

УДК 669.245:513.71

**А. В. Наривский**, д-р техн. наук, чл.-кор. НАН Украины, директор,  
e-mail: opprs@ptima.kiev.ua

**Ю. Г. Квасницкая**, д-р техн. наук, ст. науч. сотр.,  
e-mail: kvasnytska@ptima.kiev.ua

**И. И. Максютя**, канд. техн. наук, ст. науч. сотр.,  
e-mail: inna.maksiuta@ukr.net

**Е. В. Михнян**, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: mixnyan@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины (Киев, Украина)

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ ПРИ НАПРАВЛЕННОЙ ИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Представлен анализ термокинетических условий формирования ориентированной структуры в литых лопатках, полученных для газотурбинных двигателей (ГТД) методом направленной кристаллизации жаропрочных сплавов на никелевой основе. Эти сплавы разработаны во ФТИМС НАН Украины совместно с ГП НПКГ «Зоря» – «Машпроект» (г. Николаев). Лопатки из таких сплавов имеют повышенные долговечность, термическую фазово-структурную стабильность. Новые жаропрочные сплавы созданы на базе серийных сплавов ХН57КВЮТМБРЛ-ВИ (марка СМ88У) и ХН57КВТЮМБЛ (марка ЧС104) путем корректирования химического состава и легирования их танталом и рением. Показано, что формирование необходимых структуры и физико-механических характеристик в турбинных лопатках возможно лишь при оптимальном теплоотводе от отливки при направленной кристаллизации сплавов. С этой целью в промышленном литейном агрегате установили эжекторное устройство для дополнительного охлаждения форм аргоном. Определили также рациональные режимы интенсификации охлаждения форм, которые позволили повысить температурный градиент на фронте кристаллизации сплавов до 170 град/см при скорости перемещения формы 10–13 мм/мин. В случае перемещения формы с большей скоростью нарушается плоский фронт кристаллизации в отливке и в сплавах интенсифицируется рост осей в дендритах второго порядка. В результате этого нарушается направленность кристаллизации сплавов и увеличиваются размеры структурных составляющих в них, что приводит к снижению прочностных свойств лопаток. Определены оптимальные температурно-кинетические параметры процесса направленной кристаллизации легированных жаропрочных сплавов, которые позволяют получить заданную структуру и дисперсность упрочняющих фаз в них, повысить на 15–20 % основные эксплуатационные характеристики лопаток.

**Ключевые слова:** газотурбинные двигатели, жаропрочные сплавы, литые лопатки, направленная кристаллизация.

### Введение

На фазово-структурные параметры в литых изделиях и уровень их эксплуатационных характеристик влияют состав сплава и его теплофизические свойства. Структура и свойства сплавов зависят от градиента температуры в отливках при их затвердевании и скорости их кристаллизации. При известных зависимостях между параметрами процесса кристаллизации, структурой и эксплуатационными характеристиками отливок можно выбирать оптимальный состав сплавов и компоненты для их легирования, а также определить рациональные технологические режимы для получения литого металла с заданными структурой и свойствами.

**Состояние вопроса.** В настоящее время известно много способов формирования ориентированных поли- и монокристаллических структур в отливках из разных сплавов. Созданы разные процессы получения изделий с направленной структурой:

Чохральского, Бриджмена, Киропулоса, Стокбергера. Эти технологии отличаются способами нагрева и теплофизическими характеристиками литейных форм, которые влияют на интенсивность отвода тепла от них [1–6].

Направленную структуру в отливках получают поддержанием в период их затвердевания плоского фронта кристаллизации сплава [2–10]. Скорость продвижения фронта кристаллизации сплава при установившемся теплоотводе практически постоянная. В процессе затвердевания отливки отвод тепла происходит более интенсивно через боковые стенки формы [5–13]. Авторы работ [10–12] показали, что величина коэффициента теплоотдачи от отливки форме при температуре ее поверхности 1473 К составляет 110–130 Вт/(м<sup>2</sup>·К), а скорость кристаллизации сплава при этом не превышает 3–5 мм/мин, что может приводить к образованию такого литейного дефекта, как струйная полосчатость изделий [6, 14]. Полосчатость возникает вследствие образования равноосно кристаллизующихся приповерхностных струй, что обуславливает образование крупных карбидных включений нежелательной морфологии М<sub>6</sub>С на поверхности отливок [6, 14].

Устранить такой недостаток можно более интенсивным теплоотводом от отливки, с помощью жидкометаллических охладителей [3–11, 14–17], которые обеспечивают скорость направленной кристаллизации сплавов до 10–20 мм/мин. Использование интенсивного теплоотвода при охлаждении формы обеспечивает высокие градиенты температуры у фронта кристаллизации сплава и позволяет получать ориентированную структуру в отливках с измельченными дендритами, тонкодисперсными интерметаллидами и карбидами. В результате этого в литых изделиях из жаропрочных сплавов также существенно (до 20 %) увеличиваются кратковременная и длительная прочности, повышаются показатели термоцикличности.

Для охлаждения форм при направленной кристаллизации отливок могут служить расплавы олова марки О1 ( $T_{пл.} - 505$  К,  $T_{кип.} - 2543$  К, удельная теплоемкость – 255 Дж/кг·К, коэффициент теплопроводности – 35,5 Вт/(м·К) или алюминия А99 ( $T_{пл.} - 933$  К,  $T_{кип.} - 2723$  К, удельная теплоемкость – 1250 Дж/кг·К, коэффициент теплопроводности – 93,3 Вт/(м·К) [15–16].

