

# ПРИМЕНЕНИЕ УСОВЕРШЕНСТВОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОРИЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ В ВЫСОКОТОЧНЫХ ОТЛИВКАХ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА, СОДЕРЖАЩЕГО РЕНИЙ И ТАНТАЛ

**А. В. Наривский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, Е. В. Михнян**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины.

03680, г. Киев, бульв. Академика Вернадского 34/1. E-mail: metal@ptima.kiev.ua

Для повышения эксплуатационных характеристик рабочих лопаток газотурбинных двигателей I-й и II-ой ступеней осуществлено усовершенствование конструкции литейной установки высокоградиентной кристаллизации, а также предложено дополнительное введение в основу жаропрочного коррозионностойкого сплава типа ХН57КВЮТМБРЛ-ВИ рения и тантала. Представлен комплекс исследований по разработке новой композиции сплава и особенности технологического процесса получения деталей газотурбинных двигателей с регулярной ориентированной структурой. Библиогр. 17, табл. 4, ил. 5.

*Ключевые слова:* литейная установка высокоградиентной кристаллизации; никелевые жаропрочные сплавы; рений; тантал; направленная кристаллизация; лопатки газотурбинных двигателей

Основной проблемой современного авиационного, судового и энергетического двигателестроения остается повышение КПД за счет увеличения рабочей температуры газа. Так, температура газа на входе в турбины выросла за последние 15 лет более чем на 250 °С. При этом обеспечение температурной работоспособности и повышение ресурса работы рабочих и сопловых лопаток турбины может осуществляться как за счет усовершенствования системы легирования жаропрочных сплавов, так и путем совершенствования технологических процессов литья высокоточных деталей. В качестве резерва повышения эксплуатационных характеристик лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) как механических, так и коррозионных, успешно используется в последние годы дополнительное введение в жаропрочные сплавы тугоплавких металлов рения и тантала. Однако в литературе недостаточно систематизированных сведений о влиянии этих элементов на высокохромистые сплавы для стационарных и транспортных судовых ГТД, эксплуатирующихся в условиях агрессивного воздействия продуктов сгорания тяжелого топлива [1–4].

Проведенные ранее в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины (ФТИМС) совместно с отечественными предприятиями газотурбостроения исследовательские работы дали возможность определить оптимальное содержание легирующих тугоплавких металлов (Mo, W, Nb, Ta, Re,) и их комплексное воздействие

на жаропрочные сплавы на никелевой основе. В результате этого удалось снизить содержание хрома до 12,0...13,2 мас. % без потери уровня коррозионной стойкости, сохранить фазово-структурную стабильность и прочностные характеристики сплава в соответствии с требованиями сертификационных документов на рабочие лопатки длительного ресурса работы (25000...30000 ч), эксплуатирующиеся в продуктах сгорания дизельного топлива и природного газа [5–7]. Химический состав базового и разработанного сплавов представлены в табл. 1 [8, 9].

Целью данной работы является оптимизация технологических параметров методом направленной кристаллизации (НК) в высокоскоростных литейных агрегатах для получения высокоточных литых лопаток из нового разработанного сплава, дополнительно легированного рением и танталом.

Из литературных источников известно [4, 10, 11], что в высокоскоростных установках для НК с жидкометаллическим охладителем (олово, алюминий), которые широко используют в практике, в том числе для литья лопаток модели УВНК-8П, имеется ряд конструктивных недостатков. В частности, алюминиевый расплав может реагировать со стальной ванной, вследствие чего на первой стадии процесса плавки увеличивается вязкость и температура плавления алюминиевого расплава, что приводит к снижению интенсивности теплоотвода и впоследствии к коррозионному нарушению цельности плавильной емкости.

Таблица 1. Химический состав базового и разработанного сплавов\*, мас. %

Сплав	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb
СМ88У	0,06	15,9	11,0	1,90	5,30	3,05	4,60	0,20
Разработанный	0,05	12,75	7,15	1,15	6,30	3,25	2,05	0,30

Окончание табл. 1

Сплав	Hf	Ta	Re	B	Zr	Si	Mn	Fe
СМ88У	0,3	–	–	0,08	≤0,1	≤0,07	≤0,05	≤0,5
Разработанный	–	3,00	3,00	0,01	–	≤0,07	≤0,05	≤0,5

\*Приведены средние значения.

