



УДК 669.018.44:66.065.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-6-2-2

**ВЗАИМОСВЯЗЬ ФОРМЫ ФРОНТА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
СО СТРУКТУРОЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ
В ПРОЦЕССЕ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

В.В. Герасимов

кандидат технических наук

Е.М. Висик

кандидат технических наук

Е.В. Колядов

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, Е.М. Висик¹, Е.В. Колядов¹

ВЗАИМОСВЯЗЬ ФОРМЫ ФРОНТА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СО СТРУКТУРОЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

В статье с учетом анализа влияния критерия концентрационного переохлаждения на форму фронта кристаллизации делается попытка вывести соотношения между осевым и радиальным градиентами при направленной кристаллизации, при которых дендриты симметричной относительно своих осей морфологии приобретают форму с сильно развитыми осями дендритов второго порядка в плоскости радиального градиента. Графоаналитический метод оценки этих соотношений позволяет предсказать на каком участке по высоте слитка могут появиться дендриты с развитыми осями второго порядка.

Ключевые слова: *направленная кристаллизация, морфология фронта роста, концентрационное переохлаждение, жаропрочные сплавы.*

V.V. Gerasimov, E.M. Visik, E.V. Koljadov

THE RELATIONSHIP SHAPE OF THE CRYSTALLIZATION FRONT WITH THE STRUCTURE OF HEAT-RESISTANT ALLOYS IN THE PROCESS OF CRYSTALLIZATION

In the article, the analysis of the impact of the criterion of concentration of hypothermia on the shape of the front crystallization, in an attempt to retire the ratio between axial and radial gradients with crystallization under which dendrites symmetric relative to the axes morphology take form with strongly developed axes of the dendrites of the second order in the plane of the radial gradient. The graph-analytic method for assessment of these relations allows to predict, the area where the height of the ingot may appear dendrites with developed axes of the second order.

Keywords: *directional crystallization, morphology growth front, concentration hypothermia, heat-resistant alloys.*

¹Федеральное 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

Известно [1–14], что основными параметрами процесса направленной кристаллизации являются градиент температур на фронте роста (G , град/мм) и скорость кристаллизации (R , мм/мин), которая в установившемся процессе равна скорости перемещения формы с расплавом из горячей зоны печи в холодную. Произведение этих величин характеризует скорость охлаждения отливки ($G \cdot R$, град/мин).

Описание морфологии фазовой границы с учетом возникающих неустойчивостей весьма затруднительно даже для однофазных сплавов. Для качественного представления об устойчивости плоского фронта кристаллизации используют критерий концентрационного переохлаждения [15–17].

Материалы и методы

Рассмотрим модель кристаллизации сплава в направленном температурном поле с ориентированным тепловым потоком (Q). Схема модели приведена на рис. 1. Тепловой поток Q обуславливает зависимость температуры от расстояния X по высоте образца, графически представленную кривой ($T_{QL} - T_{QS}$), и определяет температурные градиенты в твердой фазе (G_S) и расплаве (G_L). Вследствие различной растворимости компонентов в твердой и жидкой фазах перед фронтом кристаллизации образуется диффузионный пограничный слой (δ) с максимальной концентрацией растворенного элемента (C_{\max}). Этот слой определяет зависимость температуры ликвидус (T_L) от расстояния X от фронта кристаллизации. Совмещая температурные поля T_{QL} и T_L на фронте кристаллизации (т. е. при $X=0$), получают критерий существования и протяженности зоны концентрационного переохлаждения l (см. рис. 1, б).

