной структурой [3, 27].

### Заключения

1. На основе расчетов фазового состава, объемной доли  $\gamma'$ -фазы,  $\gamma/\gamma'$ -мисфита, температур  $\gamma'$ -солвус, солидус и ликвидус, а также плотности, параметров фазовой стабильности и длительной прочности при температурах 900 и 1000 °С (для монокристаллов с КГО [001]) сплавов выбранной системы Ni–Al–W–Mo–Cr–Co–Ti–Nb–V–C сконструирован литейный жаропрочный никелевый сплав ВЖЛ20 с малой плотностью.

2. После НК монокристаллические отливки с КГО [001] из сплава ВЖЛ20 имеют дендритно-ячеистое строение с неоднородным распределением легирующих элементов и фаз по дендритным ячейкам:

– легирующие элементы W, Mo, Cr, Co имеют обратную сегрегацию и обогащают дендриты; элементы Al, Ti и Nb имеют прямую сегрегацию и концентрируются в междендритных областях, а ванадий имеет незначительную сегрегацию;

– дисперсные частицы  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -матрице междендритных областей значительно крупнее, чем в  $\gamma$ -матрице дендритов первого порядка;

– выделения карбида MeC на основе монокарбида TiC и эвтектики  $\gamma + \gamma'$  располагаются в междендритных областях, где вблизи эвтектики  $\gamma + \gamma'$  выделяются дисперсные фазы типа Me<sub>6</sub>C, обогащенные хромом и молибденом.

3. Гомогенизирующий отжиг при температуре  $\gamma'$ -солвус приводит к растворению фаз типа Me<sub>6</sub>C и уменьшению коэффициентов сегрегации легирующих элементов, однако полная их гомогенизация не достигается.

4. Для литого и термообработанного сплава ВЖЛ20 с КГО [001] определены: плотность (8,04 г/см<sup>3</sup>),  $\gamma/\gamma'$ -мисфит (0,16 и 0,22 % при температуре 20 °С), температуры  $\gamma'$ -солвус (1240 °С), плавления эвтектики  $\gamma + \gamma'$  (1262 °С), солидус (1271 °С), ликвидус (1365 °С) и образования карбида MeC (1310 °С), а также механические свойства при растяжении в интервале температур 20–1050 °С и длительная прочность на базах до 1000 ч при температурах 900 и 1000 °С.

5. Сконструированный сплав ВЖЛ20 с монокристаллической структурой КГО [001] имеет следующие средние значения характеристик кратковременной прочности при комнатной температуре и длительной прочности на базах до 1000 ч при температурах 900 и 1000 °С:

– в состоянии после литья:  $\sigma_b^{20^\circ} = 1090$  МПа,  $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 810$  МПа,  $\delta^{20^\circ} = 13,5$  %,  $\psi^{20^\circ} = 13,5$  %;  $\sigma_{100}^{900^\circ} = 320$  МПа,  $\sigma_{500}^{900^\circ} = 250$  МПа,  $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 220$  МПа и  $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 170$  МПа,  $\sigma_{500}^{1000^\circ} = 130$  МПа,  $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 110$  МПа;

– в состоянии после термической обработки:  $\sigma_b^{20^\circ} = 1130$  МПа,  $\sigma_{0,2}^{20^\circ} = 950$  МПа,  $\delta^{20^\circ} = 7,5$  %,  $\psi^{20^\circ} = 11,0$  %;  $\sigma_{100}^{900^\circ} = 340$  МПа,  $\sigma_{500}^{900^\circ} = 270$  МПа,  $\sigma_{1000}^{900^\circ} = 240$  МПа и  $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 185$  МПа,  $\sigma_{500}^{1000^\circ} = 145$  МПа,  $\sigma_{1000}^{1000^\circ} = 130$  МПа.

6. Сплав ВЖЛ20 предназначен для изготовления лопаток газотурбинных двигателей со столбчатой структурой зерен и монокристаллической структурой.

### Библиографический список

1. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 19–36.
2. Бондаренко Ю.Н. Тенденции развития высокотемпературных металлических материалов и технологий при создании современных авиационных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-3-11.