Эффективными для получения отливок с НК являются устройства в виде размещенной в вакуумируемой емкости вертикальной цилиндрической камеры, которая разделена термоизолирующим экраном с центральным отверстием, обращенным к зонам нагрева и охлаждения. К общему недостатку таких конструкций можно отнести недостаточную степень охлаждения, что не позволяет получить высоких уровней градиентов температур в процессе кристаллизации.

В представленной работе первичный слиток из разработанного сплава [9] получали путем вакуумно-индукционного переплава чистых шихтовых материалов в ФТИМС в промышленной печи УППФ-2. Последующий переплав методом направленной кристаллизации проводили в литейном агрегате VIM-25-175С вертикального типа для получения ориентированной дендритной структуры в отливках для лопаток II-ой ступени двигателя UGT-5000. Емкость тигля для НК составляла 15 кг. Параметры установки следующие: максимальная скорость разливки — 15 кг/с; керамическая форма для литья с направленной структурой диаметром 200 мм и высотой 400 мм. Способ контроля за температурой расплавления металла осуществляли погружной термопарой и оптическим двухцветным пирометром (прибор типа Mikron, модель М-780). Время достижения рабочего вакуума ( $7 \cdot 10^{-2}$  Па) в камере до процесса литья после загрузки шихты — 2 минуты. Определение локального химического состава полученных образцов проводили при помощи аналитического комплекса, который состоит из сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments», Великобритания). Разрешение микроскопа — до 1,2 нм, ускоряющее напряжение — от 0,5 до 30 кВ. Изображение микроструктуры образцов представлено во вторичных электронах. Фазовый анализ

сплавов и параметры кристаллических решеток фаз определяли методом рентгеноструктурного анализа на установке «ДРОН-3М» в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении ( $\lambda_{\text{CuK}\alpha 1} = 0,154187$  нм).

Задачей представленной работы являлась модернизация конструкции литейной установки высокоградиентной кристаллизации, использующейся на предприятии ГП НПКГ «Зоря»–«Машпроект». Усовершенствование состояло во введении узла дополнительного охлаждения потоком инертного газа (аргона) кристаллизующейся отливки для получения оптимальной ориентированной структуры [12]. Устройство для подачи инертного охлаждающего газа выполнено в виде кольцевого газового коллектора, который оборудован газовыми эжекторами. Последние могут изменять направления подачи охлаждающего газа и размещены в ряд на расстоянии 45...75 мм от нижней поверхности термоизоляционного экрана. Для обеспечения разных вариантов расположения эжекторов во внутренней стенке кольцевого коллектора сделаны отверстия, которые в случае ненужности могут быть закрыты заглушками. При этом процессе критический диаметр сопел составляет 0,7...1,5 мм, угол открытия раструба — 10...15°, давление газа в критическом пересечении сопла —  $(3...10) \cdot 10^5$  Па. 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 существенно образом меняет кинетику структурообразования.

В процессе НК скорость перемещения формы по вертикали от зоны нагрева в зону охлаждения регулировали в диапазоне 2...18 мм/мин, что, как показали экспериментальные данные, может существенно влиять на макро- и микроструктуру отливки. Действительно, дисперсность фазовых составляющих чувствительна как к химическому

составу сплава, поскольку она определяется диффузией в твердом состоянии, так и термокинетическим параметрам процесса НК [13–17].

Так, температурно-скоростные условия процесса кристаллизации, которые определяются скоростью перемещения керамической формы ( $V_{\text{ф}}$ , мм/мин) и градиентом температуры на фронте роста кристаллов ( $G$ , К/мм), существенным образом влияют на внутризеренную структуру, дисперсность и фазовый состав сплава. Для выявления температурных интервалов проведения процесса НК, позволяющих оптимизировать структурно-фазовые характеристики, использовали данные термического анализа методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Температуры основных фазовых превращений ( $T_s$ ,  $T_l$ ) определяли на высокоточном синхронном термическом анализаторе STA 449F1 фирмы «NETZSCH» (Германия) по специально разработанной методике (рис. 1). Точность измерения температур составляла  $\pm 1,5$  °С.

