

И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, Е. В. Михнян

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК С ОРИЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ ДЛЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ГТД

Проведен анализ способов получения ориентированной структуры рабочих лопаток газотурбинных двигателей методом высокоскоростной направленной кристаллизации с использованием жидкометаллического охладителя. С учетом выявленных недостатков и преимуществ существующей серийной установки для высокоскоростной направленной кристаллизации (УВНК) предложен усовершенствованный способ, суть которого состоит в ее модернизации за счет введения дополнительного узла формирования направленного потока инертного газа – аргона. Разработанное устройство, способствуя более интенсивному охлаждению формы с кристаллизующимся металлом, повышает эксплуатационные характеристики детали за счет оптимизации структуры отливки.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы, направленная кристаллизация, лопатка ГТД.

Проаналізовано способи отримання орієнтованої структури робочих лопаток газотурбінних двигунів методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з використанням рідкометалевого охолоджувача. З урахуванням недоліків і переваг існуючої серійної установки для високошвидкісної направленої кристалізації (УВНК) запропоновано вдосконалений спосіб, який полягає у модернізації установки за рахунок введення додаткового вузла формування спрямованого потоку інертного газу – аргону. Розроблений пристрій, сприяючи більш інтенсивному охолодженню форми з рідким металом, підвищує експлуатаційні характеристики деталей за рахунок оптимізації структури виливків.

Ключові слова: жароміцні сплави, спрямована кристалізація, лопатка ГТД.

The analysis of methods of obtaining oriented structure of GTE turbine blades by high-speed directional solidification using liquid metal coolant was held. Taking into account the identified shortcoming and advantages of the existing serial-type unit УВНК (high-speed directional solidification) is proposed an improved method, the essence of which consists in modernization of unit by constructing additional node of forming the directed flows of inert gas, cooling the form with crystallizing metal. Developed unit, increasing the temperature gradient at the crystallization front, helps to increase the performance of the part by optimizing the structure of the casting.

Keywords: superalloys, directional solidification, blade GTE.

С целью получения из жаропрочных сплавов на никелевой основе сложнопрофильных литых деталей ГТД с ориентированной структурой, а именно рабочих лопаток газотурбинных установок, могут быть применены различные приемы осуществления направленной кристаллизации. Начиная с 70-х гг. XX ст., в научно-патентной литературе представлены и проанализированы многочисленные способы получения ориентированных поликристаллических и монокристаллических структур, такие, как метод Бриджмена, Шубникова, Киропулоса, Стокбергера, Чохральского [1-6]. Они отличаются как методом нагрева и поддержания высоких температур в керамической форме с кристаллизующимся расплавом, так и охлаждением готового изделия, то есть способом отвода тепла.

В современной практике изготовления деталей с ориентированной структурой широкое промышленное применение получила так называемая высокоскоростная направленная кристаллизация [5-8] с использованием жидкометаллического охла-

дителя. Этот метод позволяет получить в условиях высокоградиентного охлаждения формы ориентированную структуру сплава с измельченными дендритами, небольшими междендритными расстояниями и более дисперсными и однородными по форме вторичными фазами (карбиды, интерметаллиды), что приводит к значительному росту уровня механических характеристик сплавов, в том числе длительной прочности и пластичности. Выносливость при этом может быть повышена на 15-20 % по сравнению со сплавом, отлитым с более низкой скоростью [5-8].

Авторами [5-8] отмечено, что печи с жидкометаллическим охлаждением могут быть использованы как для отливки лопаток из эвтектических жаропрочных сплавов, так и из сплавов на никелевой основе с интерметаллидным упрочнением. Скорость кристаллизации в первом случае 0,1-0,2, во втором 10-15 мм/мин.

