
Научная статья

УДК 66.065.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-4-3-17

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И РАСЧЕТНЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕПЛОВЫХ УСЛОВИЙ ПРОЦЕССА НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Ю.А. Бондаренко¹, В.А. Сурова¹, А.Р. Нарский¹, М.Ю. Колодяжный¹

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

Аннотация. Представлены результаты применения экспериментальных и расчетных методов исследования тепловых условий процесса направленной кристаллизации жаропрочных сплавов, нашедших широкое применение при производстве рабочих лопаток для современных авиационных газотурбинных двигателей. Предложены и реализованы методы оценки значений температурного градиента, скорости кристаллизации, размера жидко-твердой зоны на фронте кристаллизации, а также их влияния на структуру и свойства жаропрочных сплавов.

Ключевые слова: направленная кристаллизация, жаропрочные сплавы, температурный градиент, фронт кристаллизации, структура, свойства

Для цитирования: Бондаренко Ю.А., Сурова В.А., Нарский А.Р., Колодяжный М.Ю. Экспериментальные и расчетные методы исследования тепловых условий процесса направленной кристаллизации никелевых жаропрочных сплавов // Труды ВИАМ. 2024. № 4 (134). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-4-3-17.

Scientific article

EXPERIMENTAL AND COMPUTATIONAL METHODS FOR STUDYING THE THERMAL CONDITIONS OF THE PROCESS OF DIRECTIONAL CRYSTALLIZATION OF NICKEL SUPERALLOYS

Yu.A. Bondarenko¹, V.A. Surova¹, A.R. Narsky¹, M.Yu. Kolodyazhny¹

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

Abstract. The paper presents the results of the application of experimental and computational methods for studying the thermal conditions of the process of directed crystallization of heat-resistant alloys, which have found wide application in the production of blades for modern aviation gas turbine engines made of heat-resistant alloys. Methods for estimating the values of the temperature gradient, the crystallization rate, the size of the liquid-solid zone at the crystallization front, and their effect on the structure and properties of superalloys are proposed and implemented.

Keywords: directional crystallization, superalloys, temperature gradient, crystallization front, structure, properties

For citation: Bondarenko Yu.A., Surova V.A., Narsky A.R., Kolodyazhny M.Yu. Experimental and computational methods for studying the thermal conditions of the process of directional crystallization of nickel superalloys. *Trudy VIAM*, 2024, no. 4 (134), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-4-3-17.

Введение

В последние десятилетия в производстве авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) гражданского и военного назначения при изготовлении наиболее нагруженных узлов горячего тракта – рабочих и сопловых лопаток из жаропрочных сплавов – активно используется способ точного литья с одновременным формированием в отливках направленной и монокристаллической структуры с заданной кристаллографической ориентацией [1].

В России в газотурбинном двигателестроении широко применяются промышленные никелевые жаропрочные сплавы ЖС26, ЖС3, ВЖМ4, а также интерметаллидные сплавы [1–4], которые специально разработаны для реализации максимального уровня свойств при использовании технологии направленной кристаллизации. Они имеют сложный состав и дополнительное многокомпонентное легирование дорогостоящими элементами, такими как вольфрам, молибден, рений, рутений, а также редкоземельные металлы [5–7].

За рубежом в промышленном производстве подобных деталей широко применяются близкие по составу импортные жаропрочные сплавы марок PWA 1484, CMSX-4, CMSX-6, CMSX-10, Rene N5, Rene N6 [8, 9] и TMS-238 [10], которые выплавляют по специально созданной технологии выплавки с использованием специализированных вакуумных индукционных установок [11].

Для получения из этих сплавов деталей ГТД с однонаправленной и заданной монокристаллической структурой широкое применение нашел способ Бриджмена–Стокбаргера на водоохлаждаемом кристаллизаторе [12, 13], а также метод направленной кристаллизации с применением жидкометаллического охлаждения [14].

Цель данной работы – экспериментальные и расчетные исследования по оценке методов определения температурно-скоростных параметров направленной кристаллизации при изготовлении образцов и компонентов из жаропрочных сплавов для использования в ГТД.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ (далее – ВИАМ).

Материалы и методы

В качестве материалов исследования использованы широко применяемые в авиационной промышленности России высокожаропрочные сплавы ЖС26 и ЖС32 [1]. Эксперименты проводились на вакуумных установках УВНЭС-2 (при направленной кристаллизации на водоохлаждаемом кристаллизаторе), УВНЭС-3, УВНЭС-4 и УВНС-5 (при кристаллизаторе с жидкометаллическим охладителем) [1, 15]. В этих специально созданных в ВИАМ установках учтены особенности производства деталей ГТД с использованием технологии точного литья по выплавляемым моделям [15].

Для экспериментальной оценки тепловых параметров процесса направленной кристаллизации (исходя из температур плавления сплавов и рабочих температур в процессе кристаллизации) наиболее подходящими по рабочим температурам и стоимости являются вольфрам-рениевые термопары (W-Re₅–W-Re₂₀). Для защиты термопарной проволоки от воздействия высоких температур и изоляции использованы одно- и двухканальные термопарные трубки с внешним диаметром ~ (3–4) мм и внутренним каналом ~ (0,5–1,0) мм, изготовленные из керамики на основе Al₂O₃ (95 % (по массе)) и связующего SiO₂. Эта керамика сохраняла свои диэлектрические свойства до температуры ~1650 °С. При более высоких рабочих температурах (до 1800 °С) использована специальная керамика из Al₂O₃ (~99 % (по массе)) с минимальным содержанием связующего. Место контакта-спая термопар также защищали данной керамикой. Внешний вид одного

из вариантов термопары, подготовленной для экспериментов при высоких температурах (при 1800 °С), приведен на рис. 1. Такую термопару дополнительно помещали в керамическую трубку из Al_2O_3 с внутренним диаметром ~8 мм.

