

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ ФОРМЫ И ВНУТРИ ОТЛИВКИ ПРИ ВЫСОКОГРАДИЕНТНОЙ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

© 2017 г. Ю.А. Бондаренко, А.Б. Ечин, В.Е. Баженов, А.В. Колтыгин

Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ВИАМ), г. Москва

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Статья поступила в редакцию 13.03.17 г., доработана 28.03.17 г., подписана в печать 03.04.17 г.

С целью определения температурного градиента в заготовках, получаемых методом направленной кристаллизации (НК) на установке УВНС-6 (производства ВИАМ, г. Москва), были получены монокристаллические заготовки из никелевого жаропрочного сплава ВЖМЗ. При этом использовались технологии НК с жидкометаллическим охладителем (ЖМО) и без него (метод Бриджмена–Стокбаргера). В качестве жидкометаллического охладителя применялся расплав олова. В процессе получения заготовок велась запись показаний термопар, установленных на поверхности керамической формы. Моделирование процесса направленной кристаллизации заготовок из жаропрочного никелевого сплава ВЖМЗ на установке УВНС-6 проводилось в программе ProCast с использованием найденных в литературе теплофизических свойств исследуемого сплава, керамической формы и частей установки НК, а также граничных условий между ними (коэффициенты теплопередачи и теплоотдачи). Показано хорошее совпадение расчетных и экспериментальных значений распределения температуры в форме при кристаллизации с помощью ЖМО и методом Бриджмена–Стокбаргера, что позволяет использовать моделирование процесса получения заготовок в программе ProCast для прогнозирования значений температурного градиента на фронте кристаллизации, положения фронта кристаллизации, размера двухфазной области, где происходит формирование дендритной структуры сплава. Значение температурного градиента, достигаемого в заготовке в случае использования метода Бриджмена–Стокбаргера, по результатам моделирования составило 36 °С/см. В случае применения ЖМО температурный градиент составил 204 °С/см, т.е. оказался в 6 раз выше, чем достигаемый при использовании метода Бриджмена–Стокбаргера. Найденные теплофизические свойства и граничные условия могут быть востребованы при проведении компьютерного моделирования литья лопаток из жаропрочных никелевых сплавов.

Ключевые слова: направленная кристаллизация, моделирование литейных процессов, ProCast, жидкометаллическое охлаждение, кристаллизация по методу Бриджмена–Стокбаргера, жаропрочные никелевые сплавы, монокристаллические отливки.

Бондаренко Ю.А. — докт. техн. наук, гл. науч. сотрудник лаборатории «Технологии литейных процессов жаропрочных сплавов и сталей» ВИАМ (105005, г. Москва, ул. Радио, 17). E-mail: viamlab1@mail.ru.

Ечин А.Б. — канд. техн. наук, начальник той же лаборатории. E-mail: aechin@mail.ru.

Баженов В.Е. — канд. техн. наук, доцент кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Колтыгин А.В. — канд. техн. наук, доцент той же кафедры. E-mail: misistlp@mail.ru.

Для цитирования: 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 // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2017. No. 4. С. 53–61.
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-4-53-61.

Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Bazhenov V.E., Koltygin A.V.

Simulation of temperature field at the mold surface and inside the casting at high-gradient directional solidification process

In order to determine the thermal gradient in a single crystal ingots obtained using the directional solidification method on the UVNS-6 apparatus (Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials, Moscow), the single crystal ingots of nickel-based superalloy VJM3 were made. The ingots were made using the liquid metal cooling (LMC) directional solidification method (DS) and without it (Bridgman–Stockbarger technique). The liquid Sn was used for a liquid metal cooling technique. To record the temperature during the ingots obtaining process we use a thermocouple placed on the ceramic mold surface. The directional solidification process of the nickel-based superalloy VJM3 ingots on the UVNS-6 apparatus was simulated using the ProCast software. The thermal properties of the VJM3 alloy, ceramic mold and the DS apparatus parts and the boundary conditions (interface heat transfer coefficient) were

found in the literature. There is a good agreement between the calculated and experimental values of the temperature distribution in a mold using the LMC and the Bridgman–Stockbarger technique. A simulation of the directional solidification in the ProCast software is suitable for predicting the thermal gradient on a solidification profile location, and the mushy zone width (a site of the dendritic structure formation). The calculated thermal gradient value in the ingot obtained using the Bridgman–Stockbarger technique is 36 °C/cm. The thermal gradient using the LMC method is 204 °C/cm, is six time higher, than if using the Bridgman–Stockbarger technique. Used thermal properties and boundary conditions can be applied for simulation of Ni-based superalloys blades casting process.

Keywords: directional solidification, casting process simulation, ProCast, liquid metal cooling, Bridgman–Stockbarger technique, nickel-based superalloy, single crystal casting.

Bondarenko Yu.A. — Dr. Sci. (Tech.), Chief research scientist, Superalloys and steels casting technologies laboratory, Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials (105005, Russia, Moscow, Radio str., 17). E-mail: viamlabl@mail.ru.

Echin A.B. — Cand. Sci. (Tech.), Head of the same Laboratory. E-mail: aechin@mail.ru.

Bazhenov V.E. — Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: V.E.Bagenov@gmail.com.

Koltygin A.V. — Cand. Sci. (Tech.), Associate prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: misistlp@mail.com.

Citation: Bondarenko Yu.A., Echin A.B., Bazhenov V.E., Koltygin A.V. Komp'yuternoe modelirovanie raspredeleniya temperatury na poverkhnosti formy i vnutri otlivki pri vysokogradientnoi napravlennoi kristallizatsii. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2017. No. 4. P. 53–61. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-4-53-61.

