

УДК 669.018.44:66.065.5

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-3-9

Е.В. Колядов¹, В.В. Герасимов¹**ВЛИЯНИЕ ПРИВЕДЕННОГО РАЗМЕРА ОТЛИВКИ НА ОСЕВОЙ ГРАДИЕНТ ТЕМПЕРАТУРЫ И МАКРОСТРУКТУРУ ОТЛИВОК ПРИ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА УСТАНОВКЕ УВНК-15***

Рассмотрены параметры направленной кристаллизации, которые влияют на появление в отливках развитых осей дендритов второго порядка. Проведены упрощенные расчеты теплоты, выделяющейся из отливок, максимальной скорости кристаллизации, при которой не происходит прогиба фронта кристаллизации. Проведена экспериментальная работа по определению градиента температуры для отливок с разным поперечным сечением, показана их макроструктура. Предложены способы повышения качества структуры при увеличении поперечного сечения отливок.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы, направленная кристаллизация, установки для монокристаллического литья, температурный градиент.

In the article directional solidification parameters that affect the appearance of the castings developed dendrites axes of order. Conducted simplified calculations of heat released from the castings, the maximum crystallization rate at which there is no deflection of the crystallization front. The experimental work to determine the temperature gradient for castings with different cross-sectional area, their macrostructure. Ways of improving the quality of the structure by increasing the cross section castings.

Keywords: superalloys, directionally solidified, units for single crystal casting, temperature gradient.

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

*В работе принимала участие канд. техн. наук, ведущий научный сотрудник Е.М. Висик.

Введение

В России на авиационных заводах при производстве лопаток газовых турбин используются установки для направленной кристаллизации с жидкометаллическим охладителем. Метод заключается в том, что форма с расплавом перемещается из зоны нагрева, одновременно погружаясь в охлаждающую среду из легкоплавкого расплава. Этот метод имеет определенные преимущества перед методом HRS (high rate solidification), а именно – более высокий коэффициент теплопередачи при охлаждении в расплаве алюминия (за счет конвекции) по сравнению с охлаждением формы излучением в вакууме, в результате чего обеспечивается повышение ростового градиента температуры на фронте кристаллизации, уменьшение междендритного расстояния, снижение микроструктуры [1–15].

Материалы и методы

Основными параметрами процесса направленной кристаллизации [16] 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 в холодную. Температурный градиент $G = dT/dz$ (изменение температуры по оси z , параллельной направлению теплоотвода) связан со скоростью кристаллизации

$R = dz/dt$ (перемещение фронта кристаллизации во времени), которая непосредственно зависит от скорости охлаждения растущего кристалла на фронте кристаллизации: $GR = dT/dt$ (изменение температуры во времени) [17]. Величина GR оказывает решающее влияние на морфологические особенности структуры: ее увеличение при направленной кристаллизации способствует измельчению структурных составляющих сплава, что положительно сказывается на его механических свойствах [6].

При кристаллизации жаропрочных сплавов наблюдается в основном дендритный рост кристаллов. Формирование дендритной структуры осуществляется в интервале температур – от ликвидус до солидус. При этом в зависимости от градиента температур на фронте кристаллизации протяженность этой зоны может колебаться в широком диапазоне – от 3 до ~100 мм. Кроме того, фронт кристаллизации может быть макроскопически плоским, вогнутым или выпуклым в сторону жидкой фазы [18].

Величина прогиба в сторону твердой фазы зависит от соотношения осевого G_L и радиального G_r градиентов (рис. 1). При значениях радиального градиента, близких к нулю, фронт кристаллизации – макроскопически плоский. Растущие дендриты имеют симметричную относительно оси первого порядка структуру мальтийского креста