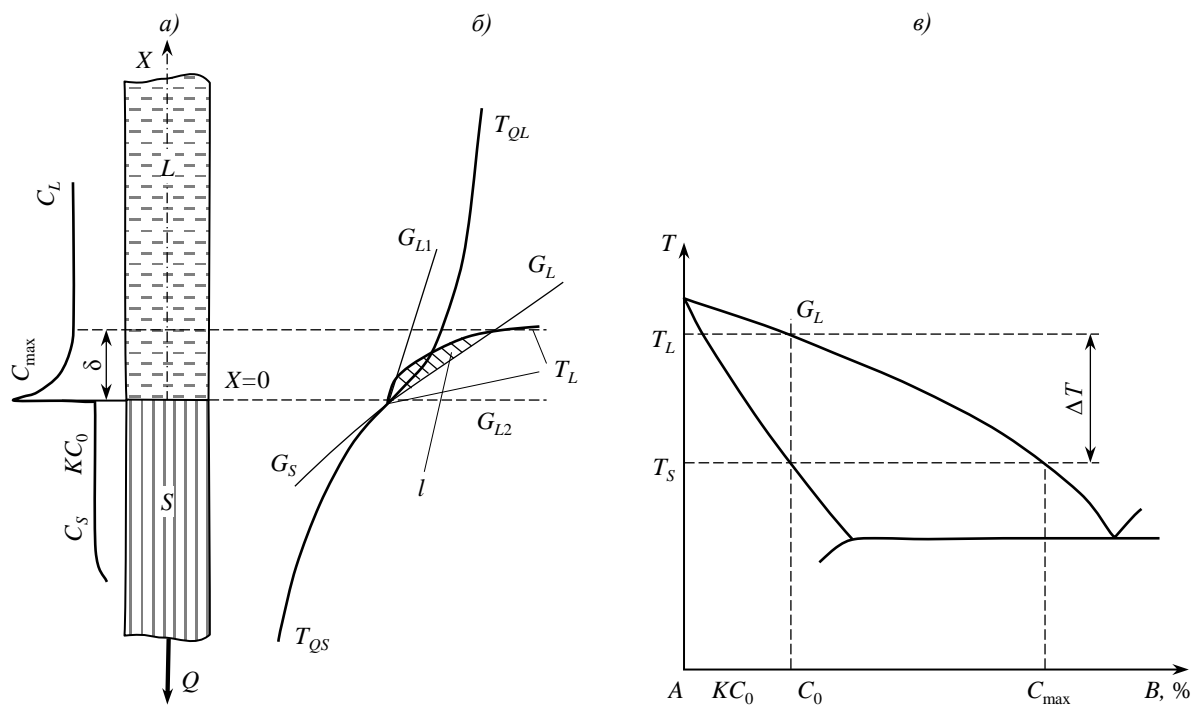


Рисунок 1. Модель кристаллизации сплава в направленном температурном поле с ориентированным тепловым потоком (возникновение концентрационного переохлаждения):

a – образец в направленном тепловом потоке Q и кривая распределения второго компонента по высоте образца (S, L – твердая и жидкая зоны образца; C_L, C_{max}, KC_0, C_S – переменные концентрации компонента B в образце; δ – диффузионный слой с переменной концентрацией; X – расстояние от фронта кристаллизации); *б* – кривая распределения температур ($T_{QL}-T_{QS}$) по высоте образца (T_L – переменная температура ликвидус; G_L, G_{L1}, G_{L2} – градиенты температур в жидкости при изменении внешних тепловых параметров процесса; l – зона (заштрихована) концентрационного переохлаждения; G_S – градиент температур в твердой фазе); *в* – фрагмент диаграммы состояния компонентов A и B при $K_0 < 1$ (ΔT – интервал кристаллизации)

Результаты

Для продвижения фронта кристаллизации со скоростью R требуется некоторое, хотя и небольшое для металлов, переохлаждение, поэтому на фазовой границе фактическая температура T_{QL} (при $X=0$) должна быть ниже температуры ликвидус T_L (при $X=0$), обусловленной составом. Если градиент температуры ликвидус превосходит градиент фактической температуры, то образуется зона концентрационного переохлаждения. Тогда, даже при повышении температуры T_{QL} с увеличением X (положительный температурный градиент), существует устойчивая зона переохлажденного расплава. Поэтому любой выступ на плоской фазовой границе имеет более благоприятные условия для роста дендрита, чем остальные участки плоскости. Это вызывает ячеистый или дендрит-