Согласно данным работы [14], удельный тепловой поток от кристаллизующейся отливки при жидкометаллическом ее охлаждении составляет:

$$q = K \cdot \Delta T, \text{ Вт/м}^2, \quad (1)$$

где  $K$  – коэффициент теплопередачи, Вт/(м<sup>2</sup>·К);  $\Delta T$  – температурный напор ( $\Delta T = t_{спл.} - t_{охл.сп.}$ );  $t_{спл.}$  – температура сплава, К;  $t_{охл.сп.}$  – температура жидкометаллической охлаждающей среды, К.

Для установившегося процесса затвердевания отливки:

$$K = \frac{1}{\frac{\delta_{\phi}}{\lambda_{\phi}} + \frac{1}{\alpha_c}}, \quad (2)$$

где  $\delta_{\phi}$  – толщина стенки формы, м;  $\lambda_{\phi}$  – коэффициент теплопроводности формы, Вт/(м·К);  $\alpha_c$  – коэффициент теплоотдачи от поверхности формы, Вт/(м<sup>2</sup>·К).

Для интенсификации процесса теплоотвода необходимо увеличивать коэффициент теплопередачи  $K$ , который зависит от термического сопротивления стенки формы ( $\delta_{\phi}/\lambda_{\phi}$ ) и интенсивности теплоотдачи от наружной ее поверхности ( $\alpha_c$ ). При фиксированной толщине стенки в форме повысить коэффициент теплопередачи можно за счет увеличения теплоотдачи от наружной ее поверхности [15]. Для интенсификации процесса теплопередачи от формы необходимо уменьшать значение термического сопротивления ( $\delta_{\phi}/\lambda_{\phi}$ ). По данным работ [14–16], термическое сопротивление стенок толщиной 10 мм в литейных формах из электрокорунда составляет:

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

Коэффициент теплоотдачи  $\alpha_c$  от наружной стенки формы до охлаждающей среды определяют через критерий Нуссельта:

$$\text{Nu} = \frac{\alpha_c}{\lambda'} l, \quad (4)$$

где  $\lambda'$  – коэффициент теплопроводности жидкой среды, Вт/(м·К);  $l$  – величина заглубления в охладитель части формы, м ( $l \sim 0,1$  м).

В свою очередь, величину критерия Нуссельта можно определить из уравнения [15]:

$$\text{Nu} = 0,53(\text{Pr}^2 \text{Gr})^{1/4}, \quad (5)$$

где

$$\text{Pr}^2 \text{Gr} = \frac{g l^3}{(\alpha')^2} \beta \Delta t, \quad (6)$$

где  $\alpha'$  – коэффициент температуропроводности жидкометаллического охладителя, м<sup>2</sup>/с;  $g$  – ускорение силы тяжести, м/с<sup>2</sup>;  $\beta$  – коэффициент объемного расширения жидкометаллического охладителя, 1/К;  $\Delta t$  – разность температур между поверхностью формы и охладителем, К.

При известных температурах охлаждающей среды и формы (1523 К) по уравнению (4) определяем величины критерия Нуссельта, а также величину  $\delta_{\Phi}/\lambda_{\Phi}$  при следующих принятых значениях:  $l=0,1$  м,  $\delta_{\Phi}=0,01$  м и  $\lambda_{\Phi}=2,32$  Вт/(м·К). Затем рассчитываем коэффициент теплопередачи по уравнению (2) и величину удельного теплового потока  $q$  по формуле (1).

Влияние температуры охлаждающей среды на условия теплопередачи оценили по значениям  $\alpha_c$  и  $q$  при использовании в качестве охладителей расплавов олова – при температурах нагрева 573 и 723 К, а также алюминия – при 973 и 1123 К (табл. 1).

**Таблица 1**  
**Коэффициент теплоотдачи  $\alpha_c$  и удельный тепловой поток  $q$**   
**при охлаждении отливок в керамических формах**  
**расплавами олова или алюминия**

Охлаждающая среда	Температура охлаждающей среды, К	Коэффициент теплоотдачи, Вт/(м <sup>2</sup> ·К)	Удельный тепловой поток, кВт/м <sup>2</sup>
Расплав олова	573	6750	214
	723	6680	180
Расплав алюминия	973	11600	125
	1123	10500	91

Охлаждение расплавом алюминия, в сравнении с оловом, интенсифицирует процесс теплоотдачи от форм. Это обусловлено повышенным коэффициентом теплопроводности алюминиевого расплава. Снижение интенсивности теплового потока  $q$  вызвано уменьшением разности температур между формой и охладителем.

Из приведенных данных (табл. 1) видно, что для охлаждения более рационально использовать расплав алюминия в процессах получения отливок с ориентированной структурой. Однако литейные агрегаты с жидкометаллическим охладителем, в том числе и вакуумные, имеют недостатки [18]. При охлаждении формы алюминиевым

расплавом последний взаимодействует с поверхностью стального тигля и постепенно растворяет его. Алюминиевый расплав насыщается железом, изменяются вязкость и температура его плавления, ухудшаются теплофизические свойства. В результате этого нарушается направленность кристаллизации сплава, что приводит к неоднородности структуры и свойств по высоте отливки.