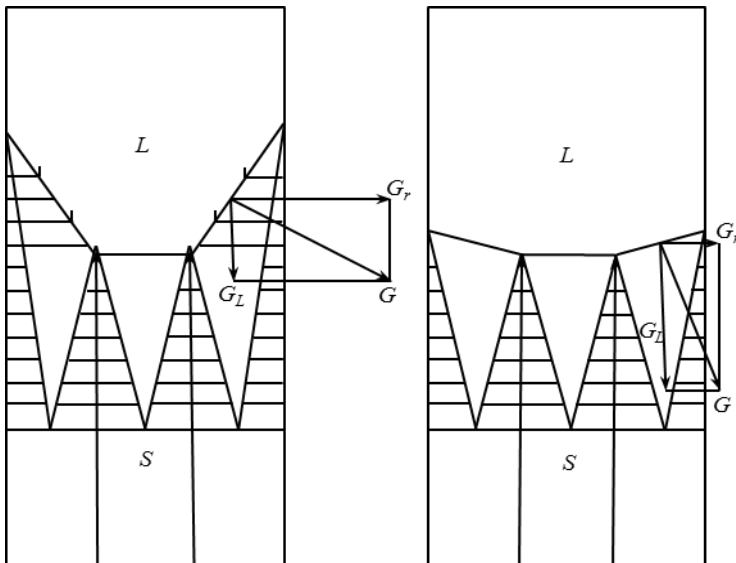


Рис. 1. Схема вогнутого фронта кристаллизации при различных значениях осевого и радиального градиентов температур на фронте кристаллизации

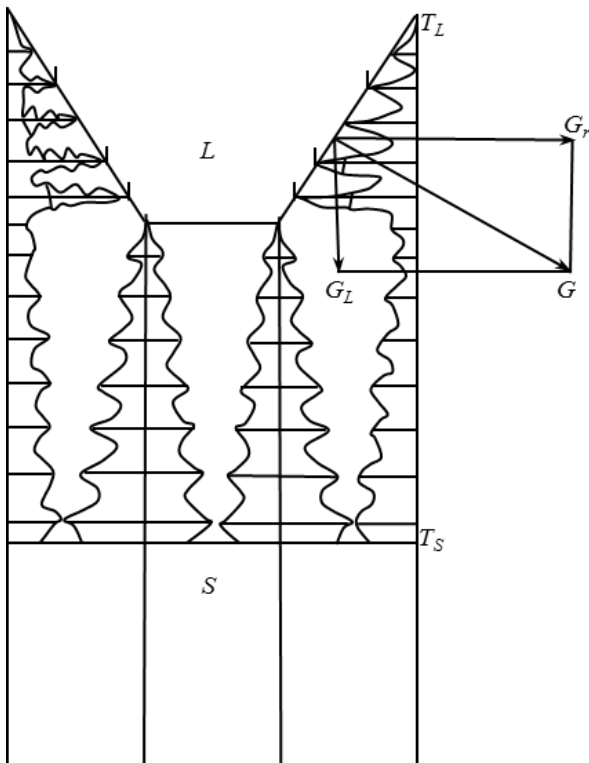


Рис. 2. Схема вогнутого фронта кристаллизации, поясняющая появление развитых осей дендритов второго порядка

(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 радиального градиента G_r . Линия, соединяющая вершины растущих дендритов,

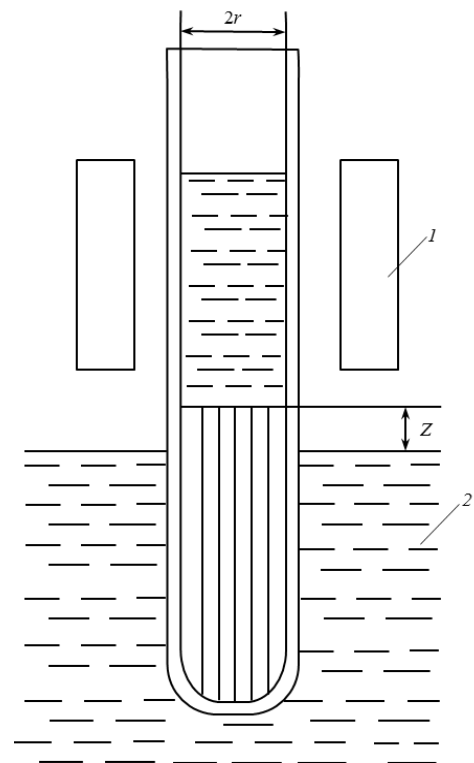


Рис. 3. Схема установки для направленной кристаллизации – радиационный нагрев и жидкостное охлаждение за счет конвекции, подвод тепла радиальный, отвод – осевой; 1 – нагревательное устройство; 2 – система охлаждения

условно является геометрической проекцией фронта кристаллизации на плоскость чертежа (рис. 2).