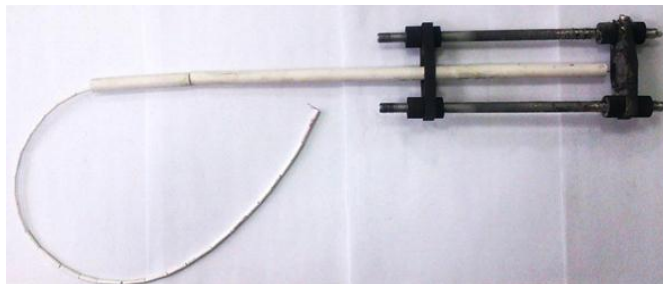


Рис. 1. Внешний вид одного из вариантов термопары, подготовленной для экспериментов при высоких температурах

Все плавки на установках типа УВНЭС проводили по одинаковой схеме. Исходный жаропрочный сплав (ЖС26 или ЖС32) расплавляли под вакуумом в индукционном плавильном тигле, изготовленном на основе керамики ($Al_2O_3 + SiO_2$). После расплавления металл сливали в керамическую форму из аналогичного состава, изготовленную по технологии точного литья с использованием восковых моделей [1, 15]. Далее форму с расплавом перемещали вертикально вниз на водоохлаждаемом кристаллизаторе (печь УВНЭС-2) или вертикально погружали в жидкометаллический охладитель – расплав олова (в некоторых экспериментах применяли легкоплавкие эвтектики). При удалении формы из нагревателя происходил отвод тепла от поверхности формы и осуществлялся процесс направленной кристаллизации. Термопары, установленные на поверхности или внутри формы, фиксировали значения температуры, что позволяло построить кривые изменения температуры по высоте теплового узла в процессе кристаллизации. Значения критических температур сплава определены ранее в работе [1]: температуры солидус $T_S = 1310$ °С и ликвидус $T_L = 1380$ °С, интервал кристаллизации $\Delta T = 80$ °С.

Результаты и обсуждение

Обобщенные результаты экспериментов на установке УВНЭС-2 с водоохлаждаемым кристаллизатором приведены далее. На рис. 2 показана принципиальная схема конструкции теплового узла установки с нагревателем и кристаллизатором. На рис. 3 приведена кривая распределения температуры в процессе кристаллизации.

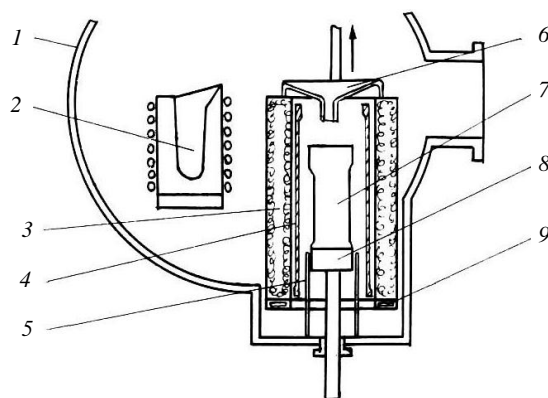


Рис. 2. Принципиальная схема конструкции печи УВНЭС-2: 1 – вакуумная камера; 2 – плавильный тигель; 3 – печь подогрева форм; 4 – нагреватель; 5 – опорный стакан; 6 – заливочная воронка; 7 – керамическая форма; 8 – кристаллизатор; 9 – кольцевой холодильник

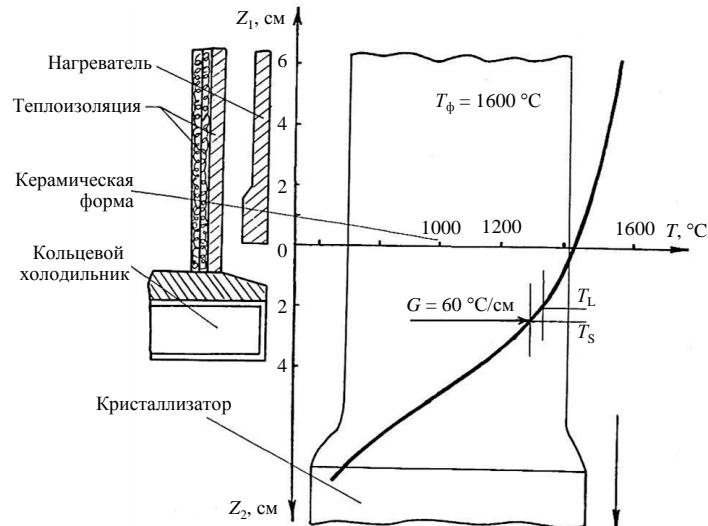


Рис. 3. Схема теплового узла и кривая распределения температуры по высоте отливки в процессе кристаллизации при использовании печи УВНЭС-2

Анализ характера изменения температуры по высоте теплового узла установки и положения значений температур T_S и T_L на кривой свидетельствует, что фронт кристаллизации, где происходит формирование структуры сплава, находится ниже нагревателя, а значение температурного градиента можно определить по размеру (высоте) жидко-твердой зоны между температурами T_S и T_L на построенной кривой или как тангенс угла наклона линейного участка кривой между T_S и T_L .

С использованием термопар, установленных на поверхности керамических форм, экспериментально подтверждено, что применение жидкометаллического охлаждения с помощью расплава олова обеспечивает при направленной кристаллизации получение более высоких значений температурного градиента на фронте роста. Принципиальная схема конструкции установки УВНЭС-3 с жидкометаллическим охлаждением показана на рис. 4. Характерные кривые распределения температуры по высоте теплового узла установки приведены на рис. 5.

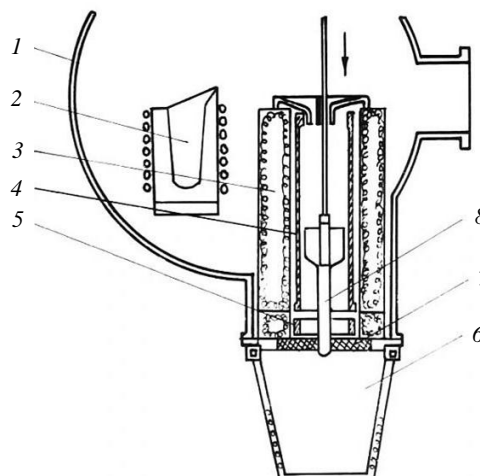


Рис. 4. Принципиальная схема конструкции установки УВНЭС-3 с жидкометаллическим охладителем: 1 – вакуумная камера; 2 – плавильный тигель; 3 – печь подогрева форм; 4 – верхний нагреватель; 5 – нижний нагреватель; 6 – ванна с расплавленным оловом; 7 – тепловой экран; 8 – керамическая форма