Непременным условием обеспечения получения направленной структуры является поддержание в течение всего периода затвердевания жидкого металла плоского фронта кристаллизации. При установившемся тепловом потоке скорость продвижения фронта кристаллизации практически становится постоянной, зависящей от способа отвода теплоты кристаллизации [5-13]. Так, в начальный период кристаллизации жидкого металла теплота отводится, главным образом, в направлении холодильника. С увеличением толщины затвердевшего слоя сопротивление теплостокку через затвердевшую часть отливки увеличивается настолько, что начинает преобладать отвод теплоты боковыми стенками. Известно, что при охлаждении формы в вакууме интенсивность теплового потока зависит от излучающей способности стенок формы. Расчеты, проведенные в работе [11, 12], показывают, что величина коэффициента теплоотдачи при температуре поверхности формы 1473 К не превышает 110-130 Вт/(м²·К). При таком уровне теплоотдачи скорость кристаллизации может быть сравнительно невелика, не более 3-5 мм/мин. Следствием невысокой скорости кристаллизации жаропрочных сплавов с широким интервалом затвердевания может быть образование поверхностных карбидов нежелательной модификации М₆С, а в некоторых случаях – струйной полосчатости [6, 14].

Рядом исследователей [9, 10, 14, 15] была проведена подробная оценка условий теплопередачи при охлаждении формы с жаропрочным сплавом в жидкометаллическом охладителе. В установившемся процессе отвод тепла осуществляется через боковую стенку формы теплопроводностью и конвекцией в охлаждающую жидкометаллическую среду. При этом расстояние от фронта кристаллизации до уровня теплоносителя будет минимальным и постоянным во время всего цикла кристаллизации независимо от высоты получаемой отливки.

В практике направленной кристаллизации (НК) в качестве жидкометаллических охлаждающих сред применяются расплавы олова марки О1 и алюминия А99 [15-17]. Теплофизические свойства, необходимые для расчета, приведены в табл. 1 [4].

Удельный тепловой поток q (Вт/м²) от кристаллизующейся отливки в жидкометаллический охладитель составляет:

$$q = K \cdot \Delta T, \quad (1)$$

где K – коэффициент теплопередачи, Вт/(м²·К); ΔT – температурный напор ($\Delta T = t_{\text{спл}} - t_{\text{охл.сп}}$); $t_{\text{спл}}$ – температура сплава, К; $t_{\text{охл.сп}}$ – температура жидкометаллической охлаждающей среды, К.

Для установившегося процесса:

$$K = \frac{1}{\frac{\delta_{\text{ф}}}{\lambda_{\text{ф}}} + \frac{1}{\alpha_{\text{с}}}}, \quad (2)$$

где $\delta_{\text{ф}}$ – толщина стенки формы, м; $\lambda_{\text{ф}}$ – коэффициент теплопроводности формы, Вт/(м·К); $\alpha_{\text{с}}$ – коэффициент конвективной теплоотдачи от поверхности формы, Вт/(м²·К).

Таблица 1. Теплофизические свойства жидких металлов, используемых в качестве жидкометаллических охлаждающих сред

Металл (температура плавления $T_{пл}$ и кипения $T_{к}$, К)	Температура охладителя, К	Плотность, кг/м ³	Удельная теплоемкость c , Дж/(кг·К)	Коэффициент теплопроводности λ , Вт/(м·К)	Коэффициент температуропроводности a , м ² /с	Коэффициент объемного расширения $\beta \cdot 10^4$, 1/К
Олово $T_{пл} = 505$; $T_{к} = 2543$	523	6976	255	30,7	17,2	1,06
	673	6864		33,7	19,2	
	773	6790		35,5	20,5	
	973	6640		39,4	23,2	
Алюминий $T_{пл} = 933$; $T_{к} = 2723$	933	2370	1250	88,4	34,3	1,1
	1023	2346		91,6	35,8	
	1073	2330		93,3	36,8	
	1123	2311		95,3	37,9	

Для интенсификации процесса теплопередачи нужно увеличить коэффициент теплопередачи K , который, в свою очередь, зависит от термического сопротивления стенки формы ($\delta_{\phi} / \lambda_{\phi}$) и коэффициента теплоотдачи с наружной поверхности формы (α_c) [16].

