

УДК 669.018.44:669.017.165

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-4-31-36

А.Б. Ечин¹, Ю.А. Бондаренко¹

НОВАЯ ПРОМЫШЛЕННАЯ ВЫСОКОГРАДИЕНТНАЯ УСТАНОВКА УВНС-6 ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛОПАТОК И ДРУГИХ ДЕТАЛЕЙ ГТД ИЗ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ С МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Представлено описание метода высокоградиентной направленной кристаллизации для литья деталей газотурбинных двигателей. Приводятся зависимости коэффициента ликвации для некоторых никелевых ренийсодержащих сплавов от условий направленной кристаллизации. Рассмотрены преимущества и технические характеристики новой промышленной высокоградиентной установки УВНС-6. Построены кривые распределения температуры по высоте теплового узла печи. Для оценки качества получаемой структуры сплава проведено микроструктурное исследование образцов, полученных на этой установке, с замером междендритного расстояния. Сделаны выводы о высоком качестве получаемых отливок.

Ключевые слова: температурный градиент, направленная кристаллизация, междендритное расстояние, микроструктура, монокристалл.

A description of high-gradient directional solidification method for casting of gas turbine engines parts is represented. Dependences of segregation coefficient for some nickel rhenium-containing alloys on directional solidification conditions are given. Advantages and technical characteristics of a new industrial high-gradient UVNS-6 unit were considered. Curves of temperature distribution along the furnace heat assembly height were plotted. For evaluation of quality of the manufactured alloy structure a microstructural analysis of specimens, produced using this unit was fulfilled with a measurement of interdendritic distance.

To assess the quality of the received the structure of the alloy held samples in this installation, measuring interdendritic distance. Conclusions were made about a high quality of the manufactured castings.

Keywords: temperature gradient, directional solidification, interdendritic distance, microstructure, single crystal.

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

Развитие авиационного двигателестроения требует разработки новых, более совершенных технологий получения материалов деталей горячего тракта, работоспособность которых определяет эксплуатационные характеристики газотурбинных двигателей (ГТД). В настоящее время как в России, так и за рубежом (США, Англия), при производстве лопаток ГТД широкое применение получил процесс направленной кристаллизации, который позволил существенно повысить служебные характеристики жаропрочных сплавов путем устранения поперечных границ зерен [1]. За границей при промышленном производстве лопаток используют метод Бриджмена, в котором процесс направленной кристаллизации осуществляется путем перемещения керамической формы с расплавом жаропрочного сплава на водоохлаждаемом кристаллизаторе из зоны нагрева в зону охлаждения. Вследствие того что данный метод предполагает отвод тепла в процессе кристаллизации только за счет радиационного охлаждения, он обеспечивает невысокие температурные градиенты на фронте кристаллизации ($G=10-20^\circ\text{C}/\text{см}$). Это приводит к формированию структуры жаро-

прочных сплавов с крупными дендритными и фазовыми составляющими, со значительной дендритной ликвацией и пористостью [2-4]. Направленная кристаллизация в условиях невысокого температурного градиента приводит к образованию на поверхности отливок структурных дефектов в виде полос структурной ликвации (*freckles*), обогащенных крупными выделениями эвтектической γ' -фазы и карбидов [2].

Материалы и методы

Необходимость в более эффективном отводе тепла привела к созданию процесса направленной кристаллизации с жидкометаллическим охладителем – метода *ЛМС*. В его процессе керамическую форму с расплавом жаропрочного сплава перемещают из зоны нагрева и одновременно погружают в ванну с жидким охлаждающим металлом; использование конвективного охлаждения значительно повышает скорость теплоотвода. Метод *ЛМС* получил развитие в ВИАМ, где разработана технология высокоскоростной направленной кристаллизации лопаток ГТД в установках УВНК-8П с температурным градиентом $G=50-60^\circ\text{C}/\text{см}$ и жидкометаллическим охладителем – расплавом

алюминия. Эта технология достаточно широко используется в России при производстве рабочих лопаток авиационных ГТД [5–8].