Введение

Модернизация конструкции газотурбинных двигателей (ГТД) идет путем повышения рабочей температуры газа на входе в турбину и неразрывно связана с разработкой и внедрением более совершенных жаропрочных сплавов (ЖС) для деталей горячего тракта ГТД. Высокий уровень жаропрочных свойств рабочих лопаток современных ГТД обычно реализуют за счет использования технологии направленной кристаллизации (НК), обеспечивающей получение отливок, обладающих монокристаллической структурой с заданной кристаллографической ориентацией (КГО).

Процесс НК лопаток ГТД базируется на методе Бриджмена—Стокбаргера [1, 2] и осуществляется в керамических формах путем их перемещения из зоны нагрева в зону охлаждения. Отвод тепла происходит за счет радиационного охлаждения, что обеспечивает невысокие температурные градиенты на фронте роста и формирование крупной дендритной структуры с междендритным расстоянием $\lambda = 350\div 500$ мкм, грубыми выделениями частиц упрочняющей фазы размером $\sim 1,0$ мкм и значительной пористостью, составляющей до $V_{\text{п}} \sim 0,8\%$ [3, 4].

Структура ЖС определяется градиентом температуры в области кристаллизации, а также скоростью кристаллизации [4, 5]. Необходимость в более эффективном отборе тепла привела к созданию метода НК, при котором керамическую форму с расплавом после ее перемещения из зоны нагрева

в зону охлаждения погружают в ванну с расплавом охлаждающего металла (ЛМЦ — liquid metal cooling). При этом отливка охлаждается в 3–4 раза эффективнее, чем при охлаждении радиационным излучением с поверхности формы [4, 6, 7].

Исследования влияния различных методов направленной кристаллизации на структуру ЖС, в которых в основном изучали характер дендритной структуры и междендритное расстояние, ведутся давно [4, 8, 9]. Условия НК обычно определялись путем моделирования процессов теплообмена с помощью термопар. С развитием компьютерного моделирования литейных процессов [10] этим же методом оценивают размер и ориентацию столбчатых зерен в отливке [11].

Например, программа ProCast использовалась авторами [12] при моделировании процесса НК на отливках из никелевых ЖС на установке с водоохлаждаемым кристаллизатором. Была предложена модель формирования усадочной пористости в указанных сплавах [13], на установке УВНК-8П определены градиент температуры, параметры дендритной структуры и пористость при НК в жидком алюминии [14].

Во ФГУП «ВИАМ» была разработана и изготовлена промышленная установка УВНС-6 [15], обеспечивающая НК с высоким температурным градиентом на фронте роста ($G = 150\div 200$ °C/см), что позволяет достичь формирования в отливках деталей ГТД дисперсной структуры ($\lambda \leq 200$ мкм)

с размером частиц упрочняющей γ' -фазы $\sim 0,2 \div 0,4$ мкм и небольших по размеру выделений γ/γ' -эвтектики (≤ 10 мкм). При этом также уменьшаются дендритная ликвация (в 1,5 раза) и пористость (до $\sim 0,01$ %), что особенно важно для современных Re—Ru-содержащих монокристаллических сплавов [16]. За счет существенного улучшения структуры уровень свойств ЖС в литом состоянии практически соответствует свойствам сплавов, полученных после длительной высокотемпературной гомогенизации и отжига (длительность процесса $\tau \sim 100$ ч) [17].

В настоящей работе проведено исследование тепловых условий процесса НК на установке УВНС-6 в сравнении с данными, полученными расчетным методом с помощью компьютерного моделирования в программе ProCast, с целью определения температурных полей в формирующейся отливке.

Материалы и методики исследования

Методика проведения плавки и направленной кристаллизации

Экспериментальные плавки проводили на установке УВНС-6. В качестве объекта исследований был выбран никелевый монокристаллический жаропрочный сплав ВЖМЗ [18].

По промышленной технологии точного литья были изготовлены керамические формы из электрокорунда и связующего на основе SiO_2 . Перед плавкой в керамические формы в затравочную полость устанавливались затравки с КГО <001>. Для оценки температурного градиента были использованы вольфрам-рениевые термопары BP5/20, которые в целях тепло- и электроизоляции защищались оболочкой из оксида алюминия. Термопары приклеивались при помощи смеси из электрокорунда и связующего на основе SiO_2 на поверхности формы на расстоянии 100—110 мм от ее дна. Расстояние между ними составляло 10 мм.

На рис. 1 представлен внешний вид керамической формы с двумя термопарами и подвеской для крепления к механизму перемещения, размещенной в печи подогрева форм установки УВНС-6.

Шихтовую заготовку сплава ВЖМЗ загружали в плавильный индукционный тигель. Керамическую форму с термопарами устанавливали в печи подогрева форм. Камеру печи вакуумировали. В зависимости от требуемой величины температурного градиента печь нагревали до опреде-



Рис. 1. Внешний вид керамической формы с двумя термопарами и подвеской для крепления к механизму перемещения

ленной температуры (1580—1630 °С). Шихтовую заготовку плавил в индукционном тигле, затем расплавленный ВЖМЗ, нагретый до 1580—1630 °С, заливали в керамическую форму, после чего включали механизм НК, и керамическая форма (с термопарами) вертикально перемещалась из зоны нагрева в зону охлаждения, где происходил процесс НК. Температура жидкометаллического охладителя (ЖМО) составляла $\approx 340 \div 350$ °С. В качестве ЖМО использовался расплав олова.