Установлено смещение уровня значений для критических точек ( $T_s$ ,  $T_l$ ) в сторону повышения, а именно, с температуры 1272, 1332 до 1326, 1385 °С соответственно, при введении рения и тантала (до 3,0 мас. % каждого). Это является подтверждением факта положительного влияния этих элементов на температурный порог растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы состава  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  и определяет повышение температурного уровня работоспособности нового сплава. В работах [5, 6]

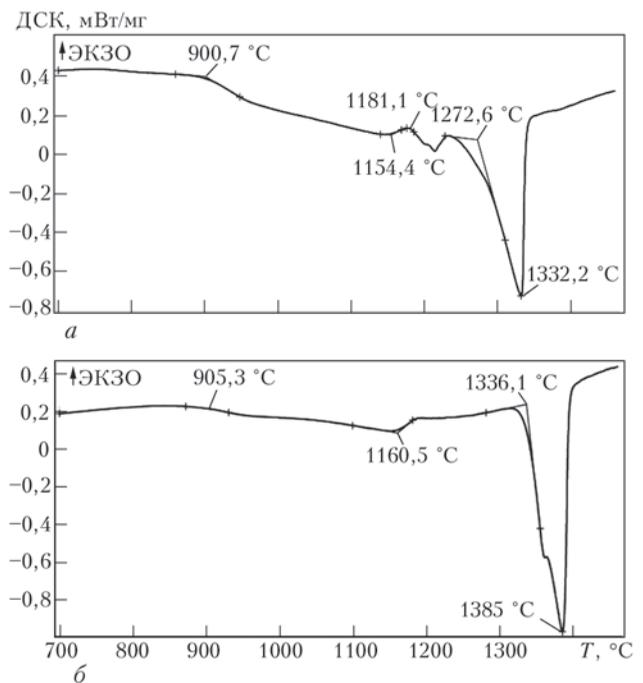


Рис. 1. Определение температур фазовых превращений методом ДСК исследуемых сплавов: а — сплав CM88Y; б — разработанный сплав CM88Y + (Ta, Re)

показано, что совместное легирование танталом и рением обеспечивает резкое снижение диффузионной подвижности элементов в сплаве, особенно при высокой температуре, значительное упрочнение твердого раствора и стабилизацию  $\gamma'$ -фазы, в частности, замедление процессов коагуляции крупных частиц  $\gamma'$ -фазы и растворение ее мелких частиц. Однако введение в сплавы исследуемого типа высокого содержания тугоплавких металлов

Таблица 2. Влияние температуры и длительности старения на фазовый состав и параметры фаз разработанного сплава

Температура старения, °С	Время старения, ч	Фазовый состав***	Количество $\gamma'$ -/ $\sigma$ -фаз, мас. %	Параметр кристаллической решетки, нм		Разность параметров решетки $\gamma$ - $\gamma'$ , нм
				$\gamma$ -фазы	$\gamma'$ -фазы	
850	1000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	48,8	0,35867	0,3598	-0,0011
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	49,8	0,35722	0,3584	-0,0012
	3000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , $\sigma$ -фаза	41,1/2,4	0,3581	0,3593	-0,0011
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	40,7	0,3572	0,3583	-0,0012
	5000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , $\sigma$ -фаза	41,3/4,4	0,3583	0,3594	-0,0012
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , $\sigma$ -фаза	41,3/4,2	0,3572	0,3584	-0,0011
900	1000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	49,3	0,3581	0,3593	-0,0012
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	52,9	0,3582	0,3594	-0,0012
	3000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	47,5	0,3581	0,3593	-0,0012
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	41,3	0,3583	0,3595	-0,0012
	5000	$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , $\sigma$ -фаза	46,2/4,7	0,3583	0,3594	-0,0012
		$\gamma'$ , MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	47,1	0,3582	0,3594	-0,0011

Примечание. Данные приведены при  $\Sigma\text{TM} = 26,4$  мас. %: \* — образцы в литом состоянии; \*\* — образцы после ТО ( $T = 1050$  °С,  $\tau = 16$  ч).