Дальнейшие исследования процесса направленной кристаллизации с целью выбора его оптимальных параметров позволили установить, что формирование направленной структуры в условиях высокого температурного градиента $G > 100^\circ\text{C}/\text{см}$ обеспечивает получение более однородной структуры с меньшим расстоянием между осями дендритов ($\lambda \leq 150$ мкм) и меньшей дендритной ликвацией [3, 6]. Создание специализированного высокоградиентного оборудования – модельной установки УВНЭС-4 [9] и опытно-промышленной установки УВНС-5 – позволило детально исследовать механизм влияния температурного градиента на формирование дендритной структуры [10], а также экспериментально установить закономерности влияния высокого температурного градиента на междендритное расстояние, пористость и коэффициент ликвации в жаропрочных никелевых сплавах [11–13].

В условиях дендритного роста при направленной кристаллизации жаропрочного сплава существует жидко-твердая область, которая состоит из закристаллизовавшихся осей дендритов, ориентированных в направлении роста (рис. 1), и расплава, сосредоточенного в междендритном пространстве при направленной кристаллизации жаропрочных сплавов [10]. По существующей в России и за рубежом промышленной технологии с невысоким температурным градиентом высота жидко-твердой области на фронте кристаллизации составляет десятки миллиметров (рис. 1, а). Из-за перекрытия осями второго порядка дендритных каналов течение расплава в них затруднено. Вследствие различия молярных объемов жидкой и твердой фаз по мере кристаллизации в основании дендритов формируются дендритные поры [10].

Повышение температурного градиента обеспечивает уменьшение высоты жидко-твердой зоны перед фронтом кристаллизации (рис. 1, б), что облегчает подпитку расплавом оснований дендритов и, следовательно, способствует уменьшению размера и количества междендритных пор в 8–10 раз. При этом формируется более однородная тонкодендритная структура с меньшими по размеру расстояниями между осями дендритов (рис. 2) и выделениями частиц упрочняющих фаз.

Результаты

Результаты исследований зависимости коэффициента ликвации для никелевых жаропрочных ренийсодержащих сплавов Rene N5 и ВЖМ1 от условий направленной кристаллизации, полученные с помощью микрорентгеноспектрального анализа, приведены в табл. 1. Видно, что такие элементы, как Al и Ta, обогащают межосное пространство, а W, Re – концентрируются в осях дендритов (см. табл. 1). Повышение температур-

ного градиента уменьшает неоднородность химического состава, вызванного дендритной ликвацией. Это особенно важно для современных жаропрочных сплавов (W-, Re-содержащих), так как в них даже длительная высокотемпературная гомогенизация не устраняет химической неоднородности внутри дендритной ячейки [12].

Таким образом, метод высокоградиентной направленной кристаллизации позволяет получить более однородную структуру жаропрочного сплава, с меньшими расстоянием между осями дендритов и объемной долей пористости. Основываясь на полученном опыте эксплуатации установок УВНЭС-4 и УВНС-5, было принято решение о разработке и изготовлении промышленной высокоградиентной двухкамерной печи полунепрерывного действия [14].

Такая установка УВНС-6 создана в ВИАМ (рис. 3). Она имеет шлюзовую камеру и предназначена для полунепрерывного литья деталей горячего тракта ГТД с направленной и монокристаллической структурой [15]. Установка оснащена подвижными тепловыми экранами, отделяющими зону нагрева от зоны охлаждения (жидкометаллический охладитель – олово), системой управления основными параметрами технологического процесса на основе промышленного компьютера.

Технические характеристики установки УВНС-6:

Потребляемая мощность, кВт	200
Рабочая среда: вакуум, Па (мм рт. ст.)	$6,65 \cdot 10^{-1}$ (5×10^{-3})
Масса металла в тигле, кг	15
Температура металла в тигле, $^\circ\text{C}$	1700
Температура в печи подогрева формы, $^\circ\text{C}$	1700
Скорость вертикального перемещения, мм/мин	1–10
Размеры рабочего пространства печи подогрева формы, мм	$140 \times 360 \times 400$
Максимальный температурный градиент, $^\circ\text{C}/\text{см}$	150–200
Емкость кристаллизатора с жидким оловом, кг	150
Температура жидкометаллического охладителя, $^\circ\text{C}$	300
Производительность, форм/за рабочий цикл	2
Занимаемая площадь, м^2	30.