Для реализации условий НК с низким температурным градиентом $G \approx 20$ °С/см, как по методу Бриджмена-Стокбаргера, была проведена доработка теплового узла: удалены ванна с ЖМО и тепло-вые экраны между зонами нагрева и охлаждения.

Процесс кристаллизации контролировался автоматической системой управления установки УВНС-6. Показания для каждой плавки записывали через каждые 5 мм (1 мин) перемещения формы.

Математическое моделирование процесса направленной кристаллизации

Моделирование процесса направленной кристаллизации отливки проводили в программе ProCast версии 2015 фирмы «ESI Group» (Франция). Параметры моделирования приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 1

Значения начальной температуры (T) и степени черноты (ϵ), использованные при моделировании

Объект	Поз. на рис. 2	Метод с ЖМО		Метод Бриджмена–Стокбаргера	
		$T, ^\circ\text{C}$	ϵ	$T, ^\circ\text{C}$	ϵ
Расплав	1	1630	0,8	1580	0,8
Форма	2	1630	0,85	1580	0,85
Жидкометаллический охладитель	3	350	0,8	—	—
Нагреватели	4, 5	1630	0,8	1580	0,8
Графитовый экран	6	1630	0,8	1580	0,8
Графитовая теплоизоляция	7	350	0,8	450	0,8
Камера охлаждения	8	—	—	450	0,6
Теплоизоляция формы	—	—	—	1580	0,9
Печь	—	—	0,8	—	0,8

Таблица 2

Значения коэффициентов теплопередачи и теплоотдачи (h), использованные при моделировании

Границы раздела	Обозначение на рис. 2	Метод с ЖМО	Метод Бриджмена–Стокбаргера
		$h, \text{Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$	$h, \text{Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{К})$
Расплав – форма	h_{1-2}	1000	1000
Форма – жидкометаллический охладитель	h_{2-3}	6750	—
Графитовый экран – графитовая теплоизоляция	h_{6-7}	500	500
Форма – теплоизоляция формы	—	—	500

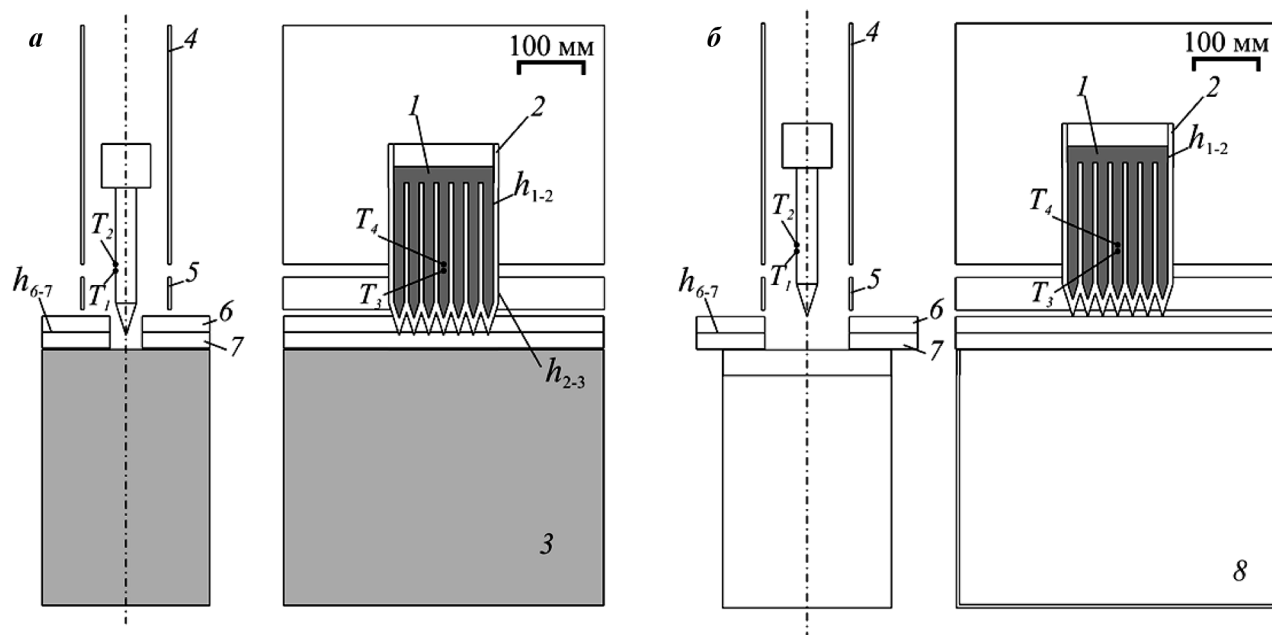


Рис. 2. Схема для моделирования процесса кристаллизации с ЖМО (а) и по Бриджмену–Стокбаргеру (б)

1 – расплав, 2 – форма, 3 – жидкометаллический охладитель, 4 и 5 – нагреватели, 6 – графитовый экран, 7 – графитовая теплоизоляция, 8 – камера охлаждения
Теплоизоляция формы и печь не показаны

Часть из них взята из работы [19], остальные подбирали для максимального совпадения расчетных и экспериментальных температур в форме. Теплофизические свойства сплава, материала формы и расплава олова приведены в работах [20, 21]. Теплопроводность для олова была увеличена в 10 раз, чтобы учесть конвективный теплоперенос [22]. Свойства графитового экрана взяты из работы [23], а графитовой теплоизоляции — из данных производителя. Характеристики стальной камеры охлаждения и графитовых нагревателей имеются в базе данных программы ProCast. Первые 30 мин форма была неподвижна, чтобы установились равновесные температуры окружающих элементов. После выдержки форма перемещалась вниз со

скоростью 5 мм/мин. Расчетная сетка состояла из ≈ 2 млн элементов.