При фиксированной толщине керамической стенки повышения коэффициента теплопередачи можно достичь, увеличивая коэффициент теплоотдачи с наружной поверхности формы.

Однако, когда термические сопротивления ($\delta_{\phi} / \lambda_{\phi}$ и $1 / \alpha_c$) будут значительно отличаться по величине, последующее увеличение α_c не приведет к росту K [16] и для дальнейшего увеличения теплопередачи надо уменьшать наибольшее термическое сопротивление, то есть $\delta_{\phi} / \lambda_{\phi}$.

В случае изготовления формы из электрокорунда термическое сопротивление стенки формы толщиной 10 мм будет равно [14-16]:

$$\frac{\delta_{\phi}}{\lambda_{\phi}} = \frac{0,01}{2,32} = 0,0043 \text{ м}^2 \cdot \text{К/Вт} \quad (3)$$

Коэффициент теплоотдачи α_c от наружной стенки формы в охлаждающую среду

определяют через критерий Нуссельта: $Nu = \frac{\alpha_c l}{\lambda'}$,

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

В свою очередь, согласно [15]:

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

а комплекс критериев Прандтля и Грасгофа:

$$Pr^2 Gr = \frac{g l^3}{(a')^2} \rho \Delta t, \quad (5)$$

где a' – коэффициент температуропроводности жидкометаллического охладителя, $\text{м}^2/\text{с}$; g – ускорение силы тяжести, $\text{м}/\text{с}^2$; ρ – коэффициент объемного расширения жидкометаллического охладителя, $1/\text{K}$; Δt – разность температур поверхности формы и жидкометаллической среды, K .

Задавшись температурой охлаждающей среды и зная температуру формы (1523 K), по уравнению (4) определяется величина критерия Нуссельта, а затем по (3) – α_c . При этом $l = 0,1 \text{ м}$, $\delta_\phi = 0,01 \text{ м}$ и $\lambda_\phi = 2,32 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{K})$. Определив затем коэффициент теплопередачи (2), по (1) определяется величина удельного теплового потока q .

Практически важно знать влияние температуры охлаждающей среды на условия теплопередачи. Поэтому оценку α_c и q производили для случаев применения расплава олова – при температурах ванны 573 и 723 K , алюминия – при 973 и 1123 K . Результаты расчетов приведены в табл. 2 [14].

Таблица 2. Коэффициент теплоотдачи α_c и удельный тепловой поток q при охлаждении форм в олове и алюминии

Металл (охлаждающая среда)	Температура охлаждающей среды, K	α_c , $\text{Вт}/(\text{м}^2\cdot\text{K})$	q , $\text{кВт}/\text{м}^2$
Олово	573	6750	214
	723	6680	180
Алюминий	973	11600	125
	1123	10500	91

Приведенные результаты показывают, что при охлаждении в жидком алюминии по сравнению с охлаждением в жидком олове коэффициент теплоотдачи возрастает, что обусловлено более высоким коэффициентом теплопроводности алюминия. Уменьшение величины теплового потока q вызвано снижением ΔT – разницы температур между поверхностью формы и охладителем. Изменение температуры охлаждающей среды на 100 - $150 \text{ }^\circ\text{C}$ незначительно влияет на величину α_c .

Однако, как отмечается, в печах с жидкометаллическим охладителем, в том числе такой широко используемой в практике установке УВНК-8П [18-20], имеется ряд конструктивных недостатков. Так, заполняющий ванну алюминиевый расплав вступает в реакцию с ее поверхностью, вследствие чего установка быстро приходит в негодность и требует дорогостоящего ремонта; алюминиевый расплав постепенно растворяет стальную ванну, происходит насыщение алюминия железом с соответствующим ухудшением его охлаждающих свойств. За счет этого в процессе эксплуатации увеличиваются вязкость и температура плавления алюминиевого расплава, что приводит к снижению интенсивности теплоотвода и ухудшению свойств получаемых отливок, а также к неоднородности структуры и свойств по высоте отливки. Кроме того, в промышленных установках расстояние от нижнего среза нагревателя до зеркала алюминиевого расплава в холодильнике составляет 85 - 100 мм , что соизмеримо с длиной кристаллизующихся отливок и, таким образом, большая часть такой отливки кристаллизуется при соприкосновении формы с охладителем.