Для оценки качества структуры отливок, получаемых на промышленной установке УВНС-6, проведено исследование микроструктуры отлитых на ней образцов с замером междендритного расстояния. Экспериментальные плавки осуществлялись в керамические формы, изготовленные по промышленной технологии точного литья, из электрокорунда и связующего на основе SiO_2 . Установка вакуумировалась, печь подогрева форм нагревалась до температуры 1580°C , шихтовая заготовка жаропрочного сплава типа ЖС26 расплавлялась в плавильном индукционном тигле, и при температуре 1600°C расплав заливался в керамическую форму. Затем форма с расплавом

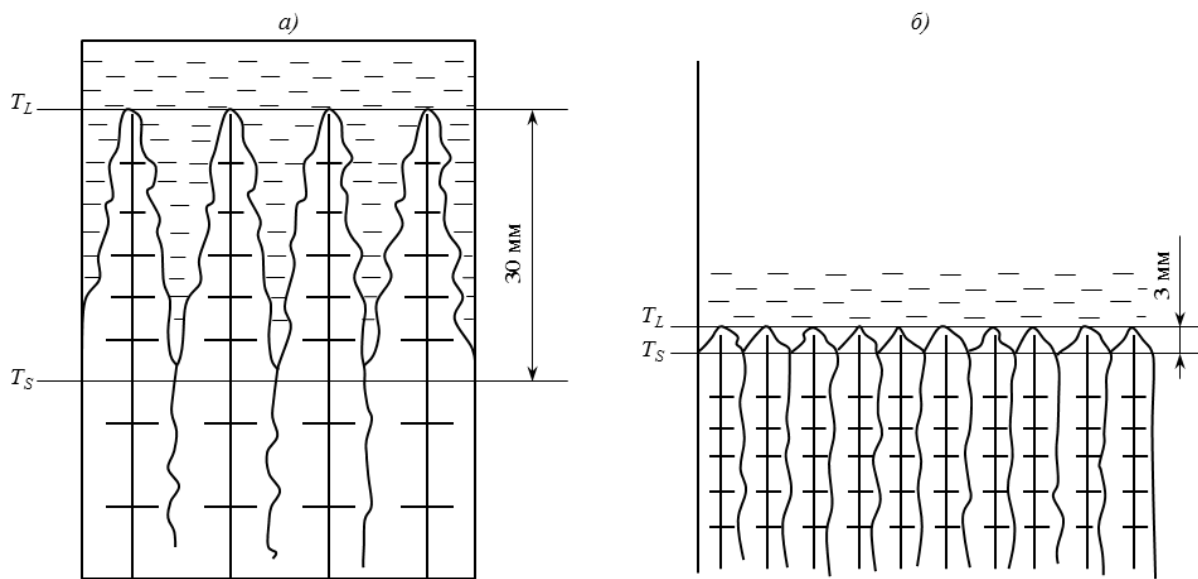


Рис. 1. Схема фронта кристаллизации в условиях дендритного роста при направленной кристаллизации (T_S ; T_L – температуры солидус и ликвидус соответственно) с температурным градиентом 30 (а) и 200°С/см (б)