Результаты и их обсуждение

На рис. 3, *а* и *в* представлено распределение температуры в установке и доли твердой фазы в заготовке по результатам моделирования при направленной кристаллизации по Бриджмену—Стокбаргеру в момент времени 2017 с и перемещении формы на 168 мм. Можно видеть, что температура плавно меняется по всей высоте заготовки. Достаточно высокая ее величина сохраняется в нижних частях заготовки и формы из-за наличия теплоизоляции на поверхности последней. В заго-

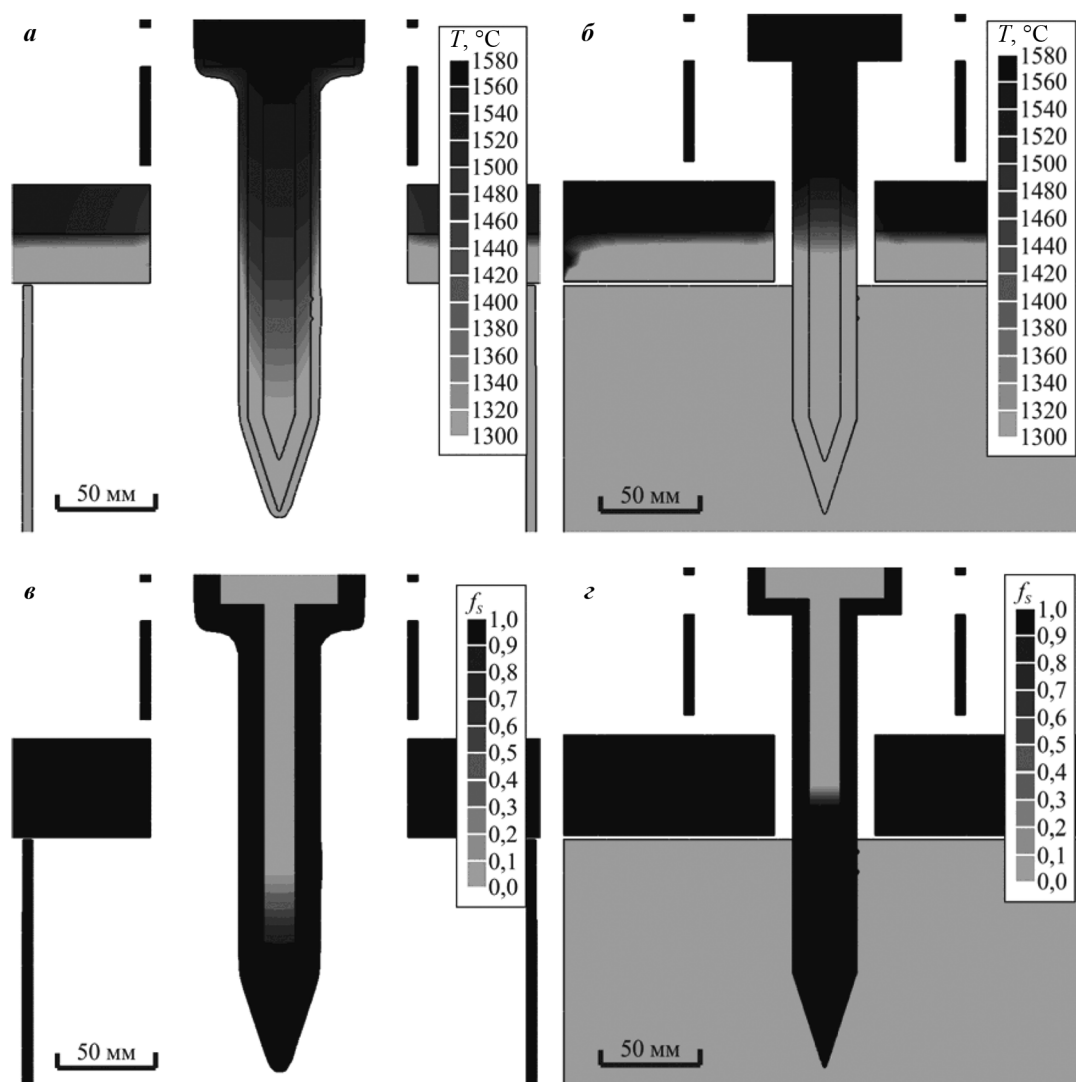


Рис. 3. Распределение температуры в установке (*а, б*) и доли твердой фазы в заготовке (*в, г*) при направленной кристаллизации

а, в — НК по Бриджмену—Стокбаргеру в момент времени 2017 с и перемещении формы на 168 мм

б, г — НК с ЖМО в момент времени 1650 с при перемещении формы на 137 мм

товке в процессе НК имеется достаточно широкая двухфазная область, смещенная значительно ниже уровня экрана.