3. Каблов Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы // *Машиностроение: энциклопедия: в 40 т. М.: Машиностроение, 2001. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные материалы. С. 519–552.*
4. Назаркин Р.М., Колодочкина В.Г., Оспенникова О.Г., Орлов М.Р. Изменения микроструктуры монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов в процессе длительной эксплуатации турбинных лопаток // *Авиационные материалы и технологии. 2016. № 4 (45). С. 9–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-9-17.*
5. Walston W.S., O'Hara K.S., Ross E.W., Pollock T.M., Murphy W.H. René N6: Third generation single crystal superalloy // *Superalloys. Pennsylvania: Minerals, Metals and Materials Society, 1996. P. 27–34.*
6. Jo C.-Y., Jones N., Choe S.-J., Knowles D. High temperature mechanical properties and creep crack initiation of DS CM186LC for nozzle guide vane // *Metals and Materials. 1998. Vol. 4. No. 5. P. 1017–1025.*
7. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // *Авиационные материалы и технологии. 2015. № 2 (35). С. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.*
8. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Орехов Н.Г. Технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ // *Авиационные материалы и технологии. 2003. № 1. С. 63–79.*
9. Low carbon directional solidification alloy – CM186LC: pat. US 5069873; filed 14.08.89; publ. 03.12.91.
10. Ross E.W., O'Hara K.S. RENÉ N4: A first generation single crystal turbine airfoil alloy with improved oxidation resistance, low angle boundary strength and superior long time rupture strength // *Superalloys. Pennsylvania: Minerals, Metals and Materials Society, 1996. P. 19–25.*
11. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука, 2006. С. 56–78.*
12. Герасимов В.В., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Усовершенствование состава и разработка технологии литья монокристаллических лопаток из жаропрочного интерметаллидного сплава // *Труды ВИАМ. 2015. № 3. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-3-1-1.*
13. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.*
14. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Елютин Е.С. Усовершенствование состава и структуры литейного жаропрочного никелевого сплава с малой плотностью. Часть 1 // *Труды ВИАМ. 2021. № 3 (97). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.03.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-3-3-15.*
15. Заггендизе И.Г. Планирование эксперимента для исследования многокомпонентных систем. М.: Наука, 1976. 390 с.
16. 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.*
17. Морозова Г.И. Закономерность формирования химического состава  $\gamma'/\gamma$ -матриц многокомпонентных никелевых сплавов // *Доклады Академии наук СССР. 1991. Т. 320. № 6. С. 1413–1416.*
18. Морозова Г.И. Значение метода физико-химического фазового анализа в развитии авиационного металловедения и создании жаропрочных никелевых сплавов (К 125-летию со дня рождения Н.И. Блок) // *Труды ВИАМ. 2016. № 1 (37). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.12.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-50-55.*
19. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H., Murata Y. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept // *High temperature alloys for gas turbines and other applications: Proceedings of Conference (Liege, Oct. 6–9, 1986). Dordrecht: CRM, 1986. P. 935–944.*

20. Argence D., Vernault C., Desvallees Y., Fournier D. MC-NG: a 4th generation single-crystal superalloy for future aeronautical turbine blades and vanes // *Superalloys*. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2000. P. 829–837.
21. Висик Е.М., Герасимов В.В., Петрушин Н.В., Колядов Е.В., Филонова Е.В. Технологическое опробование литья монокристаллических лопаток из жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ20 пониженной плотности // *Литейщик России*. 2018. № 5. С. 17–22.
22. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Орехов Н.Г., Демонис И.М., Остроухова Г.А., Чубарова Е.Н. Методы получения монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // *Труды Междунар. науч.-техн. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение» (Москва, 25–26 апр. 2006 г.)*. М.: ВИАМ, 2006. С. 270–279.
23. Кузьмина Н.А., Пьянкова Л.А. Контроль кристаллографической ориентации монокристаллических отливок никелевых жаропрочных сплавов методом рентгеновской дифрактометрии // *Труды ВИАМ*. 2019. № 12 (84). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.08.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-11-19.
24. Назаркин Р.М. Рентгенодифракционные методики прецизионного определения параметров кристаллических решеток никелевых жаропрочных сплавов (краткий обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 41–48. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-41-48.
25. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.
26. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Metallurgia, 1977. 224 с.
27. Reed R.C. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. Cambridge: United Kingdom at University Press, 2006. 372 p.
28. Гэбб Т.П., Дрешфилл Р.Л. Свойства суперсплавов // *Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 кн. / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля; пер. с англ.* М.: Metallurgia, 1995. Кн. 2. С. 352–371.