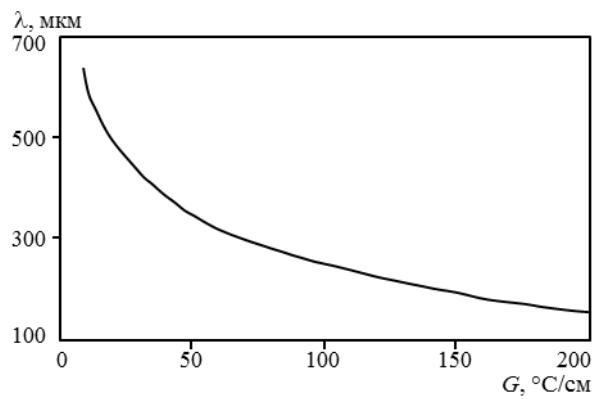


Рис. 2. Влияние температурного градиента G на междендритное расстояние λ



Рис. 3. Промышленная высокоградиентная установка УВНС-6 со шлюзовой камерой

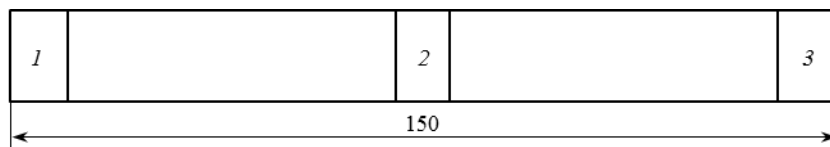


Рис. 4. Схема резки образца на шлифы 1–3

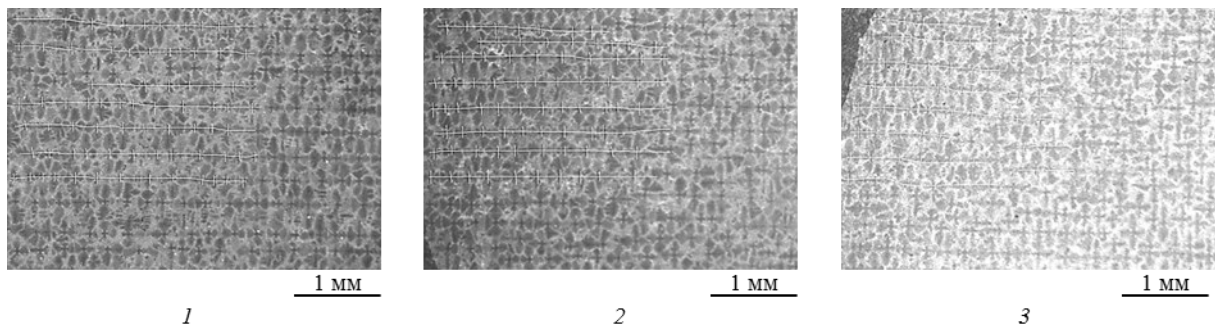


Рис. 5. Характерная дендритная ячеистая структура ($\times 25$) в разных зонах шлифов 1–3 с прорисованными дендритами для замера междендритного расстояния

Таблица 1

Влияние температурного градиента G на коэффициент ликвации K_d элементов

Сплав	$G, ^\circ\text{C}/\text{см}$	$K_d = C_{\text{о.д.}}/C_{\text{м.д.}}^*$						
		Al	Cr	Mo	W	Ta	Co	Re
Rene N5	60	0,7	0,8	0,7	2,0	0,7	1,1	2,5
	200	0,9	0,9	0,8	1,4	0,8	1,2	1,5
ВЖМ1-ВИ	60	0,7	1,2	1,2	2,1	0,5	1,2	3,4
	200	0,8	1,0	0,9	1,5	0,6	1,1	2,5

* $C_{\text{о.д.}}$, $C_{\text{м.д.}}$ – концентрация легирующего элемента в оси дендрита и межосном пространстве.

Таблица 2

Величина междендритного расстояния (МДР), полученная на образцах, вырезанных из заготовки

Условный номер образца	Место вырезки образца из заготовки	Количество измерений	МДР, мкм
1	Низ	117	215,2±3,0
2	Середина	144	210,7±3,1
3	Верх	73	203,6±4,0

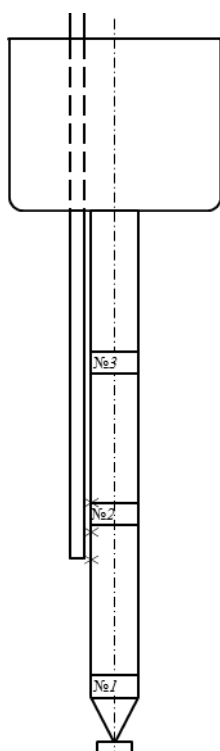


Рис. 6. Схема установки термопар (№1–№3) на керамической форме

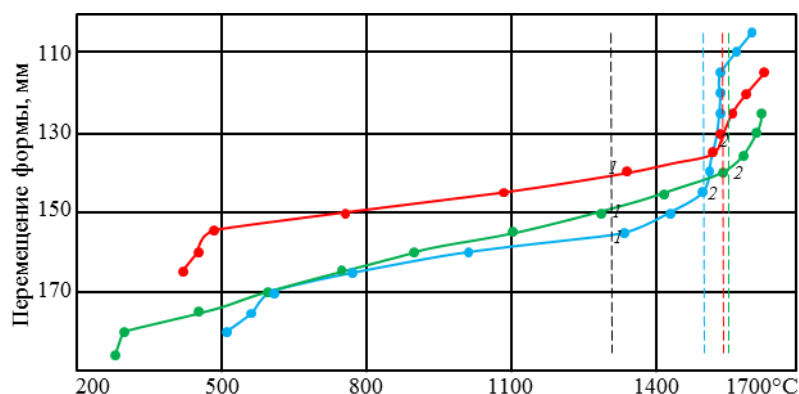


Рис. 7. Кривые распределения температуры по высоте теплового узла на основании показаний термопар №1 (●), №2 (●) и №3 (●)