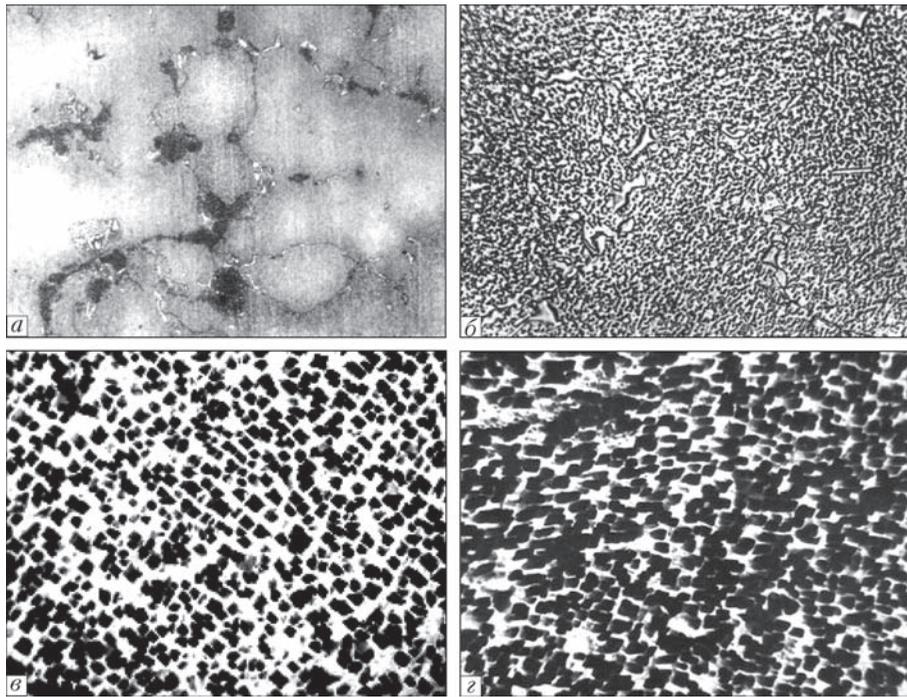


Рис. 2. Микроструктура образцов разработанного сплава после НК: электронная микроскопия (а), экстракционные реплики с напылением (б-з): а, б — после ТО (старение 16 ч при  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ),  $\times 100$  и  $\times 800$  соответственно; в — выделения  $\gamma'$ -фазы в литом состоянии,  $\times 7000$ ; з — выделения  $\gamma'$ -фазы после испытаний на длительную прочность,  $\times 7000$

сопряжено с опасностью образования в них окрупчивающих интерметаллидных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз и, прежде всего,

$\sigma$ -фазы  $(\text{Cr, Mo})_x(\text{Ni, Co})_y$ , где  $x$  и  $y$  могут изменяться в пределах от 1 до 7 [2]. Кристаллическая структура  $\sigma$ -фазы относится к тетрагональной системе со сложной элементарной ячейкой, содержащей 30 атомов. Поскольку кристаллические решетки  $\sigma$ -фазы и карбида  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  когерентны, то  $\sigma$ -фаза часто зарождается на выделениях карбида  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . Такого типа фазы, выделяясь в виде пластин, резко снижают сопротивление сплавов разрушению при высокой температуре и оказывают при этом отрицательное влияние на пластичность и долговечность жаропрочных сплавов [2, 5, 6]. Полученные авторами данные термовременной зависимости появления ТПУ фаз во время длительного старе-

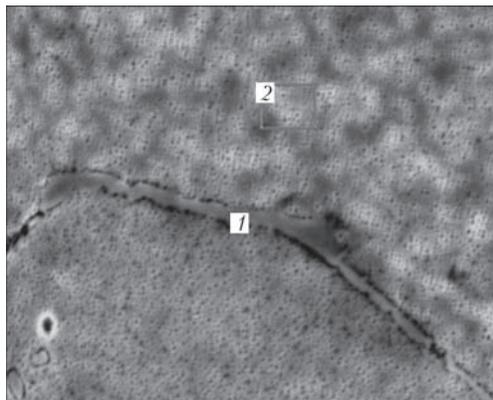


Рис. 3. Микроструктура исследуемых участков разработанного сплава,  $\times 4500$