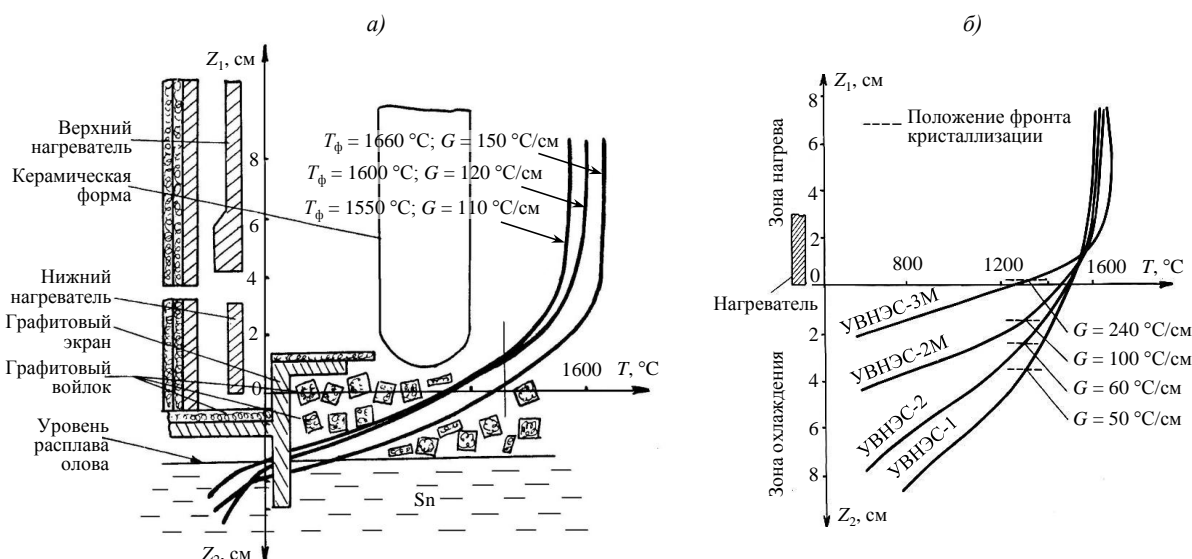


Рис. 5. Характерные кривые распределения температуры по высоте теплового узла установки УВНЭС-3 (а) и в печах различных конструкций тепловых узлов (б)

Анализируя результаты полученных кривых распределения температуры по высоте тепловых узлов установок с различным способом охлаждения (УВНЭС-1, УВНЭС-2 – с кристаллизатором, УВНЭС-3 – с жидкометаллическим охладителем) (рис. 5), можно сделать вывод, что жидкометаллический охладитель (расплав олова) обеспечивает получение более высоких значений температурного градиента на фронте роста за счет более интенсивного отвода тепла. Фронт кристаллизации позиционируется в печи подогрева форм выше уровня жидкометаллического охлаждения, и чем меньше значение температурного градиента при направленной кристаллизации, тем ниже он фиксируется (рис. 5, б) [15].

На основании того, что реальная конструкция рабочей лопатки авиационного ГТД имеет сложную геометрическую форму (переменную толщину по высоте лопатки, тонкое сечение пера, более толстый замок, полки) и при производстве охлаждаемых лопаток используют керамический стержень, формирующий внутреннюю полость, разработан образец, моделирующий лопатку ГТД общей длиной ~ 150 мм, с тонким сечением ~ 10 мм (перо лопатки) и с толстым сечением ~ 40 мм (замок лопатки) (рис. 6).

Для моделирования охлаждающей полости лопатки изготовлен керамический стержень с дополнительными каналами внутри для установки термопар (рис. 7). Керамический стержень с термопарами позволяет оценить тепловые условия процесса направленной кристаллизации внутри отливки. Внешний вид керамической формы с термопарами внутри отливки приведен на рис. 8. Использован также более простой вариант, когда для оценки условий кристаллизации в модельном блоке (на стадии его изготовления) внутри устанавливали керамические трубки для размещения термопар после изготовления керамической формы. Один из вариантов размещения термопар приведен на рис. 9.

Следует отметить, что проведенные экспериментальные исследования с применением термопар достаточно трудоемки. Так, при их вертикальном перемещении вместе с керамической формой в процессе кристаллизации по ряду причин случается отказ в их работе. В реальных условиях для получения достоверной информации эксперименты повторяли, а также совершенствовали способы крепления и защиты термопар, что позволило получить достоверные результаты, которые затем подтвердились при исследовании структуры на полученных отливках.

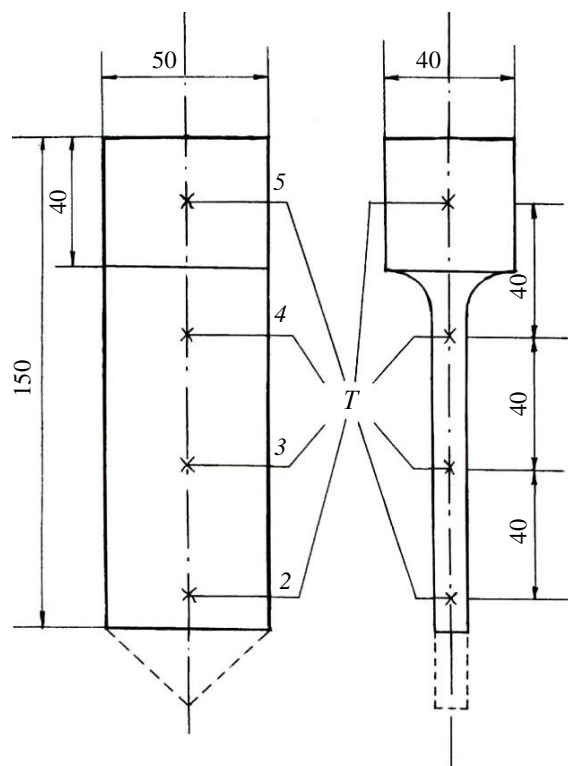


Рис. 6. Образец, моделирующий лопатку с местами установки термопар (2–5)