ный рост. Для подавления зоны концентрационного переохлаждения и, следовательно, для обеспечения стабильности плоского фронта необходимо [17], чтобы

$$dT_{QL}/dX \geq dT_L/dX \quad (\text{при } X=0), \quad (1)$$

где $dT_{QL}/dX = G_L$ – градиент температур в расплаве, который можно измерить термопарами; dT_L/dX – градиент температуры ликвидус (оценивается по разности температур ликвидус и солидус на расстоянии);

$$X = \delta \approx D/R; \quad (2)$$

$$\left(\frac{dT_L}{dX} \right)_{X=0} \approx \frac{T_L - T_S}{\delta} = \frac{\Delta T}{\delta} \approx \frac{\Delta T R}{D}. \quad (3)$$

В научной литературе вместо G_L используют обозначение G , тогда критерий стабильности плоской границы можно записать в виде:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T}{D}. \quad (4)$$

От этого общего приближенного выражения с помощью диаграммы состояния можно легко перейти к другим формулам, если ΔT заменить эквивалентными величинами [15–17]. Формула (4), как правило, применяется для однофазных сплавов и легированных эвтектик. Для двухкомпонентных сплавов это выражение будет иметь вид:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{mc(1-k)}{kD} \quad (5)$$

или

$$\frac{G}{R} \geq \frac{m(c-c_e)}{D}. \quad (6)$$

Однако для практического использования критерий стабильности плоской границы раздела в форме выражения (4) предпочтительнее, так как интервал кристаллизации ΔT даже для сложных сплавов легко измерить методом дифференциального термического анализа, а угол наклона линии ликвидус и коэффициенты распределения в реальных системах неизвестны.

На толщину диффузионного приграничного слоя большое влияние оказывает конвекция. Конвекцию расплава вызывают следующие (основные) причины:

- неоднородность плотности расплава, обусловленная температурными и концентрационными градиентами;
- выделение твердых, жидких и газообразных фаз различной плотности;

– изменение объема на поверхности раздела «жидкость–кристалл» (например, усадка при затвердевании);

– внешние воздействия (например, действие электромагнитных полей, механическое перемешивание, вибрации).

Влияние конвекции на морфологию фронта кристаллизации оценивается через эффективный коэффициент распределения (или коэффициент формы фронта K_ϕ), тогда критерий стабильности имеет вид [16]:

$$\frac{G}{R} \geq K_\phi \frac{\Delta T}{D}, \quad (7)$$

$$K_\phi = \frac{K}{K + (1-K)e^{-\Delta}},$$

где $\Delta = \delta_k \cdot R/D$, δ_k – толщина диффузионного пограничного слоя при наличии конвекции [15, 16].