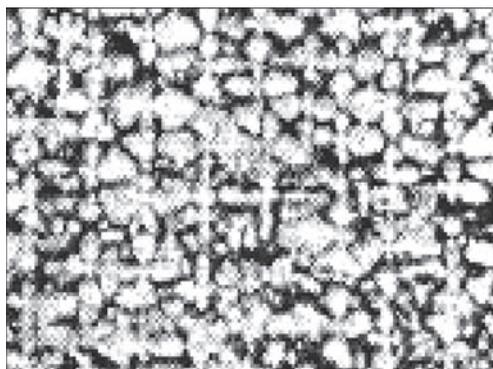


Рис. 4. Дендритная структура в состоянии после НК (поперечное сечение) образца разработанного сплава,  $\times 100$

Т а б л и ц а 3. Влияние скорости передвижения формы на параметры структурных составляющих разработанного сплава с рением и танталом

Скорость передвижения формы, мм/мин	Средние параметры структурных составляющих, мкм		
	Условный диаметр эвтектических областей $\gamma/\gamma'$ -фазы	Размер частиц	
		упрочняющей $\gamma'$ -фазы	карбидов МС-типа
2...4	25...27	0,5...0,7	2,0...2,4
5...7	18...25	0,4...0,6	1,5...2,0
10...12	12...16	0,2...0,3	1,5
15...18	10...12	0,1...0,2	1,0...1,5

*Примечание.* Относительная точность определения указанных величин составила 5...10 %.

Таблица 4. Химический состав исследуемых участков разработанного сплава, мас. %

Зона сканирования	C	Al	Si	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
1	12,80	0,17	0	20,43	4,91	1,65	8,62	4,34	3,40	29,52	14,15	0
2	3,03	2,16	0	2,47	13,74	9,48	58,31	0	1,69	1,23	5,29	2,59

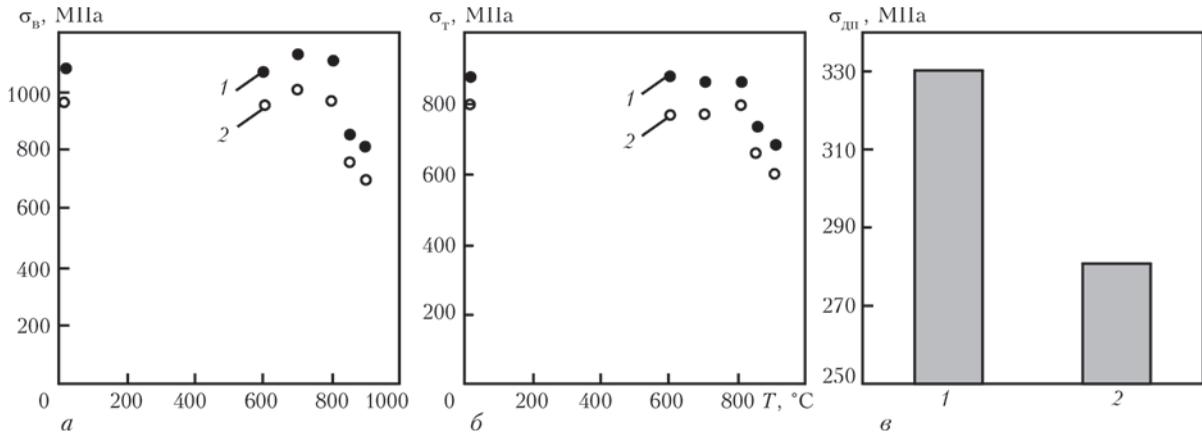


Рис. 5. Сравнительные эксплуатационные характеристики разработанного (1) и стандартного сплава SM88Y (2) в зависимости от температуры: а — предел прочности ( $\sigma_{в}$ ); б — предел текучести ( $\sigma_{т}$ ); в — длительная прочность ( $\sigma_{дл}$ ) при  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $\tau = 100\text{ ч}$

ния, говорят о безопасном уровне легирования тугоплавкими металлами разработанной композиции сплава, если их суммарное содержание  $\Sigma\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W} + \text{Nb} + \text{Re} + \text{Ta}$  (далее  $\Sigma\text{TM}$ ) не превышает 26,4 мас. % [5]. Также проводили сопоставление расчетных значений параметров решеток  $\gamma$  и  $\gamma'$ -фаз с результатами прецизионного определения параметров решетки рентгеноструктурным методом. Расхождения не превышали нескольких единиц в четвертом знаке после запятой. Результаты экспериментальных данных показаны в табл. 2.