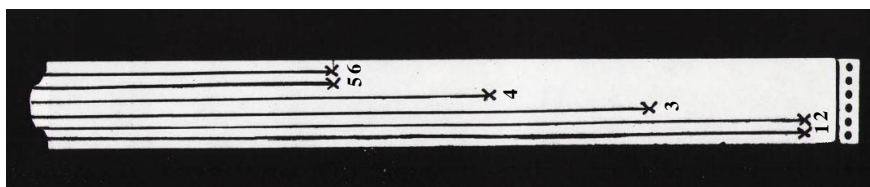


Рис. 7. Керамический стержень для установки термопар внутри керамической формы

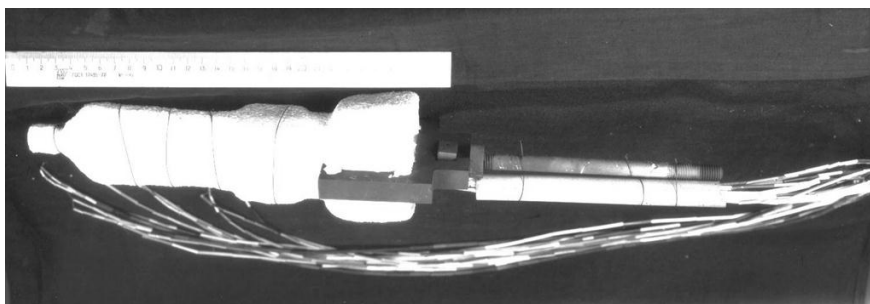


Рис. 8. Внешний вид керамической формы с термопарами внутри

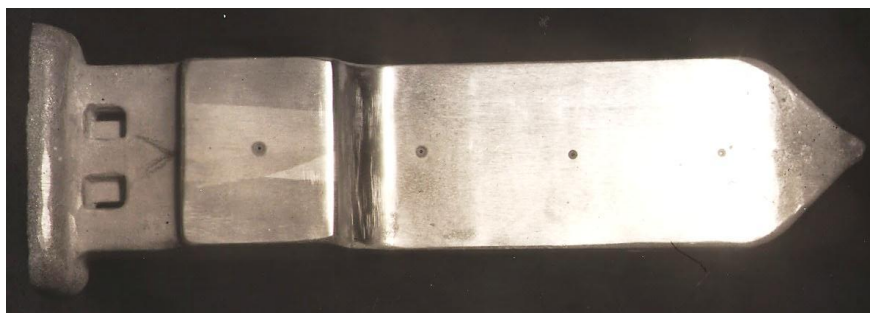


Рис. 9. Отливка модельного образца с термопарами для термометрирования

Так, при направленной кристаллизации с жидкометаллическим охлаждением (температура формы во всех экспериментах $T_{\text{ф}} = 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$, скорость кристаллизации $R_{\text{кр}} = 5\text{ мм/мин}$) значения температурного градиента составили в тонком сечении на поверхности формы $G = 180\text{ }^{\circ}\text{C/см}$, внутри формы $G = 90\text{ }^{\circ}\text{C/см}$, а в толстом сечении $G = 150\text{ }^{\circ}\text{C/см}$ – на поверхности и $G = 70\text{ }^{\circ}\text{C/см}$ – внутри формы; при направленной кристаллизации без жидкометаллического охлаждения на поверхности формы $G = 25\text{ }^{\circ}\text{C/см}$, внутри формы $G = 15\text{ }^{\circ}\text{C/см}$.

Эксперименты показали, что термопары, установленные на поверхности керамической формы, показывают в ~ 2 раза большие значения температурного градиента, что можно объяснить низкой теплопроводностью керамических форм. Очевидно также, что в толстых сечениях отливки формируется структура в условиях более низкого температурного градиента на фронте роста.

Последующие исследования микроструктуры полученных отливок наглядно продемонстрировали, как толщина сечения детали и способ кристаллизации влияют на размер структурных составляющих. Наглядно видно, что с ростом температурного градиента размер дендритных составляющих структуры существенно уменьшается (рис. 10). Заметно также, что в отливках в толстом сечении (при направленной кристаллизации без жидкометаллического охлаждения) на поверхности формируются ростовые дефекты в виде вертикальных строчек с выделениями избыточных карбидных и эвтектических фаз (так называемых *freckles* – струйчатой полосчатости) (рис. 11).

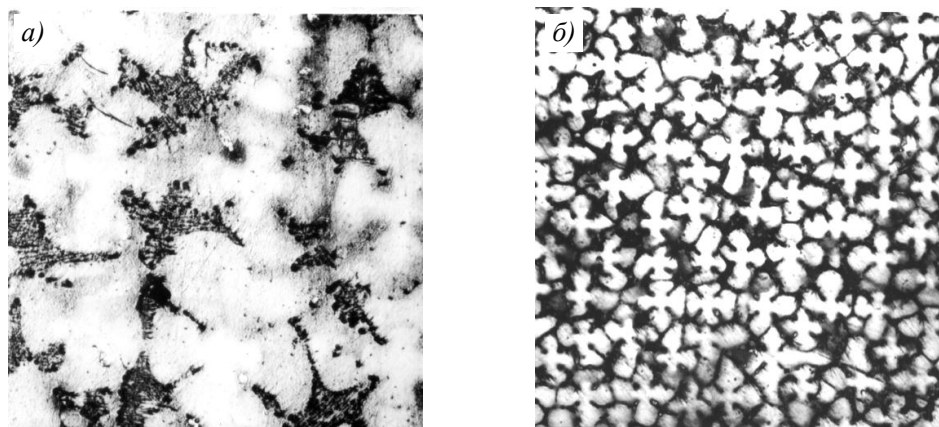


Рис. 10. Микроструктура ($\times 100$) жаропрочного сплава, полученного при температурном градиенте ~ 20 (а) и $\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C/см}$ (б)



Рис. 11. Внешний вид выделений струйчатой полосчатости на поверхности отливки

В промышленности при получении деталей ГТД из жаропрочных сплавов с использованием жидкометаллического охлаждения применяют расплав олова (за рубежом) и расплав алюминия (в промышленности России) [16].

Практика использования олова продемонстрировала положительные результаты его применения – это доступность, низкая температура плавления, соответственно, более высокая интенсивность охлаждения, инертность по отношению к материалу ванны, стойкость к окислению (до температуры 1000 °С), однако стоимость его достаточно высока.