Имеется эмпирическое правило, согласно которому при уменьшении теплопроводности снижается максимальная скорость кристаллизации детали заданного диаметра в условиях направленной

ного теплоотвода. Это связано с тем, что производство скорости кристаллизации R на диаметр детали d пропорционально коэффициенту температуропроводности a : $R \cdot d \sim a = \lambda / c\rho$ [17], где λ – коэффициент теплопроводности сплава; c – объемная теплоемкость сплава; ρ – плотность сплава.

В практике направленной кристаллизации приведенный размер отливки $X=S/P$, представляющий собой отношение площади поперечного сечения S к ее периметру P , используется в программе расчета технологических режимов монокристаллического литья методом высокоградиентной направленной кристаллизации газотурбинных лопаток разной геометрии, разработанной совместно МАТИ–ВИАМ.

Максимальную скорость вытягивания, при которой температурный градиент перед фронтом кристаллизации G сохраняет положительное значение и тем самым позволяет избежать зародышеобразования перед фазовой границей и нестабильности поверхности раздела, определяют следующим путем. При повышении скорости R поверхность раздела «жидкость–кристалл» опускается, пока не достигнет положения максимально допустимого перемещения фронта при температуре изоликвидуса, равного участку отливки ниже выхода из печи, на котором охлаждается только оболочка литейной формы, а отвода теплоты через боковую поверхность отливки практически не происходит (рис. 3) [18]. При дальнейшем повышении скорости зона кристаллизации находится ниже уровня охлаждающего агента, вследствие чего теплоотвод приобретает радиальную составляющую. В этих условиях сохранение макроскопически плоского фронта кристаллизации невозможно. Максимальную скорость вытягивания или кристаллизации можно вычислить по формулам, приведенным в работе [19]:

$$R_{\max} = \frac{1}{c} (2h_{\text{эф}} k_S / r)^{1/2} (Z^{1/2} - Z^{-1/2}), \quad (1)$$

где c – удельная объемная теплоемкость; $h_{\text{эф}}$ – коэффициент теплопередачи; k_S – коэффициент теплопроводности; r – радиус отливки; Z – безразмерный коэффициент, определяющийся по формуле:

$$Z = \frac{L + c(T_{\text{н}} - T_{\text{охл}})}{L + c(T_{\text{н}} - T_{\text{Е}})},$$

где $T_{\text{н}}$ – температура в печи; $T_{\text{охл}}$ – температура охла-

ждающего агента; $T_{\text{Е}}$ – среднеарифметическая температура зоны нагрева и охлаждения ($T_{\text{Е}} = (T_{\text{н}} + T_{\text{охл}}) / 2$); L – удельная теплота кристаллизации.

Уравнение (1) означает, что допустимая скорость кристаллизации тем выше, чем больше коэффициент теплопередачи $h_{\text{эф}}$ и удельная теплопроводность k_S (далее – λ) и чем меньше радиус образца r . Поскольку приведенный размер цилиндрической отливки $X = \frac{S}{P} = \frac{\pi R^2}{2\pi R} = \frac{1}{2} R$, то показателем массивности отливки является ее радиус.

Проведем упрощенный расчет количества теплоты и плотности теплового потока, переданного от отливок с различным поперечным сечением (рис. 4 и 5) через стенку формы в жидкометаллический охладитель [20, 21]. Значения, необходимые для расчетов, взяты из паспортных данных для сплава ВКНА-4У и для чистого алюминия (см. таблицу).