Исходя из вышеуказанного, авторы [20] предложили изменить конструкцию теплового узла и литейного блока, что позволяет увеличить градиент температуры за счет более равномерного нагрева и охлаждения отливок, а также избежать затенения отливок, расположенных в центральном ряду блока. Использование конструктивных изменений установки дало возможность получить в отливке более совершенную мелкодисперсную структуру, которая достигается повышением скорости кристаллизации и увеличением градиента температуры.

Анализируя теоретические и практические наработки в этом направлении [14,

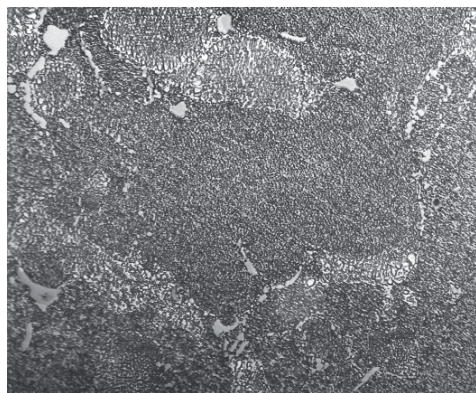
18-21], можно утверждать, что резервом дальнейшего увеличения эксплуатационных характеристик рабочих лопаток современных газотурбинных агрегатов за счет оптимизации структуры является повышение интенсивности их охлаждения в период кристаллизации.

Исходя из вышесказанного, целью и задачами авторов представленной работы являлось усовершенствование конструкции литейной установки высокоградиентной кристаллизации, используемой на предприятиях газотурбостроения Украины, за счет введения узла дополнительного охлаждения потоком инертного газа–аргона кристаллизующейся отливки для получения оптимальной ориентированной структуры. При этом процессе критический диаметр сопел составляет 0,7-1,5 мм, угол открытия раструба 10-15°, давление газа в критическом сечении сопла 3-10 бар [21]. Применение такого способа охлаждения интенсифицирует процесс кристаллизации расплава, изменяя градиент температуры на фронте кристаллизации в сравнении с конвективным охлаждением в вакууме за счет наличия медного поддона или опускания формы в жидкометаллический охладитель, и существенным образом меняет кинетику структурообразования. В процессе НК скорость перемещения формы по вертикали от зоны нагрева в зону охлаждения регулировали в среднем до уровня 4-8 мм/мин.