*Целью данной работы* является определение оптимальных температурно-временных параметров процесса направленной кристаллизации созданных сплавов для получения заданной структуры и свойств в турбинных лопатках с использованием дополнительного охлаждения литейной формы

*Методы и результаты исследований.*

На первом этапе исследований на базе серийных жаропрочных сплавов типа ХН57КВЮТМБРЛ-ВИ (марка СМ88У) и ХН57КВТЮМБЛ (марка ЧС104) для турбинных лопаток были оптимизованы составы легированных танталом и рением сплавов (табл. 2). Для выбора оптимального химического состава сплавов использовали методы математического планирования экспериментов, расчетные методики и компьютерные программы [19, 20]. Это позволило прогнозировать уровень эксплуатационных характеристик литых изделий и выбрать рациональные режимы легирования сплавов тугоплавкими металлами, при которых исключается образование в аустенитной матрице лопаток охрупчивающих фаз [19]. Изучили кинетику фазовых превращений в литых и термообработанных сплавах, а также после их старения в течение 1000, 3000 и 5000 часов при температурах 850 и 900 °С. Определили химические составы сплавов и количество интерметаллидных и карбидных фаз в них, оценили содержание остаточной аустенитной матричной  $\gamma$ -фазы в литом металле. По результатам исследований установили влияние содержания легирующих элементов в сплавах на жаропрочность и коррозионную стойкость турбинных лопаток с направленной структурой [19–21].

Химический состав предложенных сплавов определяли с помощью аналитического комплекса, в состав которого входили сканирующий электронный микроскоп JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновский спектрометр с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments», Великобритания). Шлифы для металлографических исследований подвергали химическому травлению. Для определения количества интерметаллидной, карбидной и боридной фаз шлифы обрабатывали нагретым раствором Мураками:  $K_3Fe_3(CN)_6$  – 10 г, KOH – 10 г,  $H_2O$  – 50 мл. Размер, форму частиц  $\gamma'$ -фазы и карбидов, а также их распределение в металле установили с помощью электронного микроскопа и угольных реплик методом экстрагирования фаз. Фазовый анализ сплавов осуществляли электрохимической изоляцией интерметаллидных и карбидных фаз в метаноловом травителе с последующим рентгеноструктурным и химическим анализом анодных осадков. Распределение легирующих элементов между фазами изучалось на микроанализаторах JXA8600 фирмы JEOL (Япония) и Cameca - MS46 фирмы CAMECA (Франция) с увеличением 400 ÷ 4000 крат.

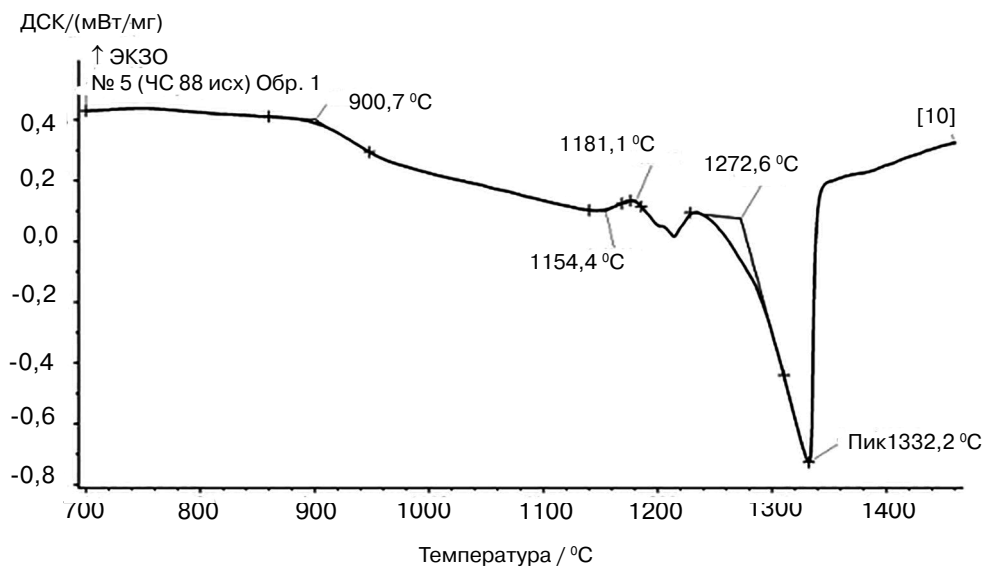
Для установления оптимальных температурных градиентов процесса направленной кристаллизации использовали термический анализ и метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Температуры основных фазовых превращений определяли на синхронном термическом анализаторе STA 449F1 немецкой фирмы NETZSCH по специально разработанной методике (рис. 1), точность измерения температур  $\pm 1,5$  °С.

Из легированных танталом и рением сплавов изготавливали лопатки для газотурбинного двигателя UGT-5000 в промышленных условиях ГП НПКГ «Зоря» – «Машпроект» (г. Николаев, Украина) на вертикальном вакуумном литейном агрегате VIM-25-175C (фирма «SECO-WARWICK», Польша). Такой агрегат позволил заливать в керамические формы металл со скоростью 15 кг/сек и контролировать его тем-

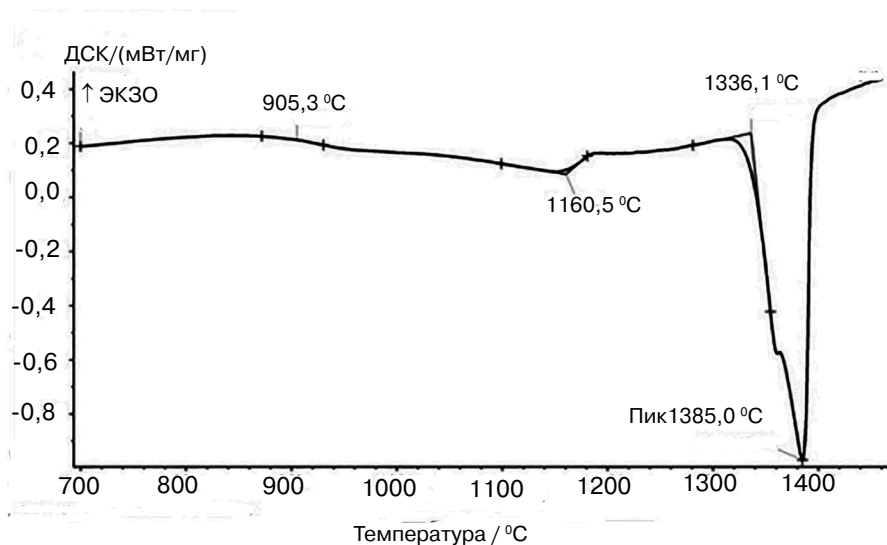
Таблица 2

Химический состав жаропрочных коррозионноустойчивых сплавов на никелевой основе для лопаток ГТД с направленной кристаллизацией