Процесс НК образцов-свидетелей и деталей ГТД проводили при термовременных параметрах, представленных в табл. 3. Локальные значения параметров процесса НК в течение плавки рассчитывали по распределению температуры в объеме кристаллизуемой отливки, измеренной экспериментально в четырех точках вдоль оси отливки с помощью вольфрам-рениевых термопар (тип ВР 5/20, диаметр электродов 0,30 мм). Построенные по результатам экспериментальных замеров термокинетические кривые позволяют определить распределение температуры в объеме металла в любой момент времени. Скорость погружения формы в зону охлаждения непосредственно влияет на скорость кристаллизации расплава. Проведенные эксперименты дали возможность определить связь кинетических параметров НК с количеством, морфологическими особенностями, в том числе дисперсностью основных структурных составляющих. Массовую долю и размер фа-

зовых составляющих замеряли на растровом микроскопе JSM-840 (табл. 3, рис. 2).

На рис. 3 представлен фрагмент микроструктуры образца разработанного сплава оптимального состава, полученного по выработанному технологическому регламенту, а в табл. 4 — элементный состав основных фаз. Так, соответственно представленным данным (рис. 3), атомы тантала входят в карбидную фазу типа MC, что способствует повышению ее температуры плавления, а атомы рения легируют аустенитную матрицу, тем самым замедляя диффузионную подвижность элементов в сплаве в процессе эксплуатации.

Образцы, выплавленные в агрегате VIM-25-175C с дополнительным охлаждением инертным газом методом НК, имеют регулярную дендритную структуру (рис. 4).

Результаты проведенных испытаний (механические свойства и длительная прочность) показали, что уровень эксплуатационных характеристик разработанного сплава превышает на 15...20 % аналогичные показатели для образцов стандартного сплава SM88Y (рис. 5).

### Выводы

1. Усовершенствование конструкции литейного агрегата VIM-25-175C за счет введения узла дополнительного охлаждения потоком инертного газа, способствовало интенсификации процесса охлаждения кристаллизатора при НК и гаранти-

ровало получение регулярной ориентированной структуры отливок.

2. Установлено, что введение рения и тантала (до 3 мас. % каждого) в состав базового жаропрочного коррозионностойкого сплава CM88Y приводит к стабилизации его структурно-фазового состояния за счет упрочнения  $\gamma$ -твердого раствора, повышения температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы и благодаря упрочнению межосных участков матрицы после НК большим объемом количеством стабильных дисперсных выделений MeC,  $M_{23}C_6$ -карбидов. Появление карбидов с высоким содержанием хрома и тантала может снизить вероятность выделения в твердом растворе при длительном высокотемпературном воздействии на сплав охрупчивающих фаз типа  $\sigma$  и  $\mu$  за счет снижения растворимости этих тугоплавких элементов в твердом растворе.

3. Испытания образцов из разработанного сплава с оптимизированным легирующим комплексом, включающим рений и тантал (до 3,0 мас. %) после проведения процесса НК на модернизированной установке VIM-25-175C и термообработки (старение 16 ч, при  $T = 1050$  °C) показали, что механические характеристики и длительная прочность превышает уровень свойств сплава CM88Y в среднем на 15...20 %. Достигнутый уровень эксплуатационных характеристик соответствуют требованиям регламентированным технической документацией на данное изделие.

#### Список литературы

1. Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М., Жеманюк П. Д. и др. (2003) Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. *Лопатки турбины*. Ч. II. Запорожье, ОАО «Мотор Сич», 137–147.
2. Каблов Е. Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)*. Москва, МИСИС.
3. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. и др. (1997) *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов*. Москва, Машиностроение.
4. Каблов Е. Н. (2000) Производство турбинных лопаток ГТД методом направленной кристаллизации. *Газотурбинные технологии*, **3**, 10–14.
5. Верховлюк А. М., Максютя І. І., Квасницька Ю. Г. та ін. (2016) Фазово-структурна стабільність жароміцного корозійностійкого сплаву для лиття робочих лопаток ГТУ. *Металознавство та обробка металів*, **3**, 3–9.
6. Максютя І. І., Клясс О. В., Квасницька Ю. Г. и др. (2014) Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом. *Современная электрометаллургия*, **1**, 41–48.
7. Мьяльница Г. Ф., Максютя І. І., Квасницька Ю. Г. и др. (2012) Получение ориентированной структуры в отливках из жаропрочного никелевого сплава, легированного рением. *Процессы лиття*, **6**, 54–61.
8. (2015) *Технические условия ГП НПКГ «Зоря»–«Машпроект», Спецификация Z88PRTTF1 на поставку шихтовых заготовок из сплава CM-88PRT*.