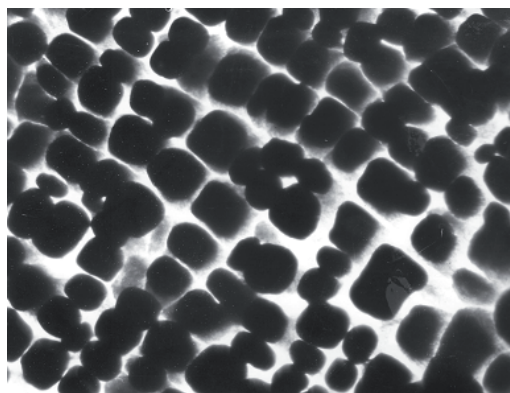
Кроме модернизации литейных агрегатов НК, исходя из актуальных потребностей газотурбостроения Украины, сейчас научно-практические разработки ФТИМС НАНУ и ГП НПКГ «Зоря-Машпроект» сосредоточены на разработке состава жаропрочного сплава нового поколения для рабочих лопаток ГТД с повышенными прочностными характеристиками, способного к эксплуатации на тяжелом топливе, в основном для газотранспортной системы [22-24]. На первом этапе проведенного комплекса исследований с целью повышения термической стабильности и долговечности сплава была проведена оптимизация состава серийного сплава CM88Y с использованием метода математического планирования экспериментов [23]. На следующем этапе, исходя из результатов термографии (прибор STA 449F1 немецкой фирмы NETZSCH, точность измерения температур составляет 1,5 °C), авторы провели коррекцию выбора граничных (по максимуму и минимуму) интервалов комплексного легирования тугоплавкими металлами, при которых исключается образование ТПУ-фаз. Была изучена кинетика фазовых превращений в литом и термообработанном состояниях модельных сплавов после старения (3000, 5000 ч) при температуре 850 и 900 °C (табл. 3). Слитки и образцы-спутники модельных сплавов были получены в процессе выплавки и литья в вакуумном агрегате УППФ-2 (ФТИМС НАНУ) по стандартным методикам. Химическим анализом установлены составы и количество выделившихся интерметаллидных и карбидных фаз, что дало возможность определить состав остаточной аустенитной матричной γ -фазы. Выбранные по результатам термографии значения критических точек ($T_{\text{ликвидус}}$, $T_{\text{солидус}}$, $T_{\text{сольвус}}$) для оптимизированного состава сплава [24] дали возможность провести технологический процесс направленной кристаллизации на модернизированном литейном агрегате VIM-25-175C (производитель «SECO-WARWICK»). На образцах-свидетелях в состоянии НК, отлитых с партией рабочих лопаток II ступени двигателя GT-5000, проведен комплекс исследований особенностей структуры ($T_{\text{металла при заливке}} = 1570$ °C, $\tau_{\text{плавки}} = 16$ мин) и определены основные эксплуатационные характеристики деталей, в том числе коррозионная стойкость после проведения полного цикла термической обработки (рисунок). Показано, что использование возможности интенсификации охлаждения за счет введения дополнительного узла влияния на градиент температур улучшает морфологию структурных элементов, повышая основные механические характеристики (табл. 3).

Таблица 3. Фазовый состав и механические свойства модельного сплава при длительном старении

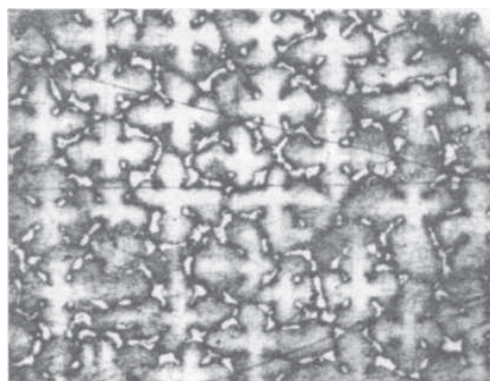
Фазовый состав (литой /термо- обработанный 1050 °С, 16ч)	Количество γ' -фазы, % / количество σ -фазы, %	Темпера- тура ста- рения, °С	Время старе- ния, ч	Механические свойства после старения			
				σ_b , МПа	σ_{02} , МПа	δ , %	ψ , %
γ' , МС, $M_{23}C_6$, σ -фаза	41,1 / 2,4	850	3000	–	–	–	–
γ' , МС, $M_{23}C_6$	40,7			880	770	9,5	16,0
γ' , МС, $M_{23}C_6$, σ -фаза	41,3 / 4,4		5000	–	–	–	–
γ' , МС, $M_{23}C_6$, σ -фаза	41,3 / 4,2			770	660	12,0	31,0
γ' , МС, $M_{23}C_6$	47,5	900	3000	–	–	–	–
γ' , МС, $M_{23}C_6$	41,3			650	535	12,0	22,5
γ' , МС, $M_{23}C_6$, σ -фаза	46,2 / 4,7		5000	–	–	–	–
γ' , МС, $M_{23}C_6$	47,1			630	550	12,5	20,0



а



б



в

Микроструктура модельного жаропрочного сплава типа CM88Y: а – литое состояние, $\times 500$; б – γ' -фаза, $\times 10000$; в – направленно закристаллизованное состояние, поперечное сечение, $\times 650$