Сплав	Массовая доля элементов, %													Микролегирующие элементы
	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	Hf	Re	Ta	B	Zr	
ЖС32	0,15	5,0	9,3	2-10	0,5-5,0	-	4,5-8,0	1,5-5,0	-	4,0	4,0	0,01-0,30	-	
ЖС36	-	4,0	5,5	10-13,0	1-4	0,7-1,5	5,0-6,2	1,0	-	1,0-2,6	-	-	-	
ЧС88 - ВИ	0,09	15,6	10,7	5,3	1,9	4,6	3,0	-	0,2	-	-	0,005	-	Fe-0,5
СМ88У	0,07	15,8	11,7	5,30	1,96	4,6	3,0	0,15	0,3	-	-	0,09	-	Fe-0,5
СМ88У + (Та+Re)	0,07	13,2	7,5	6,6	1,4	2,3	3,5	0,5	-	4,3	4,3	-	0,05	
ЧС104 - ВИ	0,10	21,0	11,0	3,5	0,6	3,5	2,5	0,25	-	-	-	0,015	0,03	
ЧС 104 + (Та+Re)	0,10	20,0	11,0	3,5	0,4	3,5	2,5	0,25	-	3,0	3,0	0,015	0,03	У- 0,03
СМ186LC (Англия)	0,07	6,0	9,0	8,0	0,5	0,7	5,7	-	1,4	3,0	3,0	0,015	0,05	
PWA1426 (США)	0,10	6,5	10,0	6,5	1,7	-	6,0	-	1,5	3,0	4,0	0,015	0,05	
СМСХ-4 (США)	-	6,5	9,0	6,0	0,6	1,0	5,6	-	0,1	3,0	6,5	-	-	
Rene №5 (Франция)	0,05	7,0	7,5	5,0	1,5	-	6,2	-	0,15	3,0	6,6	0,004	-	У- 0,001
PWA1484 (США)	-	5,0	10,0	6,0	2,0	-	5,6	-	-	3,0	8,7	-	-	
СМСХ-10 (США)	-	2,0	3,0	5,0	0,4	0,2	5,7	0,10	0,15	6,0	8,0	-	-	
Rene №6 (Франция)	0,05	4,2	12,5	6,0	1,4	-	5,75	-	0,03	5,4	7,2	0,004	-	У- 0,003



а



б

Рис. 1. Температуры фазовых превращений в отливках, определенные методом дифференциальной сканирующей калориметрии: а – сплав CM88Y; б – сплав CM88Y+(Ta + Re)

пературу погружной термопарой и оптическим пирометром типа Mikron (модель M-780). Время достижения в литейной камере рабочего разрежения  $7 \times 10^{-2}$  Па не превышало двух минут после расплавления металла.

Для интенсификации процесса кристаллизации отливок установили в литейном агрегате VM-25-175С дополнительное охлаждение форм аргоном через кольцевой коллектор с эжекторами, диаметр сопла в которых составляет 0,7–1,5 мм. Для регулирования интенсивности охлаждения форм некоторые эжекторы можно было закрывать заглушками. Угол раскрытия раструба в сопле эжектора составлял 10–15°, давление аргона –  $(8–10) \cdot 10^5$  Па. Конструктивные изменения позволили интенсифицировать процесс кристаллизации сплавов, изменить градиент температуры на фронте их кристаллизации.

Из легированных танталом и рением сплавов изготавливали лопатки и образцы с направленным затвердеванием отливок, на которых изучили структуру и основные их эксплуатационные характеристики. Процесс направленного затвердевания осуществляли при температуре металла 1570 °С, формы – 1250 °С, время плавки при этом не превышало 16 мин. Сложность изучения тепловых процессов формирования отливок обусловлена высокой температурой плавления легирующих элементов и трудностью непрерывного измерения температуры металла в установке.

Процесс направленной кристаллизации сплавов при изготовлении литых изделий проводили при скорости перемещения формы по вертикали от зоны нагрева к охладителю от 2 до 18 мм/мин и дополнительном ее охлаждении. Объемную долю и размер фазовых составляющих в сплаве при разной скорости перемещения формы определяли на растровом микроскопе JSM-840 (табл. 3).

**Таблица 3**

**Влияние скорости перемещения формы при направленной кристаллизации отливок на дисперсность структурных составляющих в легированных сплавах СМ88У (числитель) и ЧС104 (знаменатель)**

Средний размер структурных составляющих в сплаве, мкм	Скорость перемещения формы, мм/мин			
	2–4	5–7	10–12	15–18
Области эвтектической $\gamma$ - $\gamma'$ - фазы	25/18	18/18	15/16	12/11
Частицы $\gamma'$ -фазы в межосевых пространствах	0,5/0,4	0,4/0,4	0,2/0,3	0,2/0,2
Частицы вторичной $\gamma'$ -фазы в осях дендритов, мкм	0,6/0,8	0,6/0,6	0,4/0,5	0,3/0,2
Частицы МС- карбидов	2,4/2,0	2,0/1,8	1,5/1,5	1,2/1,3
Междендритное расстояние $\lambda_{II}$ , (перо лопатки)	350/180	300/160	280/140	270/120

Распределение температуры по высоте отливки на разных этапах ее затвердевания измеряли вольфрам-рениевыми термодарами ВР 5/20 с диаметром электродов 0,3 мм. Определили, что для обеспечения температурного градиента на фронте кристаллизации сплава  $\approx 170$  °С/см при перемещении формы со скоростью 10–13 мм/мин интенсивность ее охлаждения должна составлять 20–26 °С/мин.