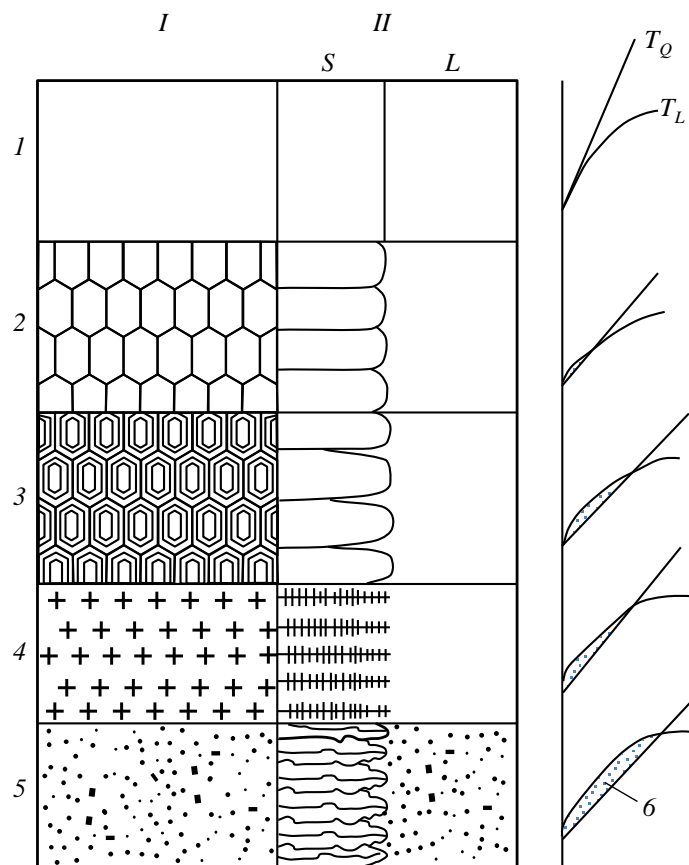


Рисунок 2. Влияние концентрационного переохлаждения (б – зона концентрационного переохлаждения; T_L и T_Q – изменение температур ликвидус и расплава под воздействием теплового потока) на морфологию фронта кристаллизации: 1 – плоский фронт; 2 – ячеистый; 3 – дендритно-ячеистый; 4 – дендритный; 5 – смешанный; I и II – поперечное и продольное сечение образца (S и L – твердая и жидкая его часть)

Графически влияние области концентрационного переохлаждения с учетом конвекции в приграничном слое расплава на морфологию фронта кристаллизации и, следовательно, на структуру отливок показано на рис. 2 [18]. Несмотря на приближенный характер критерия концентрационного переохлаждения, приведенная на рис. 2 схема принята в качестве теоретической основы для разработки технологического процесса, обеспечивающего получение разнообразных структур жаропрочных сплавов.

Обсуждение и заключения

При кристаллизации жаропрочных сплавов наблюдается в основном дендритный рост кристаллов. Формирование дендритов осуществляется в интервале температур $\Delta T = T_L - T_S$. При этом в зависимости от градиента температур на фронте кристаллизации протяженность этой зоны (ΔT) может колебаться в широком диапазоне от 0 (для эвтектик) до ~100 мм. Кроме того, фронт кристаллизации может быть плоским, вогнутым или выпуклым в сторону жидкой фазы. В практике литья жаропрочных сплавов с монокристаллической структурой, как правило, наблюдается вогнутый фронт кристаллизации, схема которого представлена на рис. 3.

Величина прогиба в сторону твердой фазы зависит от соотношения осевого и радиального градиентов. При значениях радиального градиента, близких к нулю, фронт кристаллизации – макроскопически плоский. Растущие дендриты имеют симметричную относительно оси первого порядка структуру «мальтийского креста» (в плане). При увеличении радиального градиента дендриты становятся несимметричными, развиваются оси второго порядка, которые могут прервать рост соседних дендритов и способствовать появлению «паразитных» зерен при дальнейшем увеличении G_R . На рис. 4, а представлена схема развития осей второго порядка и микроструктуры слитка по высоте образца, полученного при переменных значениях градиента температур на фронте кристаллизации.

Макроструктура монокристаллического образца, в верхней части которого, как в оболочке из монокристалла, образовалась равноосная структура слитка, представлена на рис. 5.