Определим количество теплоты, выделяющейся из отливок при изменении температуры от T_S до $T_{\text{охл}}$, по формуле [22]:

$$Q = cm\Delta T \text{ [Дж]}, \quad (2)$$

где c – удельная теплоемкость сплава ВКНА-4У, Дж/(кг·К); m – масса отливки, кг; ΔT – изменение температуры, К.

Для отливки $\varnothing 100$ мм – $Q_1 = 3517,97$ кДж, для отливки $\varnothing 16$ мм – $Q_2 = 90,08$ кДж. Определим плотность теплового потока, передающуюся жидкометаллическому охладителю от отливки через керамическую форму, по формуле [19]:

$$q = \frac{1}{\frac{1}{2r_1\alpha_1} + \frac{1}{2\lambda_{\text{ф}} \ln \frac{r_2}{r_1}} + \frac{1}{2r_2\alpha_2}} \pi(T_{01} - T_{02}) \text{ [Вт/м]}, \quad (3)$$

где r_1 – внутренний радиус формы, м; α_1 – коэффициент теплоотдачи сплава ВКНА-4У, Вт/(м²·К); $\lambda_{\text{ф}}$ – коэффициент теплопроводности формы, Вт/(м·К); r_2 – внешний радиус формы, м; α_2 – коэффициент теплоотдачи жидкометаллического охладителя, Вт/(м²·К); T_{01} – температура сплава, К; T_{02} – температура охлаждающей среды, К.

Коэффициенты теплоотдачи от жидкого металла внутренней стенке формы (α_1) и от наружной стенки формы в охлаждающую среду (α_2) определяются через критерий Нуссельта:

$$Nu = \frac{\alpha}{\lambda'}$$

Теплофизические свойства сплава ВКНА-4У и алюминия, используемого в качестве жидкометаллической охлаждающей среды

Металл (сплав)	Температура плавления, К	Плотность, кг/м ³	Удельная теплоемкость c , кДж/(кг ³ ·К)	Коэффициент теплопроводности λ , В/(м·К)	Коэффициент объемного расширения $\beta \cdot 10^4$, К ⁻¹	Коэффициент температуропроводности $a \cdot 10^6$, м ² /с	Удельная теплота плавления $L \cdot 10^{-8}$ Дж/м ³
ВКНА-4У	$T_L = 1588$ $T_S = 1538$	7910	8147	39	0,435	4,7	22,78
Алюминий	933	2370	2962,5	89,8	1,1	30,4	9,24