На рис. 3, б и г показано распределение температуры в установке и доли твердой фазы в заготовке по результатам моделирования кристаллизации в ванне жидкого олова в момент времени 1650 с при перемещении формы на 137 мм. При получении заготовки по методу Бриджмена—Стокбаргера форма находилась в установке выше, чем при использовании ЖМО, поэтому и выбрали такие время и перемещение, чтобы положение заготовки относительно уровня экрана в двух рассматриваемых случаях было одинаковым. Можно видеть, что градиент в заготовке, охлаждаемой с помощью ЖМО, значительно выше, чем в технологии Бриджмена—Стокбаргера, и область наибольшего градиента сосредоточена на уровне экрана. Двухфазная область в заготовке очень узкая и также располагается на уровне графитового экрана.

На рис. 4, а представлены экспериментальные и расчетные значения температур в форме и заготовке при получении последней по методу Бриджмена—Стокбаргера. Расчетные температуры на поверхности формы T_1^p и T_2^p , полученные в результате моделирования, значительно отличаются от ее экспериментальных значений T_1^3 и T_2^3 . Только при времени больше 1800 с от начала процесса НК показания термопар и расчетные значения T становятся близки. Видно, что экспериментальные температуры меняются немонотонно, что связано с используемой в опытах методикой, и получить лучшее совпадение расчетных и экспериментальных данных не представляется возможным. В связи с этим добивались максимального совпадения расчетного и экспериментального значений градиента в форме. Точки T_3 и T_4 находятся на расстоянии 5 мм по высоте заготовки, а значит, градиент может быть вычислен как

$$G = (T_3 - T_4)/5.$$

Величина G в случае использования метода Бриджмена—Стокбаргера возрастает по ходу процесса и к его завершению (при опускании заготовки на 180 мм в момент времени 2400 с) достигает 47 °C/см. Среднее значение градиента, вычисленное за время от 1200 до 2400 с, составило 36 °C/см.

На рис. 4, б представлены экспериментальные и расчетные значения температур в форме и заготовке при НК с ЖМО. Расчетные температуры на

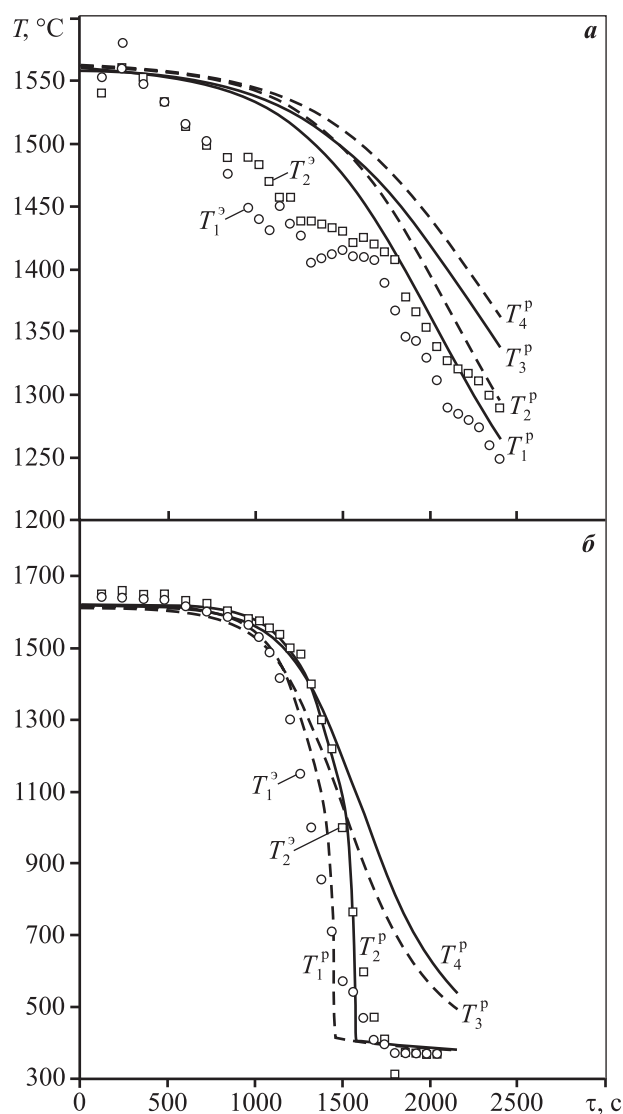


Рис. 4. Экспериментальные (T_1^3, T_2^3) и расчетные (T_1^p, T_2^p) температуры в форме и рассчитанные ее значения в отливке (T_3^p, T_4^p) при кристаллизации заготовки по методам Бриджмена—Стокбаргера (а) и с использованием ЖМО (б)

поверхности формы T_1^p и T_2^p , полученные в результате моделирования, близки к экспериментальным T_1^3 и T_2^3 . Видно, что в момент времени $\tau \approx 1500$ с точки, находящиеся на поверхности формы, попадают в жидкометаллический охладитель, и температура, показываемая термопарами, резко снижается. Значение градиента в методе с ЖМО проходит через максимум 281 °C/см при опускании заготовки на 131 мм в момент времени 1578 с. Среднее значение G за время $\tau = 1200 \div 2160$ с составляет 204 °C/см.