В отливках, полученных направленной кристаллизацией при оптимальных технологических режимах, диспергируются все структурные составляющие (см. табл. 3). В микроструктуре отливки наблюдаются равноосные дендритные ячейки, по границам которых выделяется эвтектика (рис. 2). В межосевых пространствах дендритов выделяется разное количество  $\gamma'$ -фазы, которая имеет кубическую форму. Дисперсные эвтектические фазы при этом увеличиваются до более крупных глобулей, что свидетельствует о незначительной ликвации элементов в отливках при затвердевании (см. рис. 2).

В процессе термообработки (гомогенизация) при  $T = 1220$  °С в течение 4 часов и охлаждении на воздухе в сплаве выделяется и равномерно распределяется  $\gamma'$ -фаза. Одновременно происходит растворение  $\gamma$ - $\gamma'$ -эвтектики и на 30–40 % снижается ее объемное содержание в отливке. Средний размер такой эвтектики уменьшается до 15–20 мкм. При этом увеличивается объемная концентрация дисперсной (0,2–0,5 мкм)  $\gamma'$ -фазы с кубической формой частиц, которые группируются в кластеры по 4 в каждом (рис. 3).

Результаты исследований свидетельствуют о том, что выбранные технологические режимы обеспечивают высокую степень диспергирования структуры и интенсифицируют фазовые превращения в легированных сплавах при направленной их

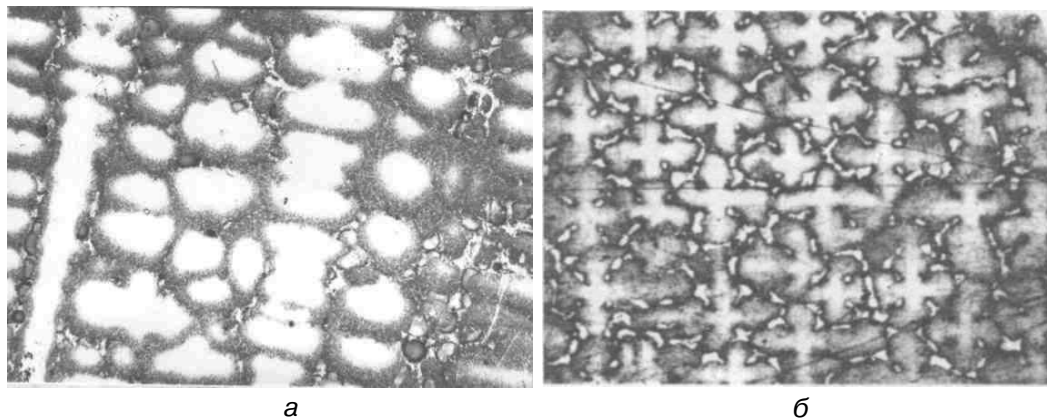


Рис. 2. Структура лопаток, полученных направленной кристаллизацией из легированного танталом и рением сплава ЧС104: а – продольное сечение (x400); б – поперечное сечение по перу (x200)

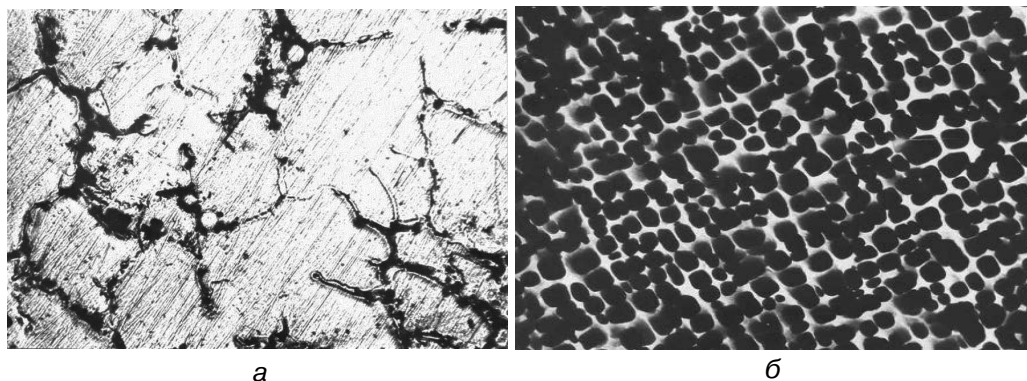


Рис. 3. Микроструктура направленно затвердевшей отливки из легированного сплава ЧС104: а – в литом (x500) и б – термообработанном (x8000,  $\gamma'$ -фаза) состояниях

кристаллизации. Новые технологии позволяют изготавливать литые лопатки для газотурбинных двигателей с высокими прочностными показателями (рис. 4).

### Выводы

- Установлены оптимальные температурно-кинетические параметры процесса направленной кристаллизации легированных танталом и рением жаропрочных сплавов для получения турбинных лопаток с повышенными эксплуатационными характеристиками.

- Проведены исследования по влиянию температуры охлаждающих расплавов олова или алюминия на величину коэффициента теплоотдачи и удельный тепловой поток от отливки при направленном ее затвердевании в керамической форме. Установлено, что для получения ориентированной структуры в турбинных лопатках более эффективно охлаждать формы расплавом алюминия.

- Показано, что монтаж в литейном агрегате дополнительного охлаждения форм аргоном позволил повысить градиент температуры на фронте кристаллизации сплавов и диспергировать структуру в отливках.