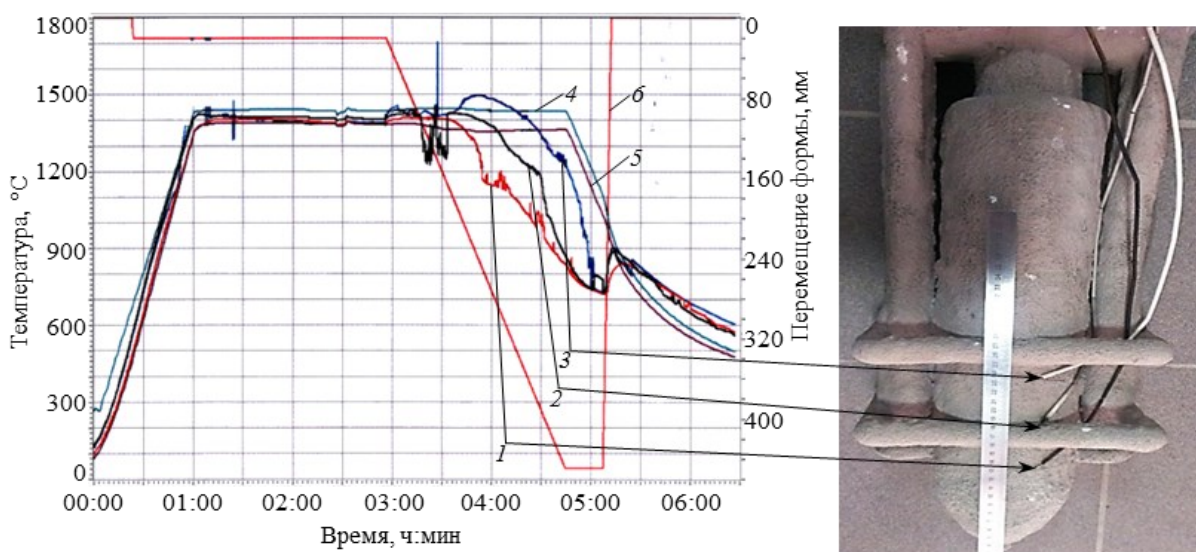


Рис. 4. Изменение температурно-скоростных параметров процесса получения отливок диаметром 100 мм и схема расположения термопар (1-3), установленных на керамической форме: 4, 5 – температуры верхнего и нижнего нагревателей соответственно; 6 – перемещение формы

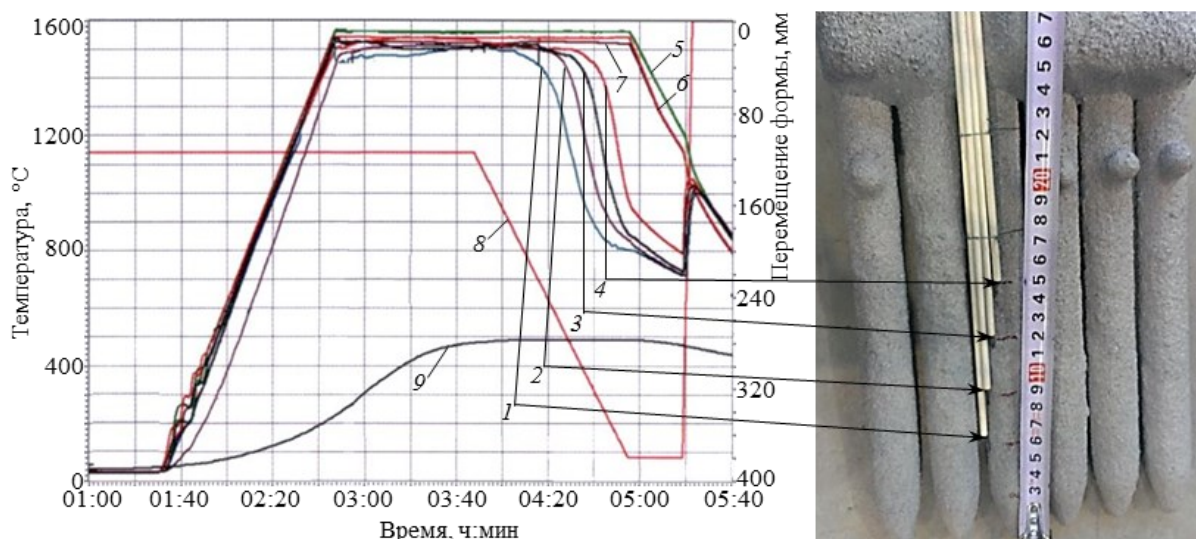


Рис. 5. Изменение температурно-скоростных параметров процесса получения отливок диаметром 16 мм и схема расположения термопар (1-4), установленных на керамической форме: 5 – температура верхнего нагревателя; 6, 7 – температуры нижнего нагревателя – левая и правая сторона соответственно; 8 – перемещение формы; 9 – температура алюминия

где λ' – коэффициент теплопроводности жидкого сплава, Вт/(м·К); l – длина погруженной в охладитель части формы, м ($l \approx 0,1$ м).

В свою очередь, согласно [23]:

$$Nu = 0,53(Pr^2 \cdot Gr)^{1/4},$$

а комплекс критериев Прандтля и Грасгофа

$$Pr^2 \cdot Gr = \frac{gl^3}{(a')^2} \beta \Delta t,$$

где a' – коэффициент температуропроводности жидко-

металлического охладителя (сплава ВКНА-4У), м²/с; g – ускорение силы тяжести, м/с²; β – коэффициент объемного расширения жидкометаллического охладителя (сплава ВКНА-4У), К⁻¹; Δt – разность температур поверхности формы и жидкометаллической среды, К.