В работе [18] экспериментально изучены структуры образцов жаропрочного сплава, полученных

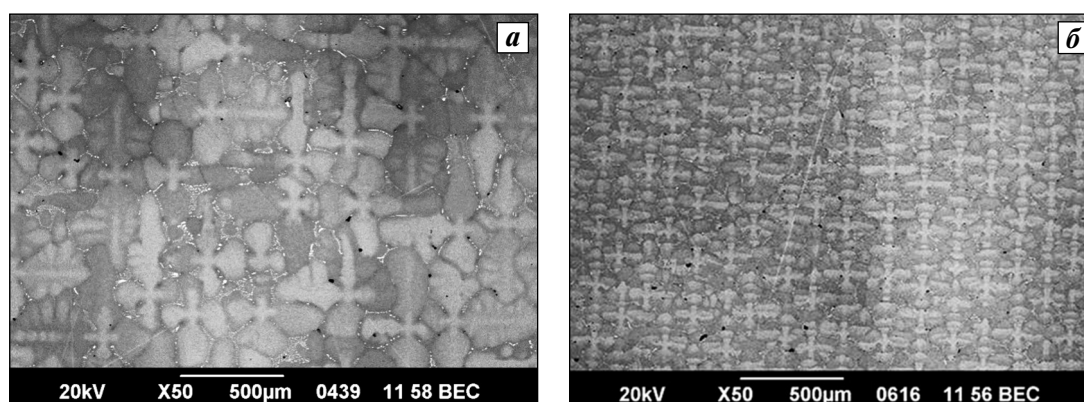


Рис. 5. Дендритная структура монокристаллического жаропрочного сплава с КГО <001>

a — НК по методу Бриджмена—Стокбаргера ($\lambda = 310$ мкм), *б* — НК с использованием ЖМО ($\lambda = 130$ мкм)

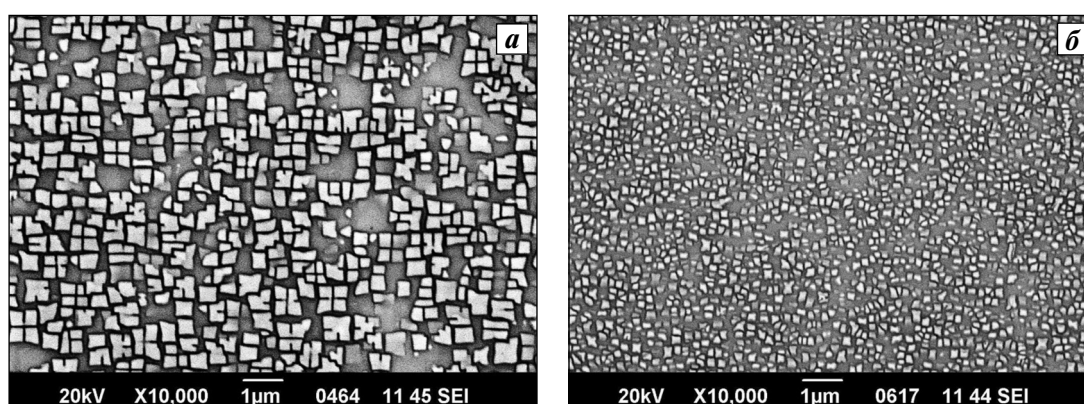


Рис. 6. Морфология упрочняющей γ' -фазы в осях дендритов ЖС при разных температурных градиентах

a — НК по методу Бриджмена—Стокбаргера, *б* — НК с использованием ЖМО

по методам Бриджмена—Стокбаргера и с применением ЖМО по указанным выше режимам. Полученные в ней данные, а также результаты настоящего исследования показывают, что с увеличением температурного градиента с $G = 36$ °C/см (НК по методу Бриджмена—Стокбаргера) до $G = 204$ °C/см (НК с ЖМО — расплавом олова) размер дендритов (λ) уменьшается с 310 до 130 мкм (ср. рис. 5, *a* и *б*), размер частиц упрочняющей γ' -фазы в осях дендритов (рис. 6) — от 0,6 до 0,2 мкм, объемная доля пор — от ~0,124 до 0,011 %, также снижается дендритная ликвация. Все это обеспечивает повышение уровня кратковременной прочности жаропрочного сплава при 20 °C на 30 %, а также время разрушения при 1100 °C и нагрузке $\sigma = 140$ МПа в ~2,5 раза [18].

Выводы

1. Получено хорошее совпадение расчетных и экспериментальных значений распределения

температуры в форме и отливке, охлаждаемых с помощью ЖМО и по методу Бриджмена—Стокбаргера, что позволяет прогнозировать температурный градиент в области кристаллизации заготовки без проведения натурных экспериментов при ее получении на установке УВНС-6. Найденные теплофизические свойства и граничные условия могут быть использованы при проведении компьютерного моделирования процесса литья лопаток из жаропрочных никелевых сплавов.

2. С помощью компьютерного моделирования определены значения температурного градиента, достигаемого в случае использования методов Бриджмена—Стокбаргера и с ЖМО, составившие 36 и 204 °C/см соответственно. То есть при использовании ЖМО температурный градиент в 6 раз превышает достигаемый в технологии Бриджмена—Стокбаргера, что позволяет уменьшить размеры дендритов более чем в 2 раза и повысить прочность лопаток ГТД на 30 %.