- Изучены процессы формирования структуры и фазовых превращений в жаропрочных направленно затвердевающих сплавах в условиях повышенной интенсификации процессов теплоотвода от формы. Показано, что при температурном градиенте  $\approx 170$  град/см на фронте кристаллизации сплава и скорости перемещения формы 10–13 мм/мин изменяются параметры дендритных ячеек в лопатках и диспергируется первичная и вторичная упрочняющая  $\gamma'$ -фаза в них.



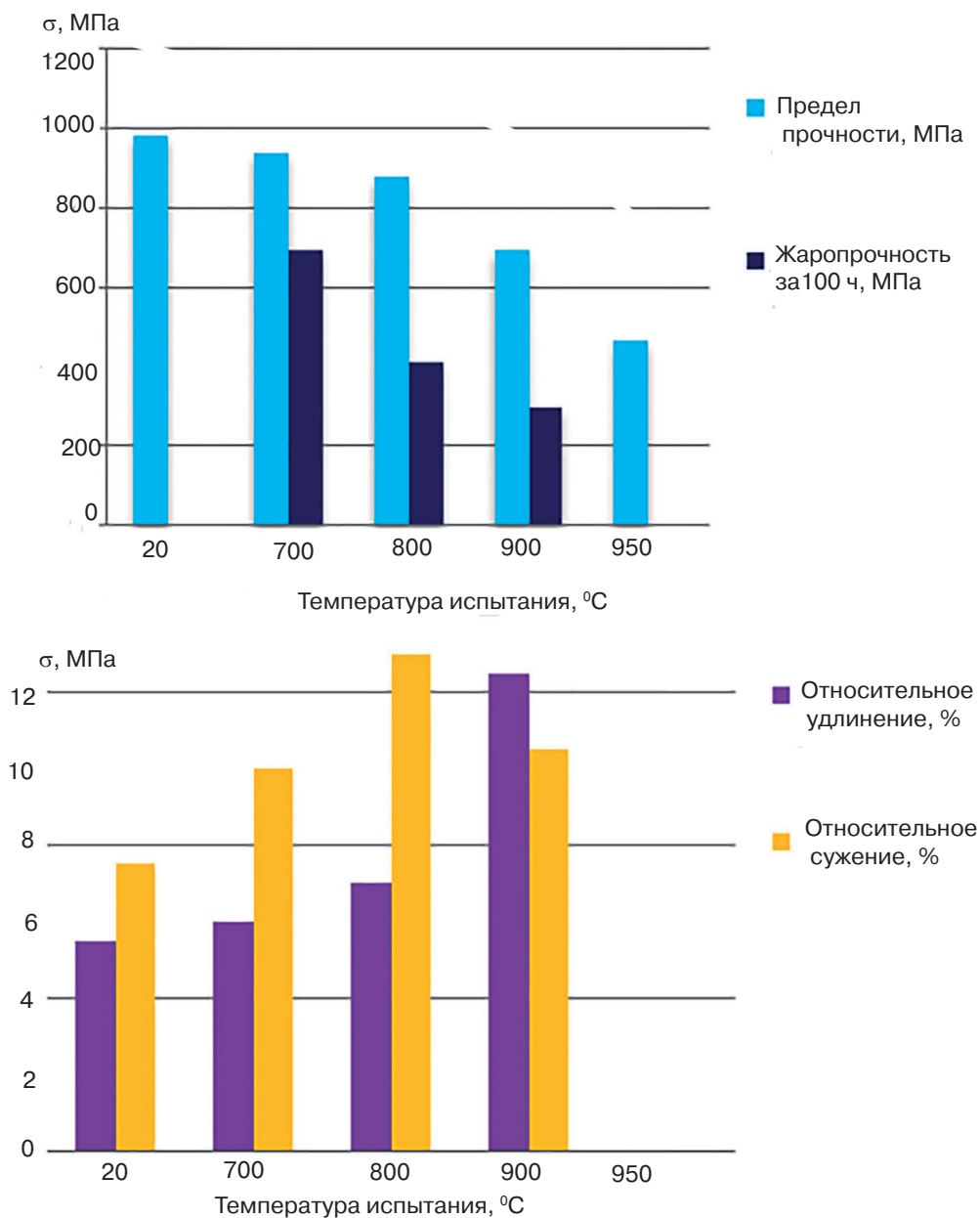


Рис. 4. Прочностные характеристики направленно закристаллизованных лопаток из легированного сплава ЧС104

• Проверка в промышленных условиях показала, что установленные в работе технологические режимы процесса направленной кристаллизации легированных танталом и рением сплавов позволили получать из них турбинные лопатки, которые имеют повышенные на 15–20 % эксплуатационные характеристики.

### Список литературы

1. Флемингс М. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
2. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К.: Пер. с англ. В 2 т. / Под ред. Шалина Р. Е. – М.: Металлургия, 1995. – Т.1 – 384 с.