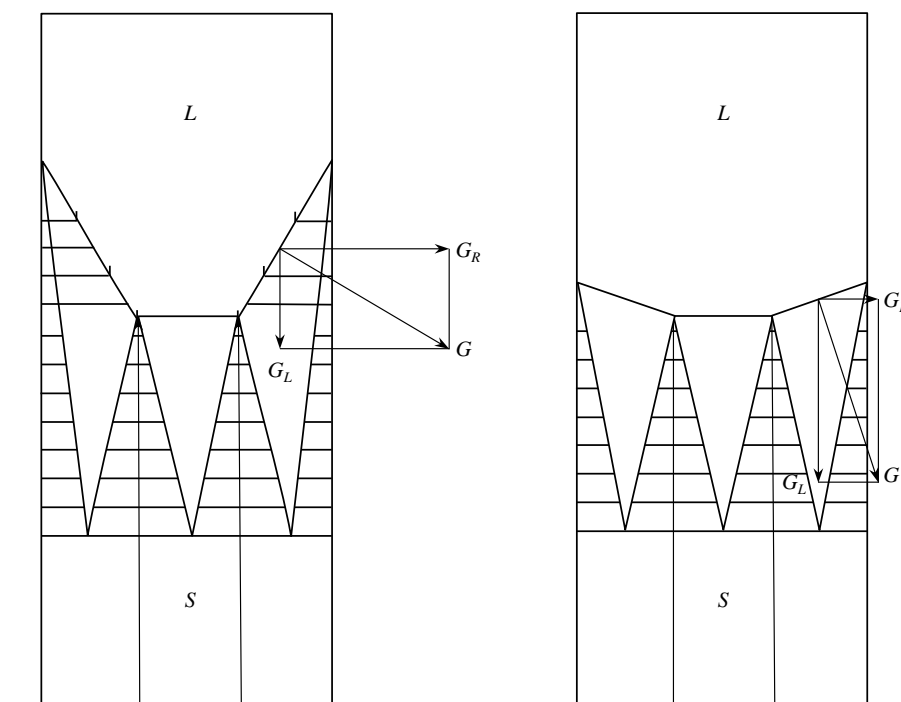


Рисунок 3. Схемы вогнутого фронта кристаллизации при различных значениях осевого и радиального градиентов температур на фронте кристаллизации