Литература

1. *Bridgman P.W.* Certain physical properties of single crystals of tungsten, antimony, bismuth, tellurium, cadmium, zinc, and tin // *Proc. Amer. Acad. Arts Sci.* 1925. Vol. 60. P. 305—383.
2. *Stockbarger D.C.* The production of large single crystals of lithium fluoride // *Rev. Sci. Instr.* 1936. Vol. 7. P. 133—136.
3. *Gell M., Duhal D.N., Giamei A.F.* The development of single crystal superalloy turbine blades // *Superalloys*. 1980. Vol. 41. P. 205—214.
4. *Бондаренко Ю.А.* Перспективы и технология направленной кристаллизации крупногабаритных рабочих лопаток наземных газовых турбин // *Материаловедение*. 1998. No. 7. С. 21—25.
5. *Fan J., Li X., Su Y., Chen R., Guo J., Fu H.* Dependency of microstructure parameters and microhardness on the temperature gradient for directionally solidified Ti—49Al alloy // *Mater. Chem. Phys.* 2011. Vol. 130. P. 1232—1238.
6. *Elliott A.J., Pollock T.M., Tin S., King W.T., Huang S.-C., Gigliotti M.F.X.* Directional solidification of large superalloy castings with radiation and liquid-metal cooling: a comparative assessment // *Metal. Mater. Trans. A*. 2004. Vol. 35 P. 3221—3231.
7. *Bingming G., Lin L., Xinbao Z., Taiwen H., Jun Z., Hengzhi F.* Effect of directional solidification methods on the cast microstructure and grain orientation of blade shaped DZ125 superalloy // *Rare Metal Mater. Eng.* 2013 Vol. 42. Is. 11. P. 2222—2227.
8. *Hugo F., Betz U., Ren J., Huang S.-C., Bondarenko J.* Casting of directionally solidified and single crystal components using liquid metal cooling (LMC): Results from experimental trials and computer simulations // *Proc. Int. Symp. on Liquid Metal Processing and Casting*. Santa Fe: VMD AVS, 1999. P. 16—30.
9. *Brundage C.L., Miller J.D., Pollock T.M.* Development of dendritic structure in the liquid-metal-cooled, directional-solidification process // *Metal. Mater. Trans. A*. 2011. Vol. 42A. P. 2723—2732.
10. *Miller J.D., Pollock T.M.* Process Simulation for the directional solidification of a tri-crystal ring segment via the bridgman and liquid-metal-cooling processes // *Metal. Mater. Trans. A*. 2012. Vol. 43A. P. 2414—2425.
11. *Kermanpur A., Mehrara M., Varahram N., Davami P.* Improvement of grain structure and mechanical properties of a land based gas turbine blade directionally solidified with liquid metal cooling process // *Mater. Sci. Technol.* 2008. Vol. 24. Iss. 1. P. 100—106.
12. *Монастырский В.П., Кондратьева М.С.* Моделирование направленной кристаллизации отливок из никелевых жаропрочных сплавов в установке с водоохлаждаемым кристаллизатором // *Литейщик России*. 2013. No. 1. С. 23—27.
13. *Монастырский В.П.* Моделирование микропористости в отливках, затвердевающих в условиях направленного теплоотвода // *Тепловые процессы в технике*. 2011. Т. 3. No. 1. С. 20—27.
14. *Монастырский В.П., Рожкова М.К.* Регрессионная модель процесса направленной кристаллизации отливок из никелевых жаропрочных сплавов в установке УВНК-8П // *Литейщик России*. 2012. No. 1. С. 22—27.
15. *Echin A., Bondarenko Y.* Turbine blades production technique equipment built with a glance of high-gradient directional crystallization process nature // *MATEC Web of Conferences*. 2014. Vol. 14. P. 13001.
16. *Caron P.* High γ' solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications // *Superalloys*. 2000. Vol. 2000. P. 737—746.
17. *Liu G., Liu L., Ai C., Ge B., Zhang J., Fu H.* Influence of withdrawal rate on the microstructure of Ni-base single-crystal superalloys containing Re and Ru // *J. Alloys and Compnd.* 2011. Vol. 509. P. 5866—5872.
18. *Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б.* Направленная кристаллизация жаропрочного сплава с переменным управляемым градиентом // *Вопросы материаловедения*. 2016. No. 3. С. 50-58.
19. *Мальцева Ю.Ю., Монастырский А.В.* Моделирование процесса направленной кристаллизации отливок из жаропрочных никелевых сплавов // *CADmaster*. 2010. No. 1. С. 36—40.
20. *Каблов Е.Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей (Сплавы, технология, покрытия). М.: МИСиС, 2001.
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.
22. *Пикунов М.В.* Плавка металлов. Кристаллизация сплавов. Затвердевание отливок: Учеб. М.: МИСиС, 2005.
23. *Жмуриков Е.И., Савченко И.В., Станкус С.В., Тесchio L.* Измерения теплофизических свойств графитовых композитов для конвертора нейтронной мишени // *Вестник НГУ. Сер. Физика*. 2011. Т. 6. No. 2. С. 77—84.

References

1. *Bridgman P.W.* Certain physical properties of single crystals of tungsten, antimony, bismuth, tellurium, cadmium, zinc, and tin. *Proc. Amer. Acad. Arts Sci.* 1925. Vol. 60. P. 305—383.
2. *Stockbarger D.C.* The production of large single crystals of lithium fluoride. *Rev. Sci. Instr.* 1936. Vol. 7. P. 133—136.
3. *Gell M., Duhal D.N., Giamei A.F.* The development of single crystal superalloy turbine blades. *Superalloys*. 1980. Vol. 41. P. 205—214.