3. *Репях С. И.* Технологические основы литья по выплавляемым моделям / С. И. Репях. – Днепропетровск: Лира ЛТД, 2006. – 1056 с.
4. *Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т.* и др. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления. – К.: Наук. думка, 1987. – 256 с.
5. *Шалин Р. Е., Светлов И. Л.* и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. – М.: Машиностроение, 1997. – 238 с.
6. *Каблов Е. Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). – М.: «МИСИС», 2001. – 632 с.
7. *Неустроев А. А., Кац Э. Л., Матвеева О. В.* и др. Исследование теплофизических параметров высокоградиентной направленной кристаллизации лопаток из жаропрочных сплавов. – М.: МАТИ, 1980. – С. 74–79.
8. Пат. 3810504 США, Ic<sup>2</sup>b22 25/06/ Method for directional solidification // T.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. – Т. 116. – № 1. – С. 67–76.
10. Температурно-скоростные параметры высокоскоростной направленной кристаллизации / А. А. Неустроев, О. В. Матвеева // Литейное производство. – 2001. – № 8. – С. 29–32.
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. *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.
13. А.С. 1578925 СССР. Способ получения отливок направленной кристаллизацией // Ю. Н. Калюкин, П. В. Лебедев, Э. С. Судаков // Литейное производство. – 2001. – № 11.
14. *Алексеев Г. Н.* Общая теплотехника. – М.: Высшая школа, 1980. – 552 с.
15. *Михеев М. А., Михеева И. М.* Основы теплопередачи. – М.: Энергия, 1973. – 319 с.
16. *Кутателадзе С. С., Боришанский В. М.* Справочник по теплопередаче. Ч. 1 и 2. – М.: Машгиз, 1959. – 384 с.
17. *Симановский В. М., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Пригуляк А. С., Михнян Е. В.* Теплофизические особенности формирования структуры отливок, полученных методом направленной кристаллизации // Процессы литья. – 2010. – № 6. – С. 8–13.
18. *Иванина Е. С., Батышев К. А.* Модернизация установки УВНК-8П для направленной кристаллизации отливок из Ni- жаропрочных сплавов // Литейное производство. – № 1. – 2017. – С. 3436
19. *Максюта 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.
20. *Верховлюк А. М., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Мьяльница Г. П., Михнян О. В.* Фазово-структурная стабильность жароміцного корозійностійкого сплаву для лиття робочих лопаток ГТУ // Металознавство та обробка металів. – 2016. – № 3. – С. 3–9.
21. *Максюта И. И., Квасницкая Ю. Г., Михнян Е. В.* Усовершенствование способов получения отливок с ориентированной структурой для рабочих лопаток ГТД // Процессы литья. – 2017. – № 4. – С. 66 – 74.

Поступила 03.09.2019

## References

1. *Flemings, M.* (1977) The processes of solidification. Moscow: Mir [in Russian].
2. *Sims, Ch. T., Stoloff, N. S., Hagel, U. K.* (1995) Superalloys II: high-temperature materials for aerospace and industrial power plants. Shalin R.E. (Ed.). (Vol. 1). Moscow: Metallurgiya [in Russian].
3. *Repiakh, S. I.* (2006) Technological basics of investment casting. Dnepropetrovsk: Lira [in Russian].
4. *Paton, B. E., Stroganov, H. B., Kishkin, S. T.* (1987) The heat resistance of cast nickel alloys and their protection against oxidation. Kiev: Naukova dumka [in Russian].
5. *Shalin, R. E., Svetlov, I. L. et al.* (1997) Monocrystal of nickel heat-resistant alloys. Moscow: Mashinostroenie [in Russian].
6. *Kablov, E. N.* (2001) Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings). Moscow: MISIS [in Russian].

7. Neustroev, A. A., Kats, Ye. L. et al. (1980) Study of the thermophysical parameters of high-gradient directional solidification of blades from heat-resistant alloys. Moscow: Mati, pp. 74–79 [in Russian].
8. Pivnoka, T. S. (2011, 26 March) Method for directional solidification. Pat. 3810504 USA.
9. Pozdniakov, A. N., Monastyrskii, V. P., Ershov, M. Y. & Monastyrskii, A. V. (2015) Modeling the competitive growth of grains during directional solidification of high-temperature nickel alloy. Fizika metallov i metallovedenie, T. 116, no. 1, pp. 67–76 [in Russian].
10. Neustroev, A. A., Matveeva, O. V. (2001) Temperature and speed settings of high speed directional crystallization. Liteinoie proizvodstvo, no. 8, pp. 29–32 [in Russian].
11. Stroganov, H. B., Logunov, A. V., Gerasimov, V. V. & Kats, Ye. L. (1983) High-speed directional crystallization of high-temperature alloys. Liteinoie proizvodstvo, no. 12, pp. 20–22 [in Russian].
12. Pozdniakov, A. N., Monastyrskii, V. P., Ershov, M. Y. & Monastyrskii, A. V. (2015) Analysis of competitive conditions in the simple helix for directional solidification of high-temperature nickel alloy, no. 7, pp. 13–21 [in Russian].
13. Kaliukin, Yu. N., Lebedev, P. V., Sudakov, Ye. S. (2001) A method of producing directionally solidified castings. A. S. 1578925 USSR, 11 [in Russian].
14. Alekseev, H. N. (1980) General engineering. Moscow: Vysshiaia shkola [in Russian].
15. Mikheev, M. A., Mikheeva, I. M. (1973) Fundamentals of heat transfer. Moscow: Energiia [in Russian].
16. Kutateladze, S. S., Borishanskii, V. M. (1959) Handbook on heat transfer. Moscow: Mashgiz, part 1–2 [in Russian].
17. Simanovskii, V. M., Maksuta, I. I., Kvasnitskaia, I. H., Prituliak, A. S. & Mikhnian, E. V. (2010) Thermophysical peculiarities of formation of structure of the castings obtained by the method of directional solidification. Processy litia, no. 6, pp. 8–13 [in Russian].
18. Ivanina, E. S., Batsyshev, K. A. (2017) Upgrades of unit UVNK-8P for directional solidification casting of Ni-superalloys. Liteinoie proizvodstvo, no. 1, pp. 34–36 [in Russian].
19. Maksuta, I. I., Kliass, O. V., Kvasnitskaia, Yu. H., Mialnitsa, H. F. & Mikhnian, E. V. (2014) Technological features of high-chromium nickel alloy complex solutions with rhenium and tantalum. Sovremennaia elektrometallurgii, no. 1, pp. 41–48 [in Russian].
20. Verhovliuk, A. M., & Mihnjani, O. V. (2016) Phase-structural stability of high-temperature non-corrosive alloy for casting blades of gas turbines. Metaloznavstvo ta obrobka metaliv, no. 3, pp. 3–9 [in Ukrainian].
21. Maksuta, I. I., Kvasnytska, Yu. H., Mialnytsia, H. P. (2017) Improvement of methods of receipt of foundings with the oriented structure for the workings shoulder-blades of GTD. Processy litia, no. 4, pp. 66–74 [in Russian].