Для расчетов используются следующие значения показателей: толщина керамической формы $\delta_{\text{ф}} = 0,01$ м, $T_{\text{охл}} = 973$ К, $T_{\text{с}} = 1538$ К, коэффициент теплопроводности формы $\lambda_{\text{ф}} = 2,32$ Вт/(м·К).

Численно линейная плотность теплового потока будет равна для отливки $\phi 100$ мм – $q_1 = 43101$ Вт/м, для отливки 16 мм – $q_2 = 10999$ Вт/м.

Тепловыделение из крупногабаритной отливки $\varnothing 100$ мм в 39 раз больше по сравнению с тепловыделением из отливки $\varnothing 16$ мм (Q_1/Q_2), а плотность теплового потока в жидкометаллический охладитель – лишь в ~ 4 раза (q_1/q_2).

В результате от отливки с большим поперечным сечением не происходит отвода теплоты необходимой интенсивности, поэтому происходит смещение фронта кристаллизации в сторону охладителя и его прогиб в сторону твердой фазы. При этом возрастание значения радиального градиента температуры G , приводит к развитию осей второго порядка (см. рис. 2).

Определен также градиент температуры на форме в зависимости от габаритов отливок. Проведены плавки отливок в виде цилиндров $\varnothing 100$ и $\varnothing 16$ мм, совмещенные с термометрированием на установке УВНК-15, предназначенной для литья крупногабаритных деталей ГТД и ГТУ.

На отливку $\varnothing 100$ мм были установлены три термопары марки ВР5/20 с расстоянием между спаями 50 мм, на отливку $\varnothing 16$ мм – четыре термопары той же марки с расстоянием между спаями 25 мм. Графики плавки и схема расположения термопар представлены на рис. 4 и 5.

Расчет температурного градиента осуществляли по формулам:

$$G_1 = \frac{T_2 - T_1}{\Delta L}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{см}; \quad G_2 = \frac{T_3 - T_2}{\Delta L}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{см};$$

$$G_3 = \frac{T_4 - T_3}{\Delta L}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{см},$$

где T_1 – температура первой термопары, равная температуре солидус; T_2 – температура второй термопары в тот же момент времени; T_3 – температура третьей термопары; T_4 – температура четвертой термопары; ΔL – расстояние между спаями термопар.

Температуру солидус для сплава ВКНА-4У принимаем равной $1240\text{--}1260^\circ\text{C}$, расстояние между спаями термопар составляет 50 и 25 мм. Находим градиент для каждой пары термопар и усредняем.

Результаты

Полученный температурный градиент для отливки $\varnothing 100$ мм составил $\sim 32,7^\circ\text{C}/\text{см}$, а для отливки $\varnothing 16$ мм: $\sim 81^\circ\text{C}/\text{см}$. Соответственно с учетом термического сопротивления керамической формы градиент температуры на фронте кристаллизации будет в несколько раз меньше значения градиента на поверхности формы. На рис. 6 показано изменение осевого градиента температур на фронте ликвидус для сплава ВКНА в зависимости от приведенного размера отливки [6]. На макроструктуре отливок, показанных на рис. 7, видно, что отливки $\varnothing 16$ мм имеют монокристаллическую структуру по всей высоте без поверхностных дефектов (см. рис. 7, а), а отливка $\varnothing 100$ мм имеет направленную структуру с большим количеством поверхностных дефектов в виде полос струйной ликвации – freckles (см. рис. 7, б). Эти поверхностные дефекты направленно-закристаллизованных отливок из жаропрочных сплавов в виде полос шириной ~ 1 мм представляют собой выделения равноосных зерен эвтектического состава и зависят от сбалансированного содержания легирующих элементов в сплаве и скорости охлаждения расплава.