4. Bondarenko Yu.A. Perspektivy i tekhnologiya napravlennoi kristallizatsii krupnogabaritnykh rabochnykh lopatok nazemnykh gazovykh turbin [Perspectives and directional solidification technology of land-based gas turbines rotor blades]. *Materialovedenie*. 1998. No. 7. P. 21–25.
5. Fan J., Li X., Su Y., Chen R., Guo J., Fu H. Dependency of microstructure parameters and microhardness on the temperature gradient for directionally solidified Ti–49Al alloy. *Mater. Chem. Phys.* 2011. Vol. 130. P. 1232–1238.
6. Elliott A.J., Pollock T.M., Tin S., King W.T., Huang S.-C., Gigliotti M.F.X. Directional solidification of large superalloy castings with radiation and liquid-metal cooling: a comparative assessment. *Metal. Mater. Trans. A*. 2004. Vol. 35 P. 3221–3231.
7. Bingming G., Lin L., Xinbao Z., Taiwen H., Jun Z., Hengzhi F. Effect of directional solidification methods on the cast microstructure and grain orientation of blade shaped DZ125 superalloy. *Rare Metal Mater. Eng.* 2013 Vol. 42. Iss. 11. P. 2222–2227.
8. Hugo F., Betz U., Ren J., Huang S.-C., Bondarenko J. Casting of directionally solidified and single crystal components using liquid metal cooling (LMC): Results from experimental trials and computer simulations. In: *Proc. Int. Symp. on Liquid Metal Processing and Casting. Santa Fe: VMD AVS*, 1999. P. 16–30.
9. Brundidge C.L., Miller J.D., Pollock T.M. Development of dendritic structure in the liquid-metal-cooled, directional-solidification process. *Metal. Mater. Trans. A*. 2011. Vol. 42A. P. 2723–2732.
10. Miller J.D., Pollock T.M. Process Simulation for the directional solidification of a tri-crystal ring segment via the bridgman and liquid-metal-cooling processes. *Metal. Mater. Trans. A*. 2012. Vol. 43A. P. 2414–2425.
11. Kermanpur A., Mehrara M., Varahram N., Davami P. Improvement of grain structure and mechanical properties of a land based gas turbine blade directionally solidified with liquid metal cooling process. *Mater. Sci. Technol.* 2008. Vol. 24. Iss. 1. P. 100–106.
12. Monastyrskii V.P., Kondrat'eva M.S. Modelirovanie napravlennoi kristallizatsii otlivok iz nikelovykh zharoprochnykh spлавov v ustanovke s vodoohlazhdaemym kristallizatorom [Simulation of nickel superalloys castings directional solidification in the water-cooled mold unit]. *Liteishchik Rossii*. 2013. No. 1. P. 23–27.
13. Monastyrskii V.P. Modelirovanie mikroporistosti v otlivkakh, zatverdevayushchikh v usloviyakh napravlennoy teplootvoda [Simulation of microporosity in the castings obtained by directional solidification]. *Teplovye protsessy v tekhnike*. 2011. Vol. 3. No. 1. P. 20–27.
14. Monastyrskii V.P., Rozhkova M.K. Regressionnaya model' protsessa napravlennoi kristallizatsii otlivok ikh nikelovykh zharoprochnykh spлавov v ustanovke UVNK-8P [The regression model of nickel superalloys castings directional solidification in the UVNK-8P unit]. *Liteishchik Rossii*. 2012. No. 1. P. 22–27.
15. Echin A., Bondarenko Y. Turbine blades production technique equipment built with a glance of high-gradient directional crystallization process nature. *MATEC Web of Conferences*. 2014. Vol. 14. P. 13001.
16. Caron P. High γ' solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications. *Superalloys*. 2000. Vol. 2000. P. 737–746.
17. Liu G., Liu L., Ai C., Ge B., Zhang J., Fu H. Influence of withdrawal rate on the microstructure of Ni-base single-crystal superalloys containing Re and Ru. *J. Alloys and Compnd.* 2011. Vol. 509. P. 5866–5872.
18. Bondarenko Yu.A., Echin A.B. Napravlenная kristallizatsiya zharoprochnogo splava s peremennym upravlyаемым gradientom [Directional solidification of superalloy with controlled variable gradient]. *Voprosy materialovedeniya*. 2016. No. 3. P. 50–58.
19. Mal'tseva Yu.Yu., Monastyrskii A.V. Modelirovanie protsessa napravlennoi kristallizatsii otlivok iz zharoprochnykh nikelovykh spлавov [Simulation of nickel superalloy casting directional solidification]. *CADmaster*. 2010. No. 1. P. 36–40.
20. Kablov E.N. Litye lopatki gazoturbinnnykh dvigatelei (splavy, tekhnologiya, pokrytiya) [Casting of gas turbine engines blades (alloys, technology, coating)]. Moscow: MISIS, 2001.
21. Echin A.B. Vliyaniye temperaturnogo gradienta i skorosti kristallizatsii na strukturu i svoystva monokristallicheskikh Re i Ru sodержashchikh zharoprochnykh spлавov primenitel'no k vysokogradientnoi tekhnologii lit'ya lopatok GTD [Influence of temperature gradient and solidification rate on microstructure and properties of single crystal Re and Ru-containing superalloys in relation to high-gradient gas turbine engine blades casting technology] : Abstr. Diss. of PhD. Moscow: MISIS, 2016.
22. Pikunov M.V. Plavka metallov. Kristallizatsiya spлавov. Zatverdevaniye otlivok. Uchebnik. [Smelting of metals. Crystallization of alloys. Solidification of castings: Textbook]. Moscow: MISIS, 2005.
23. Zhmurikov E.I., Savchenko I.V., Stankus S.V., Tecchio L. Izmereniya teplofizicheskikh svoystv grafitovykh kompozitov dlya konvertora neitronnoi misheni [Measurements of graphite composites thermal properties used for neutron converter target]. *Vestnik NGU. Seriya: Fizika*. 2011. Vol. 6. No. 2. P. 77–84.