Практика использования алюминия в качестве охладителя показала его положительные качества, такие как доступность, невысокая стоимость, высокая теплопроводность, вместе с тем – более высокая температура плавления, а также способность при высоких температурах к образованию «вскипов» на поверхности охладителя, связанных с реакцией образования на ней карбида и нитрида алюминия [17]. Эти «вскипы» представляют собой металлокерамическую «пену», быстро растущую в объеме и приводящую к выходу из строя нагревателей, требующую регулярной замены ванны с расплавом алюминия и графитовых нагревателей, а также теплоизоляции. В этой реакции, по-видимому, участвуют частицы графита от графитовых нагревателей и графитовой теплоизоляции печи подогрева форм, попадающие на перегретую поверхность алюминиевой ванны. После охлаждения «вскипы» застывают на поверхности ванны в виде твердого пористого материала на основе алюминия и оксида алюминия [18]. В этой связи проведены экспериментальные исследования по оценке влияния материала жидкометаллического охладителя и его температуры на условия процесса направленной кристаллизации. Для исследования использовали образцы в виде модельной лопатки ГТД с термопарами при одинаковых условиях кристаллизации – температура формы $T_{\text{ф}} = 1600$ °С, скорость кристаллизации $R_{\text{кр}} = 5$ мм/мин (рис. 12). Эксперименты проводили при температурах охладителя в диапазоне $T_{\text{охл}} = 250\text{--}950$ °С и без охлаждения. В качестве жидкометаллического охладителя использовали расплавы олова и эвтектики Al–Si.

По результатам термометрирования процесса направленной кристаллизации установлено, что фронт кристаллизации жидкометаллическим охладителем расположен выше уровня охладителя, т. е. в печи подогрева форм. В случае процесса без охладителя он расположен значительно ниже уровня печи подогрева форм, что связано с более низким отводом тепла с поверхности формы излучением. Междендритное расстояние (основной параметр дендритной структуры при направленной кристаллизации) зависит от условий кристаллизации, а именно – от температурного градиента на фронте и скорости роста структуры. Видно, что с ростом температуры охладителя междендритное расстояние (λ) становится больше (рис. 13). Самая крупнодендритная структура получена в отливках без жидкометаллического охлаждения ($\lambda = 500$ мкм).

Предложенный и реализованный метод экспериментальной оценки условий процесса направленной кристаллизации образцов и деталей из жаропрочного сплава в зависимости от способа охлаждения, рабочей температуры и температуры охладителя продемонстрировал свою эффективность, однако он оказался трудоемким и сложным при практической реализации. Поэтому осуществили математическое моделирование процесса направленной кристаллизации [19]. Работа проведена совместно со специалистами НИТУ «МИСиС» с применением специализированного программного обеспечения и использованием значений теплофизических характеристик сплава, материала форм, охладителя и др., которые ранее получены специалистами ВИАМ и известны из научно-технических литературных источников [20], а также характеристик стальной камеры и нагревателей, имеющих в базе данных программного обеспечения.

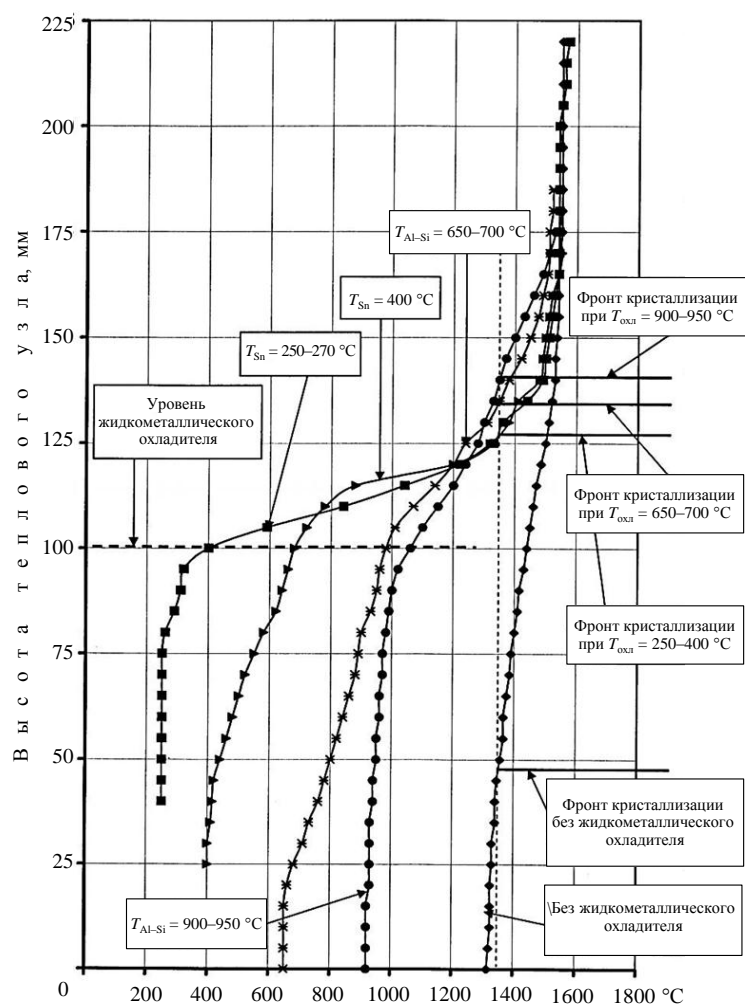


Рис. 12. Кривые распределения температуры по высоте теплового узла установки при разных температурах жидкометаллического охладителя

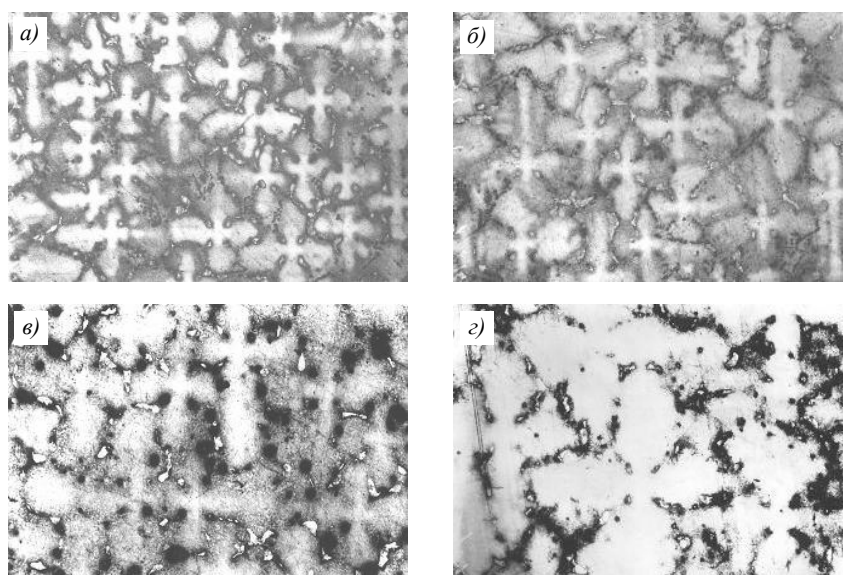


Рис. 13. Микроструктура ($\times 100$) жаропрочного сплава в зависимости от температуры жидкометаллического охладителя: а – $\lambda = 210\text{ мкм}$ при $250-260\text{ }^{\circ}\text{C}$; б – $\lambda = 260\text{ мкм}$ при $400-420\text{ }^{\circ}\text{C}$; в – $\lambda = 420\text{ мкм}$ при $600-650\text{ }^{\circ}\text{C}$; г – $\lambda = 500\text{ мкм}$ при $900-950\text{ }^{\circ}\text{C}$