Для повышения качества макроструктуры отливок с большим поперечным сечением необходимо выбрать оптимальную скорость охлаждения GR , учитывая, что повышение скорости кристаллизации в отливках с большим поперечным сечением приводит к увеличению вогнутости формы фронта кристаллизации, а температурный градиент – имеет зависимость от диаметра отливки, так как произведение скорости кристаллизации R на

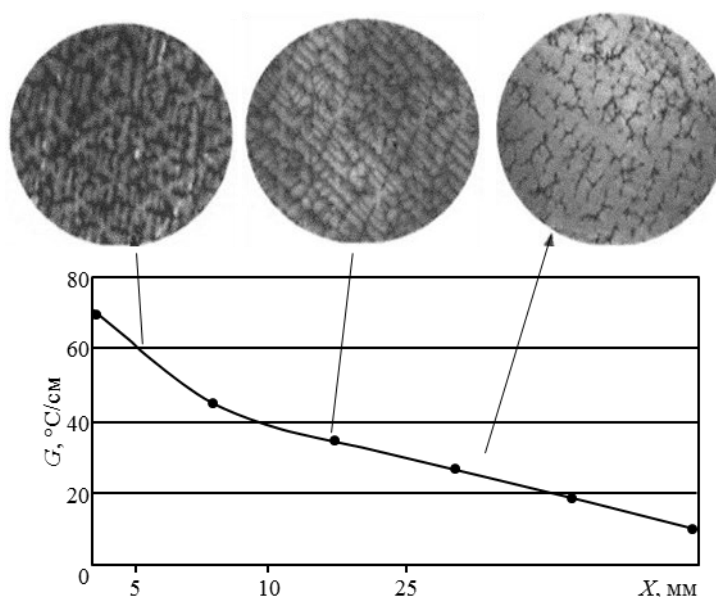


Рис. 6. Изменение осевого градиента температур G на фронте ликвидус для сплава ВКНА в зависимости от приведенного размера отливки X

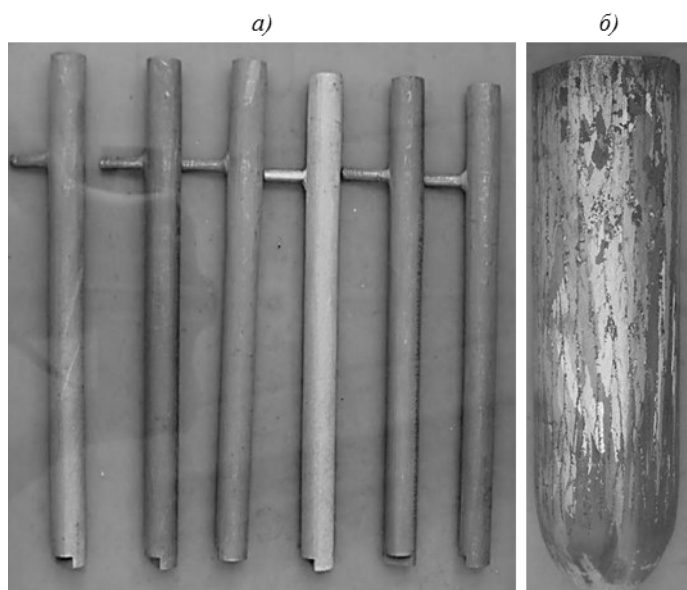


Рис. 7. Макроструктура отливок диаметром 16 (а) и 100 мм (б)

диаметр d пропорционально коэффициенту температуропроводности a . Максимальную скорость кристаллизации сплава ВКНА-4У в зависимости от поперечного сечения отливки можно определить по формуле (1). Произведем расчет максимальной скорости вытягивания для отливок $\varnothing 100$ и 16 мм. Для этого рассчитаем

$$h_{\text{эф}} = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_1} + \frac{\delta_{\text{ф}}}{\lambda_{\text{ф}}} + \frac{1}{\alpha_2}} \text{ [Вт/(м}^2\cdot\text{К)]},$$

где α_1 – коэффициент теплоотдачи сплава ВКНА-4У, Вт/(м²·К); α_2 – коэффициент теплоотдачи жидкометаллического охладителя, Вт/(м²·К); $\delta_{\text{ф}}$ – толщина керамической формы, м.