Received 03.09.2019

**А. В. Нарівський**, д-р техн. наук, чл.-кор. НАН України, директор,

e-mail: opprs@ptima.kiev.ua

**Ю. Г. Квасницька**, д-р техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: kvasnytska@ptima.kiev.ua

**І. І. Максютя**, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: inna.maksiuta@ukr.net

**О. В. Михнян**, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: mixnyan@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

## ОСОБЛИВОСТИ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ У ВИСОКОХРОМИСТИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВАХ ЗА СПРЯМОВАНОЇ ЇХ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

Представлено аналіз термокінетичних умов формування орієнтованої структури в литих лопатках, отриманих для газотурбінних двигунів (ГТД) методом спрямованої кристалізації жароміцних сплавів на нікелевій основі. Ці сплави розроблено у ФТІМС НАН України сумісно з ГП НПКГ «Зоря» – «Машпроект» (м. Миколаїв). Лопатки з таких сплавів мають підвищену довговічність, термічну фазово-структурну стабільність. Нові жароміцні сплави створені на базі серійних сплавів ХН57КВЮТМБРЛ-В1 (марка СМ88У) і ХН57КВТЮМБЛ (марка ЧС104) шляхом коригування хімічного складу і легування їх танталом і ренієм. Показано, що формування необхідних структури і фізико-механічних характеристик в турбінних лопатках можливо лише при оптимальному тепловідводі від виливка при спрямованій кристалізації сплавів. З цієї метою в промисловому ливарному агрегаті встановили ежекторний пристрій для додаткового охолодження форми аргонном. Визначили також раціональні режими інтенсифікації охолодження форм, які дозволили підвищити температурний градієнт на фронті кристалізації

сплавів до 170 град/см при швидкості переміщення форми 10–13 мм/хв. У разі переміщення форми з більшою швидкістю порушується плоский фронт кристалізації у виливку і в сплавах інтенсифікується ріст осей в дендритах другого порядку. У результаті цього порушується спрямованість кристалізації сплавів і збільшуються розміри структурних складових в них, що призводить до зниження міцності властивостей лопаток. Визначено оптимальні температурно-кінетичні параметри процесу спрямованої кристалізації легованих жароміцних сплавів, які дозволяють отримати задані структуру і дисперсність зміцнюючих фаз в них, підвищити на 15–20 % основні експлуатаційні характеристики лопаток.

**Ключові слова:** газотурбінні двигуни, жароміцні сплави, литі лопатки, спрямована кристалізація.

**A. V. Narivskiy**, Doctor of Engineering Sciences, Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Director, e-mail: [opprs@ptima.kiev.ua](mailto:opprs@ptima.kiev.ua)

**Yu. G. Kvasnytska**, Doctor of Engineering Sciences, Senior Researcher, e-mail: [kvasnytska@ptima.kiev.ua](mailto:kvasnytska@ptima.kiev.ua)

**I. I. Maksiuta**, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher, e-mail: [inna.maksiuta@ukr.net](mailto:inna.maksiuta@ukr.net)

**E. V. Mihnyan**, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher, e-mail: [mixnyan@ukr.net](mailto:mixnyan@ukr.net)

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

### FEATURES OF STRUCTURE FORMATION IN HIGH-CHROMIUM HEAT – RESISTANT ALLOYS WITH DIRECTED CRYSTALLIZATION

The analysis of the thermo-kinetic conditions for the formation of an oriented structure in cast blades obtained for gas turbine engines (GTE) by the method of directed crystallization of heat-resistant nickel-based alloys is presented. These alloys were developed at the PTIMA NAS of Ukraine in conjunction with the GP NPKG «Zorya» – «Mashproekt» (Nikolaev). Blades of such alloys have increased durability, thermal phase-structural stability. New heat-resistant alloys are created on the basis of serial alloys ХН57КВЮТМБРЛ-ВИ (grade CM88Y) and ХН57КВТЮББЛ (grade ЧС104) by adjusting the chemical composition and alloying them with tantalum and rhenium. It is shown that the formation of the necessary structure and physico-mechanical characteristics in turbine blades is possible only with optimal heat removal from the casting with directed crystallization of the alloys. For this purpose, an ejector device was installed in an industrial foundry unit for additional cooling of forms with argon. Rational modes of intensification of mold cooling were also determined, which made it possible to increase the temperature gradient at the crystallization front of alloys to 170 deg/cm at a mold moving speed of 10–13 mm/min. In the case of moving the mold at a faster rate, the flat crystallization front in the casting is violated and the growth of axes in second-order dendrites is intensified in alloys. As a result, the direction of crystallization of the alloys is disrupted and the sizes of the structural components in them increase, which leads to a decrease in the strength properties of the blades. The optimal temperature-kinetic parameters of the process of directed crystallization of alloyed heat-resistant alloys are determined, which allow one to obtain the specified structure and dispersion of the hardening phases in them, to increase the main operational characteristics of the blades by 15–20 %.

**Keywords:** gas turbine engines, heat resistant alloys, cast blades, directional crystallization.