Список литературы

1. Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т. и др. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления. – Киев: Наук. думка, 1987. – 256 с.
2. Теплофизические особенности формирования структуры отливок, полученных методом направленной кристаллизации / В. М. Симановский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, А. С. Притуляк, Е. В. Михнян // Процессы литья. – 2010. – № 6. – С. 8-13.
3. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Симса Ч. Т., Столофа Н. С., Хагеля У. К.: Пер. с англ. В 2 т. / Под ред. Р. Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – Т. 1 – 384 с.
4. Флемингс М. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
5. Шалин Р. Е., Светлов И. Л. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. – М.: Машиностроение, 1997. – 238 с.
6. Репях С. И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. – Днепропетровск: Лира ЛТД, 2006. – 10-56 с.
7. Неустроев А. А., Кац Э. Л. и др. Исследование теплофизических параметров высокограддиентной направленной кристаллизацией лопаток из жаропрочных сплавов. – М.: МАТИ, 1980. – С. 74-79.
8. Пат. 3810504 США, Ic2 b22 25/06/ Method for directional solidification // Т. S. Pivnoka. – Опубл. 26.03.71
9. Поздняков А. Н., Монастырский В. П., Ершов М. Ю., Монастырский А. В. Моделирование конкурентного роста зерен при направленной кристаллизации никелевого жаропрочного сплава // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т116. – №1. – С. 67-76.
10. Поздняков А. Н., Монастырский В. П., Ершов М. Ю., Монастырский А. В. Анализ условий конкурентного роста в геликоиде при направленной кристаллизации никелевого жаропрочного сплава // Материаловедение. – 2015. – № 7. – С. 13-21.
11. Строганов Г. Б., Логунов А. В., Герасимов В. В., Кац Э. Л. Высокоскоростная направленная кристаллизация жаропрочных сплавов // Литейное производство. – 1983. – №12. – С. 20-22.
12. Температурноскоростные параметры высокоскоростной направленной кристаллизации / А. А. Неустроев, О. В. Матвеева (МАТИ) // Литейное производство. – 2001. – № 8. – С. 29
13. А.С. 1578925 СССР. Способ получения отливок направленной кристаллизацией / Ю.Н. Калюкин, П.В. Лебедев, Э.С. Судаков // Литейное производство. – 2001. – №11.
14. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
15. Алексеев Г. Н. Общая теплотехника. – М.: Высшая школа, 1980. – 552 с.
16. Михеев М. А., Михеева И. М. Основы теплопередачи. – М.: Энергия, 1973. – 319 с.
17. Кутателадзе С. С., Боришанский В. М. Справочник по теплопередачи. – М.: Машгиз, 1959. – Ч. 1, 2.
18. Вакуумное литейное оборудование для высокоскоростной направленной кристаллизации / Е. Н. Каблов, В. В. Герасимов, А. С. Шалимов, В. П. Купреев, В. А. Дубровский // Литейное производство. – 1995. – № 10 (ВИАМ/1995201764, январь)
19. Каблов Е. Н. Производство турбинных лопаток ГТД методом направленной кристаллизации // Газотурбинные технологии. – 2000. – № 3.
20. Иванина Е. С., Батышев К. А. Модернизация установки УВНК8П для направленной кристаллизации отливок из жаропрочных сплавов // Литейное производство. – 2017. – № 1. – С. 34-36.
21. Патент RU 2536853 Способ получения отливки лопатки газовой турбины с направленной и монокристаллической структурой / Кац Э. Л., Лубенец В. П., Скоробогатых В. Н., Кузнецов К. Ю., Яковлев Е. И., Виноградов А. И., Берестевич А. И., Копин П. А. Жабрев С. Б.
22. Максютя И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мьяльница Г. Ф., Михнян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплекснолегированного рением и танталом // Современная электрометаллургия. – 2014. – №1. – С. 41-48.
23. Фазовоструктурна стабільність жароміцного корозійностійкого сплаву для лиття робочих