Для сравнения расчетного метода с экспериментальными данными проведены плавки с термометрированием процесса направленной кристаллизации на опытно-промышленной установке УВНЭС-5 по режимам получения лопаток ГТД методом направленной кристаллизации в жидкометаллическом охладителе. Для этого на керамические формы установили термопары по методике, описанной ранее. Результаты оценки тепловых условий процесса направленной кристаллизации в сравнении с расчетным методом представлены на рис. 14.

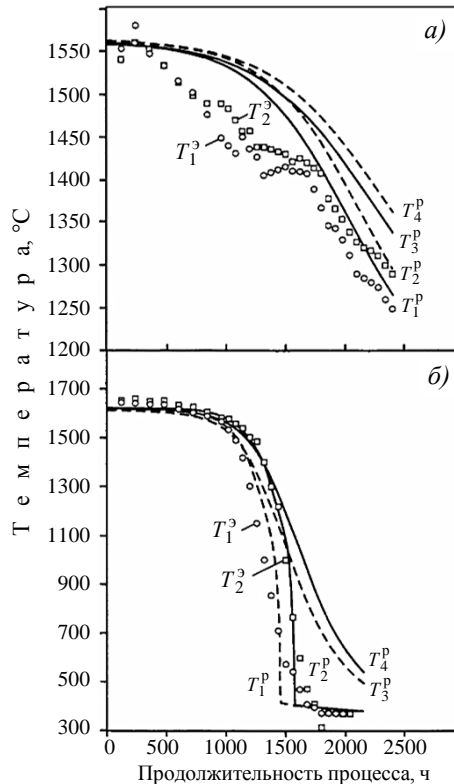


Рис. 14. Экспериментальные ($T_1^э, T_2^э$) и расчетные (T_1^p, T_2^p) температуры в форме и рассчитанные ее значения в отливке (T_3^p, T_4^p) при кристаллизации заготовки по методам Бриджмена–Стокбаргера (а) и с использованием жидкометаллического охладителя (б)

Получено хорошее совпадение экспериментальных и расчетных значений распределения температуры внутри формы и отливок, закристаллизованных по методу Бриджмена–Стокбаргера и в жидкометаллическом охладителе – расплаве олова.

Компьютерное моделирование позволило также определить значения температурного градиента на фронте кристаллизации при использовании жидкометаллического охладителя (ЖМО) и без него – $G_{охл} = 204 \text{ }^\circ\text{C}/\text{см}$, $G_{безЖМО} = 36 \text{ }^\circ\text{C}/\text{см}$ соответственно [20], что хорошо совпадает с экспериментальными данными. Отсюда можно сделать вывод, что метод моделирования можно использовать при исследовании процесса направленной кристаллизации реальных изделий одновременно с экспериментальной оценкой температурно-скоростных параметров процесса направленной кристаллизации с помощью термопар. На полученных отливках проводили исследования их структуры и механических свойств.

Металлографические исследования позволили выявить ряд закономерностей по влиянию температурного градиента на размер структурных составляющих жаропрочного

сплава. С ростом температурного градиента с 20 до 200 °C/см расстояние между дендритами уменьшается более чем в 2 раза – с 310 до 130 мкм (рис. 15, *а*); размер частиц главной упрочняющей γ' -фазы уменьшается в 3 раза – с 0,6 до 0,2 мкм (рис. 15, *б*); размер частиц эвтектики γ/γ' уменьшается более чем в 3 раза – с ~20 до ~6 мкм (рис. 15, *в*). Важно, что объемная доля микропор уменьшается более чем в 10 раз – с 0,12 до 0,01 %. Следует отметить, что подобная однородная тонкодендритная структура образуется в условиях направленной кристаллизации при высоких значениях температурного градиента на фронте роста, т. е. при кристаллизации с высокой скоростью охлаждения и при невысоких скоростях перемещения фронта кристаллизации по высоте отливки. Если скорость кристаллизации повышать до $R_{кр} = 10\text{--}20$ мм/мин, то тоже реализуется тонкодендритная структура, но уменьшение дендритной ликвации не будет получено, что скажется на снижении уровня механических свойств при высокой температуре. При высоких скоростях кристаллизации также прекращается формирование направленной структуры.