вертикально перемещалась из печи подогрева форм в ванну с жидкометаллическим охладителем с постоянной скоростью кристаллизации $R_{кр}=5$ мм/мин. Температура жидкометаллического охладителя составляла 300°C .

Из полученной заготовки – согласно схеме, приведенной на рис. 4, – выбрали образцы для исследования структуры. Образец под номером 1 соответствует нижней части заготовки, 2 – средней, 3 – верхней.

Оценку междендритного расстояния выполняли на травленных шлифах образцов 1–3. В качестве междендритного расстояния (МДР) принимали расстояние между центрами осей дендритов первого порядка, измеренное вдоль кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$. С целью минимизации погрешности измерения место для количественного анализа МДР на микрошлифе выбирали таким образом, чтобы выходы осей дендритов первого порядка располагались ровными рядами (рис. 5). Полученные результаты приведены в табл. 2.

Для оценки значения температурного градиента на установке УВНС-6 в процессе направленной кристаллизации специально изготовлены шестипальчиковые керамические формы по промышленной технологии точного литья из электрокорунда и связующего на основе SiO_2 .

В экспериментах использованы вольфраморениевые термопары ВР 5/20 в количестве трех штук (№1–№3), которые закреплены на поверхности формы в ее центральной части на расстоянии ~ 10 мм друг от друга (рис. 6). Для тепло- и электроизоляции термопары защищали керамической «соломкой» на основе оксида алюминия.

Термопары на поверхности формы крепились при помощи суспензии на основе электрокорунда и связующего на основе SiO_2 . После расплавления металла осуществлялась направленная кристаллизация со скоростью $R=5$ мм/мин. При этом форма с термопарами перемещалась из зоны нагрева в зону охлаждения. Показания термопар фиксировали и записывали на жесткий диск компьютера.

На основании полученных данных построены кривые распределения температуры по высоте теплового узла печи (рис. 7). Полученные кривые имеют характерный вид для экспериментов, осуществляемых на установках типа УВНС.

Для определения температурного градиента на кривых выбрана точка 1 с температурой 1310°C , соответствующая температуре солидус сплава; затем выбрана точка 2, с помощью которой определялась температура на 1 см выше точки, в которой определялась температура солидус сплава. Разница между температурами, полученными в точках 1 и 2, позволила определить значение температурного градиента на фронте роста. Результаты показаний термопар, зафиксированных через

5 мм, и их графическое воспроизведение в виде кривых свидетельствуют, что значение температурного градиента для установки типа УВНС-6 составляет $G \geq 200^{\circ}\text{C}/\text{см}$.

В ряде работ, проведенных в ВИАМ, показано, что высокоградиентная технология обеспечивает, в частности, повышение качества структуры и уровня свойств перспективных интерметаллидных жаропрочных сплавов типа ВКНА на основе интерметаллида Ni_3Al с монокристаллической структурой [16–18]. По их результатам разработаны основные параметры технологии и получены опытные партии деталей горячего тракта ГТД: сопловые лопатки горячих конструкций, сегменты жаровых труб с монокристаллической структурой для испытаний при высоких температурах [19, 20].

Развитие технологии высокоградиентной направленной кристаллизации предусмотрено «Стратегическими направлениями развития материалов и технологий их переработки до 2030 года», разработанными в ВИАМ в соответствии с приоритетами государственной политики Российской Федерации в промышленной сфере, которые изложены в ряде руководящих документов Президента и Правительства страны. Причем стратегическое направление «Материалы и глубокая переработка сырья», в рамках которого будет в дальнейшем развиваться данная технология, является ключевым для технологического прорыва [21]. Исследования будут ориентированы на разработку технологии литья лопаток и других деталей ГТД методом направленной кристаллизации с управляемым градиентом из новых сплавов, включая материалы на основе тугоплавких матриц и интерметаллидов с направленной, монокристаллической и естественно-композиционной структурой [22, 23].