- лопаток ГТУ / А. М. Верховлюк, І. І. Максютя, Ю. Г. Квасницька, Г. П. Мьяльница, О. В. Михнян // Металознавство та обробка металів. – 2016. – № 3. – С. 39.
24. Патент України на винахід № 110529 від 12.01.2016 р. / Квасницька Ю. Г., Клясс О.В., Крещенко В. А., Мьяльница Г. П. Максютя І. І., Шинський О. Й. – Бюл. № 1. лопаток ГТУ / А. М. Верховлюк, І. І. Максютя, Ю. Г. Квасницька, Г. П. Мьяльница, О. В. Михнян / Металознавство та обробка металів. – 016. – № 3. – С. 3-9.
22. Патент України на винахід № 110529 від 12.01.2016 р. Бюл. № 1. / Квасницька Ю. Г., Клясс О.В., Крещенко В. А., Мьяльница Г. П. Максютя І. І., Шинський О. Й.



References

1. Paton B. E., Stroganov H. B., Kishkin S. T. (1987). Zharoprochnost liteynykh nikelovykh splavov i zashchita ikh ot okisleniya [The heat resistance of cast nickel alloys and their protection against oxidation]. Kiev: Naukova dumka [in Russian].
2. Simanovskii V. M., Maksyuta I. I., Kvasnitskaia I. H., Prituliak A. S., Mikhnian E. V. (2010). Teplofizicheskie osobennosti formirovaniya struktury otlivok, poluchennykh metodom napravlennoy kristallizatsii [Thermophysical peculiarities of formation of structure of the castings obtained by the method of directional solidification]. Processy litya, no. 6, pp. 8-13 [in Russian].
3. Shalin R. E. (ed.) (1995). Supersplavy II: Zharoprochnye materialy dlya aerokosmicheskikh i promyshlennykh energoustanovok [Superalloys II: hightemperature materials for aerospace and industrial power plants]. Moscow: Metallurgiya, vol. 1 [in Russian].
4. Flemings M. (1977). Processy zatverdevaniya [The processes of solidification]. Moscow: Mir [in Russian].
5. Shalin R. E., Svetlov I. L. et al. (1997). Monokristally nikelovykh zharoprochnykh splavov [Monocrystal of nickel heatresistant alloys]. Moscow: Mashinostroenie [in Russian].
6. Repiakh S. I. (2006). Tehnologicheskie osnovy litya po vyplavlyaemym modelyam [Technological basics of investment casting]. Dnepropetrovsk: Lira [in Russian].
7. Neustroev A. A., Kats Ye. L. et al. (1980). Issledovanie teplofizicheskikh parametrov vysokogradientnoy napravlennoy kristallizatsii lopatok iz zharoprochnykh splavov [Study of the thermophysical parameters of highgradient directional solidification of blades from heatresistant alloys]. Moscow: MATI, pp. 74-79 [in Russian].
8. Pat. 3810504 USA. Method for directional solidification. Pivnoka T. S. (2011).
9. Pozdniakov A. N., Monastyrskii V. P., Ershov M. Y., Monastyrskii A. V. (2015). Modelirovanie konkurentnogo rosta zeren pri napravlennoi kristallizatsii nikelovogo zharoprochnogo splava [Modeling the competitive growth of grains during directional solidification of hightemperature nickel alloy]. Fizika metallov i metalovedenie, T116, no. 1, pp. 67-76 [in Russian].
10. Pozdniakov A. N., Monastyrskii V. P., Ershov M. Y. & Monastyrskii A. V. (2015). Analiz uslovii konkurentnogo rosta v gelikoide pri napravlennoi kristallizatsii nikelovogo zharoprochnogo splava [Analysis of competitive conditions in the simple helix for directional solidification of high-temperature nickel alloy]. Materialovedenie, no. 7, pp. 13-21 [in Russian].
11. Stroganov H. B., Logunov A. V., Gerasimov V. V., Kats Ye. L. (1983). Vysokoskorostnaya napravlenaya kristallizatsiya zharoprochnykh splavov [Highspeed directional crystallization of hightemperature alloys]. Liteynoye proizvodstvo, no. 12, pp. 20-22 [in Russian].
12. Neustroev A. A., Matveeva O. V. (2001). Temperaturnoskorostnye parametry vysokoskorostnoy napravlennoy kristallizatsii [Temperature and speed settings of high speed directional crystallization]. Liteynoye proizvodstvo, no. 8, pp. 29 [in Russian].
13. Kaliukin Yu. N., Lebedev P. V., Sudakov Ye. S. (2001). A. S. 1578925 USSR. Sposob polucheniya otlivok napravlennoy kristallizatsyi [A method of producing directionally solidified castings]. Liteynoye proizvodstvo, no. 11 [in Russian].
14. Kablov E. N. (2001). Litye lopatki gazoturbinnykh dvigatelei (splavy, tehnologiya, pokrytiya) [Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings)]. Moscow: MISIS [in Russian].
15. Alekseev H. N. (1980). Obshchaya teplotekhnika [General engineering]. Moscow: Vysshaya shkola [in Russian].