9. Квасницька Ю. Г., Клясс О. В., Крещенко В. А., Мьяльница Г. П., Максютя І. І., Шинський О. Й. (2016) *Жароміцний корозійностійкий сплав на нікелевій основі для лопаток газотурбінних двигунів*, Україна, Пат. 110529.
10. Висик Е. М., Каблов Е. Н., Герасимов В. В., Дубровский В. А. (1995) Регламентированная тонкостолбчатая структура — неиспользованный резерв высокоскоростной направленной кристаллизации. *Литейное производство*, **12**, 7–9.
11. Денисов А., Савин В., Зеленцов А., Авдюхин С. (2000) Монокристаллические турбинные лопатки. *Газотурбинные технологии*, **3**, 24–26.
12. Кац Э. Л., Лубенец В. П., Skorobogatых В. Н., Кузнецов К. Ю., Яковлев Е. И., Виноградов А. И., Берестевич А. И., Копин П. А., Жабрев С. Б. (2014) *Способ получения отливки лопатки газовой турбины с направленной и монокристаллической структурой*, Россия, Пат. 2536853.
13. Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т. и др. (1987) *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления*. Киев, Наукова думка.
14. Пигрова Г. Д., Коркка С. И., Литвиненко В. А. (1978) Фазовый состав литого сплава ЭП539 МЛ. *Литые жаропрочные коррозионностойкие сплавы*. Киев, Институт проблем литья АН УССР.
15. Каблов Е. Н. (2005) Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений. *Вестник Московского университета*. Серия 2. Химия, **46**, **3**, 155–157.
16. Толорайя В. Н., Орехов Н. Г., Чуварова Е. Н. (2012) Безуглеродистые Re-содержащие сплавы для турбинных лопаток. *Литейное производство*, **6**, 16.
17. Светлов И. Л., Кулешова Е. А., Монастырский В. П. и др. (1990) Влияние направленной кристаллизации на фазовый состав и дисперсность структуры никелевых сплавов. *Металлы*, **1**, 86–93.

#### References

1. Boguslaev, V.A., Muravchenko, F.M., Zhemanjuk, P.D. et al. (2003) Technological support of operational characteristics of GTE parts. In: *Turbine blades*. Part 2. Zaporozhye, «Motor Sich», 137–147 [in Russian].
2. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings)*. Moscow, MISIS [in Russian].
3. Shalin, R.E., Svetlov, I.L., Kachanov, E.B. et al. (1997) *Monocrystals of nickel high-temperature alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
4. Kablov, E.N. (2000) Production of turbine blades of GTE by the method of directional crystallization. *Gazoturbinnye Tekhnologii*, **3**, 10–14 [in Russian].
5. Verkhovlyuk, A.M., Maksyuta, I.I., Kvasnytska, Yu.G. et al. (2016) Phase-structural stability of high-temperature corrosion-resistant alloy for casting of gas turbine blades. *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **3**, 3–9 [in Ukrainian].
6. Maksyuta, I.I., Klyass, O.V., Kvasnitskaya, Yu.G. et al. (2014) Technological features of high-chromium nickel complex alloy with rhenium and tantalum. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 41–48 [in Russian].
7. Myalnitsa, G.F., Maksyuta, I.I., Kvasnitskaya, Yu.G. et al. (2012) Getting oriented structure in castings of high-temperature nickel alloy, doped with rhenium. *Protsessy Litya*, **6**, 54–61 [in Russian].
8. (2015) *Technical requirements of GP SPC «Zorya-Mashproekt». Specification Z88PRTTF1 on delivery of charge billets from CM-88PRT alloy* [in Russian].
9. Kvasnytska, Yu.G., Klyass, O.V., Kreshchenko, V.A. et al. (2016) *High-temperature corrosion-resistant nickel-based*