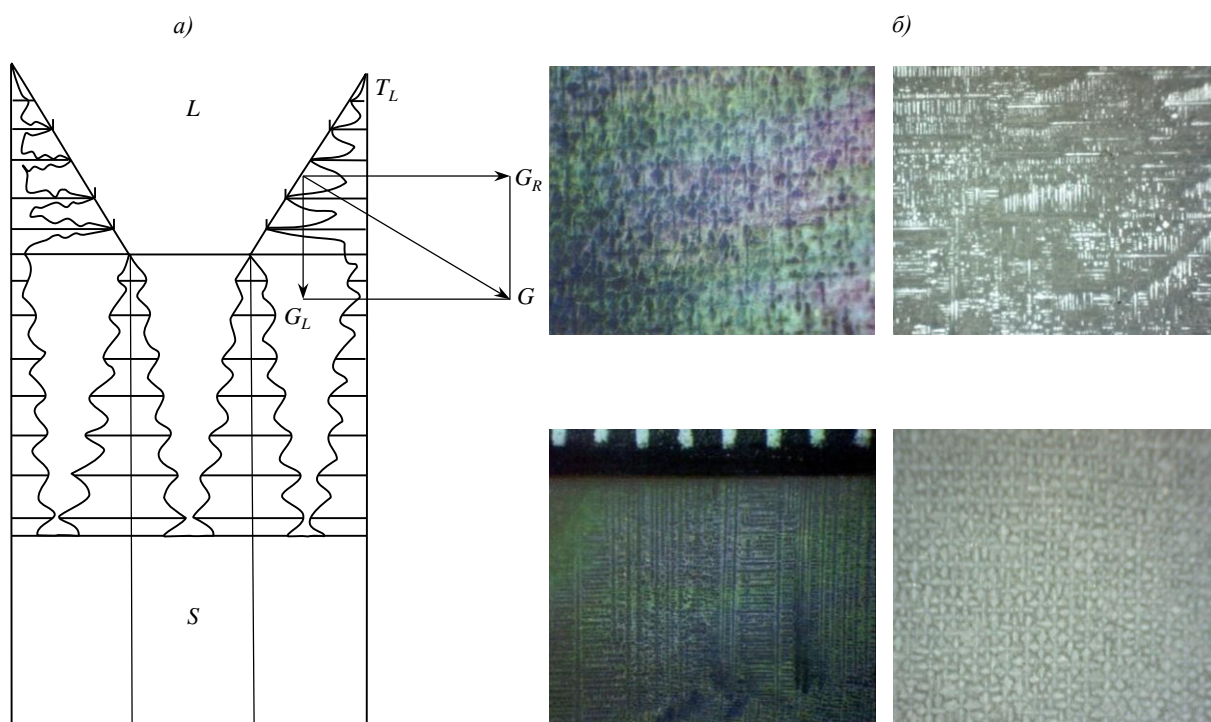


Рисунок 4. Схема вогнутого фронта кристаллизации (а), поясняющая появление развитых осей дендритов второго порядка и изменение микроструктуры отливки по высоте (б) ($\times 10$)

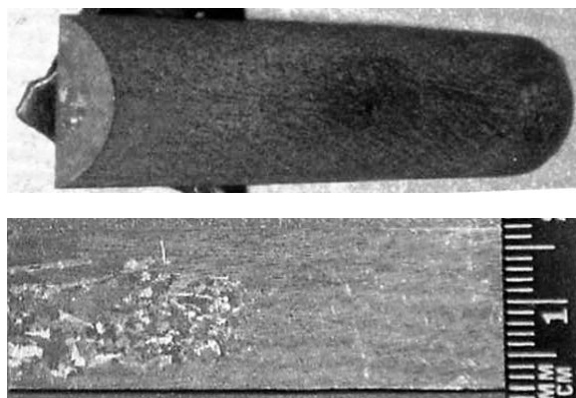


Рисунок 5. Макроструктура монокристаллического слитка, в верхней части которого образовалась зона мелких равноосных кристаллов внутри монокристаллической оболочки

Для предсказания степени развития осей второго порядка или появления паразитных зерен в отливке, выделим из слитка участок в виде пластины толщиной δ . Определив для этой «пластины» осевой и радиальный градиенты с помощью термометрирования, можно установить, при каких значениях отношения G_R/G_L дендриты будут иметь симметричное строение относительно своих осей первого порядка или развитых в противоположном G_R направлении осей второго порядка. Графоаналитический метод позволяет решать и обратную задачу – по соотношению осей второго порядка определять ориентировочно градиенты как в осевом, так и в радиальном направлении.

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. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 19–36.
3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 36–52.
4. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н. ВИАМ – основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 105–117.
5. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия). М.: МИСиС. 2001. С. 293–398.

6. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
7. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой. Ч. I //Материаловедение. 1997. №4. С. 32–38.
8. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой. Ч. II //Материаловедение. 1997. №5. С. 14–17.
9. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Каблов Д.Е. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристаллов <001> высокорениевого никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации //Авиационные материалы и технологии. 2011. №4. С. 25–31.
10. Герасимов В.В., Висик Е.М., Колядов Е.В. Влияние дрейфа фронта кристаллизации на структуру монокристаллических отливок сплава ЖС32У //Металлургия машиностроения, 2013. №3. С. 14–17.
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-worjks.ru).
12. 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. 19–24.
13. Бунтушкин В.П., Буркина В.И., Тимофеева О.Б., Юшакова Ф.В. Состав, структура и свойства монокристаллического сплава ВКНА-25 //Авиационные материалы и технологии. 2008. №1. С. 10–14.
14. Шалин Р.Е., Светлов И.Л. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1997. 336 с.
15. Флемингс М. Процессы затвердевания. М.: Мир. 1977. С. 339–359.
16. Физическое металловедение /Под ред. Р. Кана. М.: Мир. 1968. Вып. 11. С. 155–226.
17. Курц В., Зам П.Р. Направленная кристаллизация эвтектических материалов. М.: Metallurgia. 1980. С. 91–96.
18. Kurz W., Lux V. Gerichtete Erstarrung //Z. fur Metallkunde. 1972. V. 63. №9. P. 509–515.