Заключение

В ВИАМ создана высокоградиентная промышленная установка УВНС-6 с компьютерной системой управления, процесс направленной кристаллизации в которой обеспечивает формирование в отливках заготовок образцов и лопаток ГТД из литейных жаропрочных и интерметаллидных сплавов однородной тонкодендритной структуры с меньшей дендритной ликвацией и пористостью по всей их высоте с междендритным расстоянием ~ 200 мкм.

Высокоградиентная технология литья лопаток и других деталей горячего тракта ГТД из литейных высокожаропрочных и интерметаллидных сплавов с монокристаллической структурой открывает новые возможности в повышении мощности, ресурса и топливной эффективности газотурбинных двигателей и создании двигателей следующих поколений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия /Под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука. 2006. 632 с.
2. Бондаренко Ю.А. Перспективы технологии направленной кристаллизации крупногабаритных рабочих лопаток наземных газовых турбин //Металловедение. 1998. №7. С. 21–25.
3. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н., Морозова Г.И. Влияние высокоградиентной направленной кристаллизации на структуру и фазовый состав жаропрочного сплава типа Rene N5 //МиТОМ. 1999. №2. С. 15–18.
4. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (Часть II) //Материаловедение. 1997. №5. С. 14–16.
5. Панкратов В.А., Каблов Е.Н. Инкубатор для турбинных лопаток //Наука и жизнь. 1991. №8. С. 62–64.
6. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сулова В.А., Нарский А.Р. О направленной кристаллизации жаропрочных сплавов с использованием охладителя //Литейное производство. 2011. №5. С. 36–39.
7. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД //Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 01 (viam-works.ru).
8. Беликов А.В., Герасимов В.В., Висик Е.М. Технология получения образцов для аттестации жаропрочных сплавов, выплавленных с применением отходов литейного производства заводов отрасли //Труды ВИАМ. 2013. №6. Ст. 02 (viam-works.ru).
9. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А. Новое в технологии производства лопаток ГТД //Аэрокосмический курьер. 1999. №2. С. 60–62.
10. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов с повышенным температурным градиентом //МиТОМ. 2002. №7. С. 20–23.
11. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сулова В.А., Нарский А.Р. Влияние условий направленной кристаллизации на структуру деталей типа лопатки ГТД //Литейное производство. 2012. №7. С. 14–16.
12. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Сулова В.А. Особенности высокоградиентной направленной кристаллизации и оборудование для литья монокристаллических образцов и турбинных лопаток из жаропрочных сплавов, содержащих рений /В кн.: Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-техн. сб. М.: Наука. 2006. С. 194–205.
13. 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.
14. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сулова В.А. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных сплавов с монокристаллической и композиционной структурой //Авиационные материалы и технологии. 2012. №1. С. 3–8.
15. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. Промышленная высокоградиентная установка направленной кристаллизации УВНС-6 //Металлургия машиностроения. 2013. №3. С. 32–34.
16. Базылева О.А., Бондаренко Ю.А., Тимофеева О.Б., Чабина Е.Б. Интерметаллидные композиции на основе Ni₃Al, легированные рением //Металлургия машиностроения. 2011. №4. С. 30–34.
17. Базылева О.А., Бондаренко Ю.А., Калицев В.А., Аргинбаева Э.Г. Влияние высокотемпературной газостатической обработки на свойства интерметаллидного сплава ВКНА-1В //Литейное производство. 2011. №9. С. 5–8.
18. Базылева О.А., Бондаренко Ю.А., Тимофеева О.Б., Хавацкий К.К. Влияние кристаллографической ориентации на структуру и свойства сплава ВКНА-1В //Металлургия машиностроения. 2012. №4. С. 8–12.
19. Бондаренко Ю.А., Базылева О.А., Ечин А.Б. и др. Высокоградиентная направленная кристаллизация деталей из сплава ВКНА-1В //Литейное производство. 2012. №6. С. 12–16.
20. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. и др. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных и интерметаллидных сплавов с монокристаллической структурой //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 20–25.
21. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
22. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 36–52.
23. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 57–60.