- alloy for gas turbine engine blades*. Pat. 110529 Ukraine [in Ukrainian].
10. Visik, E.M., Kablov, E.N., Gerasimov, V.V., Dubrovky, V.A. (1995) Regulated thin-columned structure — unused reserve of high-speed directional crystallization. *Litejnoe Proizvodstvo*, **12**, 7–9 [in Russian].
  11. Denisov, A., Savin, V., Zelentsov, A., Avdyukhin, S. (2000) Monocrystal turbine blades. *Gasoturbinnye Tekhnologii*, **3**, 24–26 [in Russian].
  12. Kats, E.L., Lubenets, V.P., Skorobogatykh, V.N. et al. (2014) *A method of producing a casting of gas turbine blade with directed and monocrystal structure*. Pat. 2536853 RU [in Russian].
  13. Paton, B.E., Stroganov, G.B., Kishkin, S.T. et al. (1987) *The heat resistance of cast nickel alloys and their protection against oxidation*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
  14. Pigrova, G.D., Korkka, S.I., Litvinenko, V.A. (1978) *The phase composition of the cast high-temperature corrosion-resistant alloys*. Kiev, PTIMA [in Russian].
  15. Kablov, E.N. (2005) Physico-chemical and technological features of the creation of high-temperature alloys containing rhenium. *Vestnik Moskovskogo Universiteta*, **46**, 155–157 [in Russian].
  16. Toloraiya, V.N., Orekhov, N.G., Chuvarova, E.N. (2012) Carbon-free Re-containing alloys for turbine blades. *Litejnoe Proizvodstvo*, **6**, 16 [in Russian].
  17. Svetlov, I.L., Kuleshova, E.A., Monastyrsky, V.P. et al. (1990). Influence of directional crystallization on the phase composition and dispersity of the structure of nickel alloys. *Metally*, **1**, 86–93 [in Russian].

**ВИКОРИСТАННЯ ВДОСКОНАЛЕНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ОРІЄНТОВАНОЇ СТРУКТУРИ У ВИСОКОТОЧНИХ ВИЛИВКАХ З ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ, ЯКІ МІСТЯТЬ РЕНІЙ І ТАНТАЛ**

**Ю. Г. Квасницька, А. В. Нарівський, І. І. Максютя, О. В. Михнян**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України.

03680, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського 34/1. E-mail: metal@ptima.kiev.ua

Для підвищення експлуатаційних характеристик робочих лопаток газотурбінних двигунів I- і II-ї ступенів здійснено удосконалення конструкції ливарної установки високоградієнтної кристалізації, а також запропоновано додаткове введення в основу жароміцного корозійностійкого сплаву типу ХН57КВЮТМБРЛ-ВІ ренію та танталу. Представлено комплекс робіт по розробці нової композиції сплаву та особливості технологічного процесу одержання деталей газотурбінних двигунів с орієнтованою структурою. Бібліогр. 17, табл. 4, іл. 5.

**Ключові слова:** ливарна установка високоградієнтної кристалізації; нікелеві жароміцні сплави; реній; тантал; спрямована кристалізація; лопатка газотурбінних двигунів

**APPLICATION OF ADVANCED TECHNOLOGY FOR OBTAINING AN ORIENTED STRUCTURE IN HIGH-PRECISION CASTINGS MADE OF HEAT-RESISTANT ALLOY CONTAINING RHENIUM AND TANTALUM**

**Yu.G. Kvasnytska, A.V. Narivskiy, I.I. Maksyuta, E.V. Mikhnyan**

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of NASU.

34/1 Vernadskogo Blvd., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: metal@ptima.kiev.ua

To improve the operational characteristics of blades of gas turbine engines of the I and II stages, the modernization of design of the casting installation for the high-gradient crystallization was carried out, as well as an additional introducing of rhenium and tantalum into the base of heat-resistant corrosion-resistant alloy of KhN57KVYuTMBRL-VI type was proposed. The article presents a complex of works on the development of a new alloy composition and features of the technological process for producing the GTE parts with a regular oriented structure. 17 Ref., 4 Tables, 5 Figures.

**Key words:** casting installation for high-gradient crystallization; superalloys; Rhenium; Tantalum; directional solidification; GTE blades

Поступила 03.07.2017