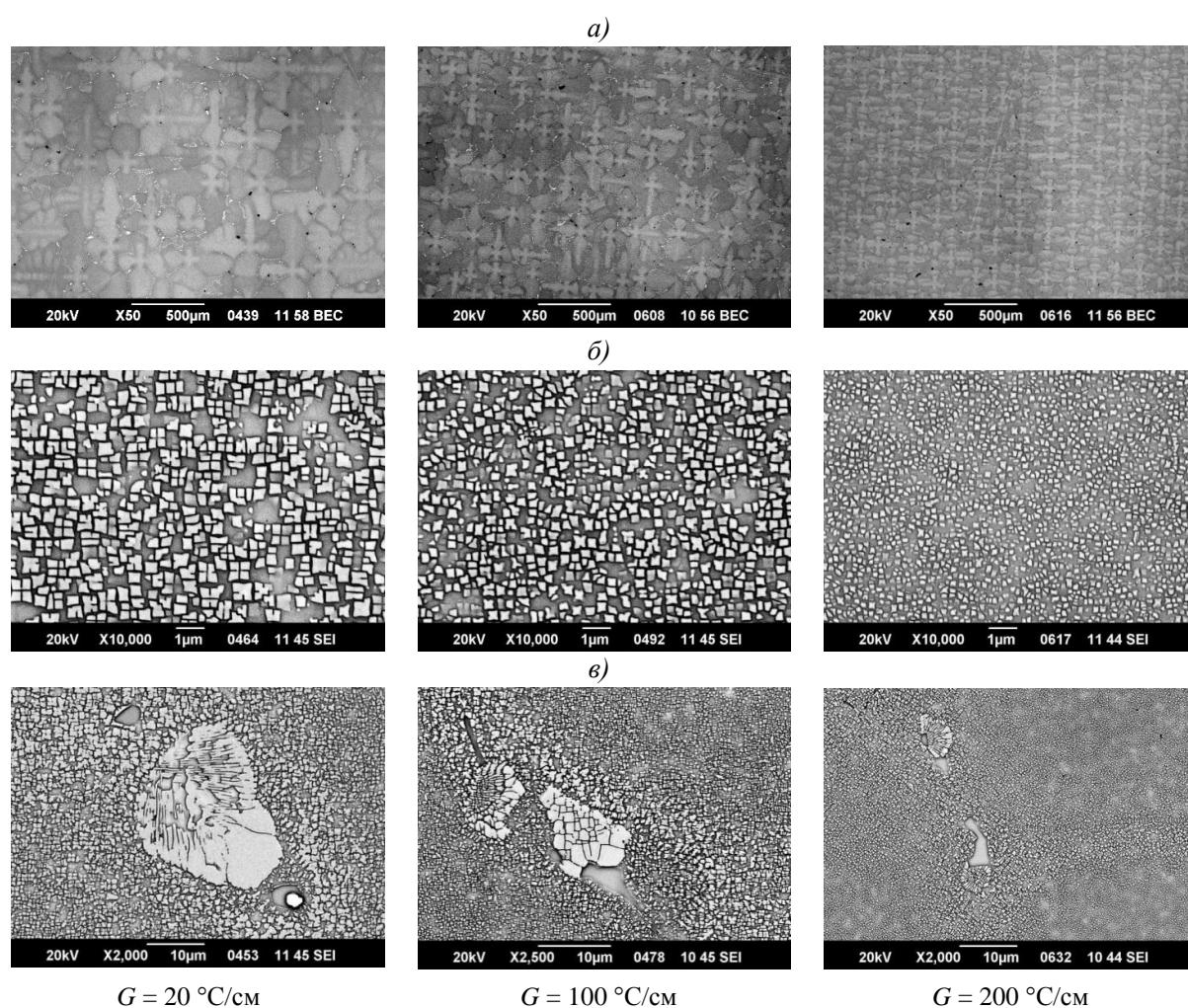


Рис. 15. Влияние температурного градиента на размеры структурных составляющих жаропрочного сплава: *а* – междендритного расстояния; *б* – частиц упрочняющей γ' -фазы в осях дендритов; *в* – частиц эвтектики γ/γ'

Сопоставление экспериментально полученных значений температурного градиента с размерами структурных составляющих жаропрочного сплава позволило выявить

закономерности в виде уравнений, связывающих параметры структуры жаропрочного сплава с условиями кристаллизации:

$$\lambda = 447(GR)^{-0,23}; \lambda_{\gamma' \text{ в осях}} = 2,4(GR)^{-0,53}; \lambda_{\gamma/\gamma' \text{ эвт}} = 50(GR)^{-40},$$

где: λ – размер междендритного расстояния; $\lambda_{\gamma' \text{ в осях}}$ – размер упрочняющей γ' -фазы в осях дендритов; $\lambda_{\gamma/\gamma' \text{ эвт}}$ – размер выделений эвтектической фазы; G – температурный градиент; R – скорость кристаллизации.

На образцах, полученных при различных температурных градиентах, проведена оценка дендритной ликвации методом микрорентгеноспектрального анализа. Показало, что оси дендритов обогащены тугоплавкими элементами (W, Re), а междендритное пространство – более легкоплавкими (Al, Cr и др.). Дополнительно установлено, что повышение температурного градиента существенно уменьшает ликвацию внутри дендритов – в первую очередь тугоплавких элементов W и Re, имеющих важное значение для жаропрочных свойств сплава.

Таким образом, направленная кристаллизация (особенно при высоких температурах в условиях высокого температурного градиента) обеспечивает более однородную, тонкодендритную структуру с меньшими дендритной ликвацией и пористостью, с более высоким уровнем свойств жаропрочного сплава, что и подтвердилось по результатам оценки кратковременной и длительной высокотемпературной прочности, а также характеристик сопротивления усталости. Так, уровень кратковременной прочности (σ_B при 20 °C) вырос в ~1,5 раза, а при 900 °C – на 10 %, время до разрушения при 1100 °C – в ~2 раза. Наблюдается также рост сопротивления усталости – на 10–20 % [21].

Заключения

В результате многолетних исследований разработана и реализована на практике методика оценки тепловых условий процесса направленной кристаллизации с использованием термопар. Проведена оценка тепловых условий процесса, оценены значения температурного градиента при направленной кристаллизации на фронте роста в зависимости от способа кристаллизации, температур в печи подогрева форм и жидкометаллического охладителя, а также размера конструктивных элементов детали типа лопатки ГТД.

Установлены закономерности по влиянию величины температурного градиента на особенности дендритной структуры жаропрочного сплава, размеров упрочняющей фазы, частиц эвтектики и междендритных пор, а также на дендритную ликвацию. Оценка уровня механических свойств, проведенная на экспериментальных образцах, показала преимущества структуры, полученной в условиях высокого температурного градиента на фронте роста.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
2. Каблов Е.Н. Специальность – металл для авиации. К 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина // Вестник Российской академии наук. 2006. Т. 76. № 6. С. 553–558.
3. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (часть I) // Материаловедение. 1997. № 4. С. 32–39.
4. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Луцкая С.А., Дмитриев Н.С. Литейный интерметаллидный сплав на основе соединения Ni_3Al для турбинных лопаток газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.01.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-5-17.

5. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.01.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
6. 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). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.01.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-3-22.
7. 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.
8. Matuszewski K., Müller A., Ritter N., Retting R., Kurzydłowski K.J., Singer R.F. On the thermodynamics and kinetics of TCP phase precipitation in Re- and Ru-containing Ni-base superalloys // *Advanced Engineering Materials*. 2015. Vol. 17. No. 8. P. 1127–1133.
9. Matuszewski K., Retting R., Singer R.F. The effect of Ru on precipitation of two topologically close packed phases in Re-containing Ni base superalloys: quantitative FIB-SEM investigation and 3D image modeling // *MATEC Web of Conferences*. 2014. Vol. 14. Art. 09001. DOI: 10.1051/matecconf/20141409001.
10. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин // *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина*. М.: Наука, 2006. С. 98–115.
11. Мин П.Г., Вадеев В.Е. Разработка и внедрение в серийное производство нового жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ125 для лопаток перспективных авиационных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 1 (70). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 09.01.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-3-16.
12. Bridgman P.W. Certain physical properties of single crystals of tungsten, antimony, bismuth, tellurium, cadmium, zinc, and tin // *Proceedings of the American Academy of Arts and Sciences*. 1925. Vol. 60. P. 305–383.
13. Stockbarger D.C. The production of large single crystals of lithium fluoride // *Review of Scientific Instruments*. 1936. Vol. 7. P. 133–136.
14. Giamei A.F., Tschinkel J.G. Liquid Metal Cooling: A New Solidification Technique // *Metallurgical Transactions A*. 1976. Vol. 7A. P. 1427–1434.
15. 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). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.01.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14.
16. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А., Нарский А.Р. О направленной кристаллизации жаропрочных сплавов с использованием охладителя // *Литейное производство*. 2011. № 5. С. 36–39.
17. Герасимов В.В., Морозова Г.И., Тарасова И.М. О химической природе «вскипов» при производстве монокристаллических лопаток из жаропрочных никелевых сплавов // *Технология металлов*. 2000. № 7. С. 7–8.
18. Колядов Е.В., Висик Е.М., Шурыгин В.Д. Оборудование для очистки кристаллизаторов установок направленной кристаллизации // *Литейное производство*. 2023. № 1. С. 33–36.
19. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Баженов В.Е., Колтыгин А.В. Компьютерное моделирование распределения температуры на поверхности формы и внутри отливки при высокоградиентной направленной кристаллизации // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2017. № 4. С. 53–61.
20. Пикунов М.В. Плавка металлов. Кристаллизация сплавов. Затвердевание отливок. М.: МИСИС, 2005. 414 с.

21. Ечин А.Б. Влияние температурного градиента и скорости кристаллизации на структуру и свойства монокристаллических Re и Ru содержащих жаропрочных сплавов применительно к высокоградиентной технологии литья лопаток ГТД: дис. ... канд. техн. наук. М.: ВИАМ. 2016. 135 с.

References

1. Kablov E.N. *Cast blades of gas turbine engines. Alloys, technologies, coatings*. 2nd ed. Moscow: Nauka, 2006, 632 p.
2. Kablov E.N. Specialty: metal for aviation. On the occasion of the 100th anniversary of the birth of Academician S.T. Kishkina. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2006, vol. 76, no. 6, pp. 553–558.
3. Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. Nickel heat-resistant alloys for casting blades with directional and monocrystalline structure (part I). *Materialovedenie*, 1997, no. 4, pp. 32–39.
4. Bazyleva O.A., Arginbayeva E.G., Lutskaya S.A., Dmitriev N.S. Foundry intermetallic alloy based on Ni₃Al compound for turbine blades gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 09, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-5-17.
5. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 09, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
6. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev 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), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 09, 2024). DOI: 10.18577/2071-9140-2023-0-2-3-22.
7. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
8. Matuszewski K., Müller A., Ritter N., Retting R., Kurzydłowski K.J., Singer R.F. On the thermodynamics and kinetics of TCP phase precipitation in Re- and Ru-containing Ni-base superalloys. *Advanced Engineering Materials*, 2015, vol. 17, no. 8, pp. 1127–1133.
9. Matuszewski K., Retting R., Singer R.F. The effect of Ru on precipitation of two topologically close packed phases in Re-containing Ni base superalloys: quantitative FIB-SEM investigation and 3D image modeling. *MATEC Web of Conferences*, 2014, vol. 14, art. 09001. DOI: 10.1051/mateconf/20141409001.
10. Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L. Computer-aided design of a heat-resistant nickel alloy of the fourth generation for single-crystal gas turbine blades. *Foundry heat-resistant alloys. Effect of S.T. Kishkin*. Moscow: Nauka, 2006, pp. 98–115.
11. Min P.G., Vadeev V.E. The development and introduction into serial production of the new superalloy VZhL125 for the advanced aviation engines vanes. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 09, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-3-14.
12. Bridgman P.W. Certain physical properties of single crystals of tungsten, antimony, bismuth, tellurium, cadmium, zinc, and tin. *Proceedings of the American Academy of Arts and Sciences*, 1925, vol. 60, pp. 305–383.
13. Stockbarger D.C. The production of large single crystals of lithium fluoride. *Review of Scientific Instruments*, 1936, vol. 7, pp. 133–136.
14. Giamei A.F., Tschinkel J.G. Liquid Metal Cooling: A New Solidification Technique. *Metallurgical Transactions A*, 1976, vol. 7A, pp. 1427–1434.
15. 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), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 11, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-3-14.

16. Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Surova V.A., Narsky A.R. On the directional crystallization of heat-resistant alloys using a cooler. *Liteynoe proizvodstvo*, 2011, no. 5, pp. 36–39.
17. Gerasimov V.V., Morozova G.I., Tarasova I.M. On the chemical nature of «boils» in the production of single-crystalline blades from heat-resistant nickel alloys. *Tekhnologiya metallov*, 2000, no. 7, pp. 7–8.
18. Kolyadov E.V., Visik E.M., Shurygin V.D. Equipment for cleaning crystallizers of directional crystallization plants. *Liteynoe proizvodstvo*, 2023, no. 1, pp. 33–36.
19. Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Bazhenov V.E., Koltygin A.V. Computer modeling of temperature distribution on the surface of the mold and inside the casting during high-gradient directional crystallization. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya*, 2017, no.4, pp. 53–61.
20. Pikunov M.V. *Melting of metals. Crystallization of alloys. Hardening of castings*. Moscow: MISIS, 2005, 414 p.
21. Echin A.B. *The influence of temperature gradient and crystallization rate on the structure and properties of monocrystalline Re and Ru containing heat-resistant alloys in relation to high-gradient technology for casting gas turbine engine blades*: thesis, Cand. Sc. (Tech). Moscow: VIAM, 2016, 135 p.

Информация об авторах

Бондаренко Юрий Александрович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сурова Валентина Алексеевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Нарский Андрей Ростиславович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Колодяжный Михаил Юрьевич, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Yuri A. Bondarenko, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Valentina A. Surova, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey R. Narsky, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Mikhail Yu. Kolodyazhny, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 13.03.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.03.2024.
The article was submitted 13.03.2024; approved and accepted for publication after reviewing 19.03.2024.