16. Mikheev M. A., Mikheeva I. M. (1973). *Osnovy teploperedachi [Fundamentals of heat transfer]*. Moscow.: Energiya [in Russian].
17. Kutateladze S. S., Borishanskii V. M. (1959). *Spravochnik po teploperedache [Handbook on heat transfer]*. Moscow.: Mashgiz, Ch. 12 [in Russian].
18. Kablov E. N., Gerasimov V. V., Shalimov A. S., Kupreev V. P., Dubrovskii V. A. (1995). *Vakuumnoe liteynoe oborudovanie dlya vysokoskorostnoy napravlennoy kristallizatsyi [Vacuum casting equipment for highspeed directional crystallization]*. *Liteynoe proizvodstvo*, no. 10, VIAM/1995201764 [in Russian].
19. Kablov E. N. (2000). *Proizvodstvo turbinnykh lopatok GTD metodom napravlennoy kristallizatsyi [Production of turbine blades of GTE by the method of directional solidification]*. *Gazoturbinnye tehnologii*, 3 [in Russian].
20. Ivanina E. S., Batyshev K. A. (2017). *Modernizatsiia ustanovki UVNK8P dlia napravlennoi kristallizatsii otlivki iz Nizharoprochnykh splavov [Upgrades of unit UVNK8P for directional solidification casting of Ni – superalloys]*. *Liteynoe proizvodstvo*, no. 1, pp. 34-36 [in Russian].
21. Patent RU 2536853. *Sposob polucheniya otlivki lopatki gazovoi turbiny s napravlennoy i monokristallicheskoj strukturoy [A method of producing a casting of blades of gas turbines with directed and monocrystal structure]*. Kats Ye. L., Lubenets V. P., Skorobogatykh V. N., Kuznetsov K. Yu., Yakovlev E. I., Vinogradov A. I., Berestevich A. I., Kopin P. A., Zhabrev S. B. [in Russian].
22. Maksjuta I. I., Kliass O. V., Kvasnytskaia Yu. H., Mialnytsa H. F., Mihknian E. V. (2014) *Tehnologicheskie osobennosti vysokokhromistogo nikelovogo splava, kompleksnolegirovannogo reniem i tantalom [Technological features of highchromium nickel alloy complex solutions with reniem and tantalom]*. *Sovremennaya elektrometallurgiya*, no. 1, pp. 41-48 [in Russian].
23. Verhovliuk A. M., Maksjuta I. I., Kvasnytska Yu. H., Mialnytsia H. P., Mihnjian O. V. (2016) *Fazovostruktorna stabil'nist' zharomitsnogo koroziiinostiikogo splavu dlia lyttia robochyh lopatok GTU [Phase structural stablest of hightemperature noncorrosive alloy for casting blades of gas turbines]*. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, no. 3, pp. 39 [in Ukrainian].
24. Patent of Ukraine for invention № 110529, 12.01.2016. Kvasnytska Yu. H., Kliass O. V., Kreshchenko V. A., Mialnytsia H. P., Maksjuta I. I., Shinskii O. Y. *Bul. no. 1.*

Поступила 18.05.2017