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Strategicheskie napravlenija razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki 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. Ospennikova O.G. Strategija razvitija zharoprochnyh splavov i stalej special'nogo naznachenija, zashhitnyh i teplozashhitnyh pokrytij [The development strategy of superalloys and special steel, protective and thermal barrier coatings] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 19–36.
3. 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.
4. 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 monocrystalline turbine blades GTE and GTU] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 105–117.
5. Kablov E.N. Litye lopatki gazoturbinyh dvigatelej (splavy, tehnologii, pokrytija) [Alloy blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings)]. M.: MISiS. 2001. S. 293–398.
6. Kablov E.N., Lomborg B.S., Ospennikova O.G. Sozdanie sovremennyh zharoprochnyh materialov i tehnologij ih proizvodstva dlja aviacionnogo dvigatelestroenija [The creation of modern high-temperature materials and manufacturing technologies for aircraft engine] //Kryl'ja Rodiny. 2012. №3–4. S. 34–38.
7. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nikelevye zharoprochnye splavy dlja lit'ja lopatok s napravlennoj i monokristallicheskoj strukturoj [Nickel superalloys for blades casting with directional and single-crystal structure] Ch. I //Materialovedenie. 1997. №4. S. 32–38.
8. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nikelevye zharoprochnye splavy dlja lit'ja lopatok s napravlennoj i monokristallicheskoj strukturoj [Nickel superalloys for blades casting with directional and single-crystal structure] Ch. II //Materialovedenie. 1997. №5. S. 14–17.
9. Kablov E.N., Bondarenko Ju.A., Kablov D.E. Osobennosti struktury i zharoprochnyh svojstv monokristallov $\langle 001 \rangle$ vysokorenievogo nikeljevogo zharoprochnogo splava, poluchennogo v uslovijah vysokogradientnoj napravlennoj kristallizacii [Structure and

- properties of single crystals of high-temperature $\langle 001 \rangle$ vysokorenievogo nickel superalloy prepared under the high-gradient directional crystallization] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2011. №4. S. 25–31.
10. Gerasimov V.V., Visik E.M., Koljadov E.V. Vlijanie drejfa fronta kristallizacii na strukturu monokristallicheskih otlivok splava ZhS32U [Influence of the drift on the structure of the crystallization front monocrystalline alloy castings ZhS32U] //Metallurgija mashinostroenija, 2013. №3. S. 14–17.
 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 technology in resource-producing parts of GTE] //Trudy VIAM. 2013. №3. St. 01 (viam-worjks.ru).
 12. Gerasimov V.V., Visik E.M. Tehnologicheskie aspekty lit'ja detalej gorjachego trakta GTD iz intermetallidnyh nikelevyh splavov tipa VKNA s monokristallicheskoj strukturoj [Technological aspects of the casting of hot section turbine engine from intermetallic nickel alloys of VKNA with single-crystal structure] //Litejshhik Rossii. 2012. №2. S. 19–24.
 13. Buntushkin V.P., Burkina V.I., Timofeeva O.B., Jushakova F.V. Sostav, struktura i svojstva monokristallicheskogo splava VKNA-25 [Composition, structure and properties of single crystal alloy VKNA-25] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2008. №1. S. 10–14.
 14. Shalin R.E., Svetlov I.L. Monokristally nikelevyh zharoprochnyh splavov [Single crystals of nickel-base superalloy]. M.: Mashinostroenie. 1997. 336 s.
 15. Flemings M. Processy zatverdevanija [Solidification processes]. M.: Mir. 1977. S. 339–359.
 16. Fizicheskoe metallovedenie [Physical Metallurgy] /Pod red. R. Kana. M.: Mir. 1968. Vyp. 11. S. 155–226.
 17. Kurc V., Zam P.R. Napravlennaja kristallizacija jevtekticheskikh materialov [Directional solidification of eutectic materials]. M.: Metallurgija. 1980. S. 91–96.
 18. Kurz W., Lux B. Gerichtete Erstarrung //Z. fur Metallkunde. 1972. V. 63. №9. P. 509–515.