В результате расчетов получим:
– для $\varnothing 100$ мм – $R_{\text{max}}=1,79$ мм/мин;
– для $\varnothing 16$ мм – $R_{\text{max}}=4,48$ мм/мин.

Заключение

Для получения крупногабаритных отливок с хорошей направленной структурой без сильно развитых осей дендритов второго порядка необходимо повысить температурный градиент путем изменения температур нагревателя и (или) охладителя, а также за счет тепловой изоляции зоны нагрева от зоны охлаждения и уменьшения скорости кристаллизации ниже максимально допустимой.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н. ВИАМ – основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 105–117.
2. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2008. №1. С. 3–9.
3. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов с повышенным температурным градиентом //МиТОМ. 2002. №7. С. 20–23.
4. Каблов Е.Н., Орлов М.Р., Оспенникова О.Г. Механизмы образования пористости в монокристаллических лопатках турбины и кинетика ее устранения при горячем изостатическом прессовании //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 117–129.
5. Герасимов В.В., Висик Е.М., Никитин В.А., Зернова М.Г. Опыт освоения технологии литья секторов сопловых лопаток с монокристаллической структурой из сплава ВКНА-4У //Авиационные материалы и технологии. 2012. №4. С. 13–18.
6. 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. 19–23.
7. Герасимов В.В., Колядов Е.В. Технические характеристики и технологические возможности установок УВНК-9А и ВИП-НК для получения монокристаллических отливок из жаропрочных сплавов //Литейщик России. 2012. №11. С. 33–38.
8. 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.
9. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой //Материаловедение. 1997. №4. С. 32–38; №5. С. 14–17.
10. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Каблов Д.Е. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристал-

- лов <001> высокорениевого никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации //Авиационные материалы и технологии. 2011. №4. С. 25–31.
11. 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.
 12. Бондаренко Ю.А., Базылева О.А., Ечин А.Б., Сурова В.А., Нарский А.Р. Высокоградиентная направленная кристаллизация деталей из сплава ВКНА-1В //Литейное производство. 2012. №6. С. 12–16.
 13. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А., Нарский А.Р. Влияние условий направленной кристаллизации на структуру деталей типа лопатки ГТД //Литейное производство. 2012. №7. С. 14–16.
 14. Колядов Е.В., Герасимов В.В., Висик Е.М. Получение крупногабаритных заготовок под диски турбины ГТД из сплава ВЖ175 методом направленной кристаллизации на установке УВНК-10 //Литейное производство. 2013. №10. С. 28–31.
 15. Герасимов В.В., Висик Е.М., Колядов Е.В. О неиспользованных резервах направленной кристаллизации в повышении эксплуатационных характеристик деталей ГТД и ГТУ //Литейное производство. 2013. №9. С. 30–32.
 16. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия). М.: МИСиС. 2001. С. 293–398.
 17. Курц В., Зам П.Р. Направленная кристаллизация эвтектических материалов. М.: Металлургия. 1980. С. 118–147.
 18. Герасимов В.В., Висик Е.М., Колядов Е.В. Влияние дрейфа фронта кристаллизации на структуру монокристаллических отливок сплава ЖС32У, полученных на установке ВИП-НК //Металлургия машиностроения. 2013. №3. С. 14–17.
 19. Reed R.C. The Superalloys Fundamentals and Applications. New York: Cambridge University Press. 2006. С. 121–147.
 20. Артюнов В.А., Миткалинный В.И., Старк С.Б. Металлургическая теплотехника. М.: Металлургия. 1974. Т. 1. С. 292–356.
 21. Алексеев Г.Н. Общая теплотехника. М.: Высшая школа. 1980. С. 206–229.
 22. Кабардин О.Ф. Физика. М.: Просвещение. 1991. 96 с.
 23. Кутателадзе С.С., Боришанский В.М. Справочник по теплопередаче. М.-Л.: Машгиз, 1959. С. 148–155.