



УДК 669.245:536.421.4

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОХРОМИСТОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННОГО РЕНИЕМ И ТАНТАЛОМ

И. И. Максютя<sup>1</sup>, О. В. Клясс<sup>2</sup>, Ю. Г. Квасницкая<sup>1</sup>,  
Г. Ф. Мьяльница<sup>2</sup>, Е. В. Михнян<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины.  
03680, Киев, бульв. Вернадского, 34/11. E-mail: metal@prima.kiev.ua

<sup>2</sup>ГП НПКГ «Зоря»-«Машпроект».  
54018, г. Николаев, пр. Октябрьский, 42. E-mail: baz@zorya.com.ua

Проанализированы корреляционные связи между технологическими параметрами процесса кристаллизации, макро- и микроструктурой, а также эксплуатационными характеристиками (кратковременная и длительная прочность, коррозионная стойкость) высокохромистой композиции жаропрочного никелевого сплава типа ХН58КВТМЮБР, легированного рением и танталом. Полученные результаты дали возможность отработать технологический процесс получения лопаток ГТУ определенного типоразмера с ориентированной структурой, отличающейся в сравнении с применяемыми марками повышенной стойкостью против высокотемпературной ползучести и коррозионного разрушения в агрессивных выделениях тяжелого топлива и солей морской воды. Библиогр. 14, табл. 3, ил. 4.

**Ключевые слова:** жаропрочные сплавы; сопловые лопатки; высокотемпературная коррозия; рений; тантал; прочность; пластичность

**Введение.** Научно-практические разработки последних лет как отечественных, так и зарубежных научных центров, занимающихся материаловедением жаропрочных сплавов для газотурбинных установок (ГТУ), сосредоточены главным образом на лопаточных материалах для авиадвигателестроения с низким содержанием хрома, что вызвало потребность в повышении прочностных характеристик. Для ГТУ морского назначения и энергетических агрегатов, в том числе газоперекачивающих станций, особое значение наряду с механическими характеристиками имела стойкость против высокотемпературной коррозии (ВТК), вызванной высокоскоростным газовым потоком как с агрессивными составляющими дизельного и газообразного топлива, так и с солями морской воды. Для повышения высокотемпературной стойкости против коррозионно-эрозийных разрушений в основной легирующей комплекс необходимо вводить большее количество хрома (16...20 мас. %), по сравнению с материалами для авиадвигателей (3...10 мас. %), что может вызвать в процессе эксплуатации появление корро-

зионных повреждений поверхности лопаток турбин, а также охрупчивающих топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз [1–4].

В последние годы материаловеды активно используют для легирования жаропрочных сплавов такие перспективные с точки зрения повышения прочностных характеристик и стойкости против ВТК элементы, как рений, тантал, рутений [1–6], что позволяет снизить в некоторой степени содержание хрома, уменьшив риск образования в процессе эксплуатации коррозионно-эрозийных повреждений. Из-за недостатка данных о влиянии этих элементов на фазово-структурную стабильность высокохромистых сплавов, в том числе связанную с ликвационными явлениями, на формирование ориентированной структуры в процессе направленной кристаллизации (НК), а также и на основные эксплуатационные (прочностные и коррозионные) характеристики как в равноосном, так и в состоянии после НК потребовалось проведение систематических исследований с целью совершенствования существующих марок сплавов.



Таблица 1. Основные компоненты химического состава высокохромистых коррозионностойких литейных жаропрочных сплавов, мас. %, на основе никеля (по стандарту СНГ)

| Марка сплава | Ni   | C    | Cr   | Co   | Mo  | Fe  | Al   |
|--------------|------|------|------|------|-----|-----|------|
| ЦНК-7П       | 60,2 | 0,10 | 14,8 | 8,7  | 0,6 | 1,0 | 3,9  |
| ЦНК-8МП (НК) | 61,4 | 0,01 | 12,2 | 8,7  | 0,4 | 1,0 | 4,1  |
| ЦНК-21П      | 56,9 | 0,07 | 21,0 | 10,7 | 1,5 | 1,0 | 2,4  |
| ЗМИ-3        | 64,5 | 0,08 | 13,2 | 5,5  | 1,2 | 1,0 | 2,9  |
| ЗМИ-3У       | 64,8 | 0,15 | 13,0 | 5,0  | 1,0 | 1,0 | 3,0  |
| ЧС88 (моно)  | 57,6 | 0,09 | 15,6 | 10,7 | 1,9 | 0,5 | 3,0  |
| ЧС88У        | 57,0 | 0,06 | 15,9 | 11,0 | 1,9 | 0,5 | 3,05 |
| ЧС104        | 57,9 | 0,10 | 20,9 | 10,2 | 0,6 | 0,5 | 2,5  |

Окончание табл. 1

| Марка сплава | В     | Ti  | W   | Zr   | Nb   | γ    | Hf  | Ce    |
|--------------|-------|-----|-----|------|------|------|-----|-------|
| ЦНК-7П       | 0,008 | 4,0 | 6,7 | –    | –    | –    | –   | –     |
| ЦНК-8МП (НК) | –     | 4,5 | 6,7 | –    | 1,0  | –    | –   | –     |
| ЦНК-21П      | 0,008 | 3,4 | 2,3 | –    | 0,7  | –    | –   | –     |
| ЗМИ-3        | 0,015 | 4,9 | 6,0 | 0,01 | 0,7  | –    | –   | –     |
| ЗМИ-3У       | 0,010 | 5,0 | 7,0 | –    | –    | –    | –   | –     |
| ЧС88 (моно)  | 0,005 | 4,6 | 5,3 | –    | 0,11 | –    | 0,5 | –     |
| ЧС88У        | 0,080 | 4,6 | 5,3 | 0,05 | 0,2  | 0,03 | 0,3 | 0,015 |
| ЧС104        | 0,007 | 3,5 | 3,5 | 0,05 | 0,25 | –    | –   | –     |

**Состояние вопроса, задачи исследования.** Современные жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основе 3...5 поколений являются сложнотермодинамическими гетерофазными системами, в которых реализуются три основных термодинамически возможных вида упрочнения: твердорастворное аустенитное ( $\gamma$ -фаза), дисперсионное (первичная и вторичная  $\gamma'$ -фазы на основе соединения  $Ni_3(Al, Ti)$ ) и карбидное (табл. 1) [1–4].

При большом содержании хрома структурная стабильность содержащих рений и тантал сплавов относительно образования ТПУ фаз определяется как общим суммарным содержанием тугоплавких элементов, так и их соотношением. Хром, молибден, вольфрам, ниобий, рений, тантал являются упрочнителями твердого раствора, а хром, тантал, вольфрам – активными карбидообразующими, преимущественно распределенными в  $\gamma$ -твердом растворе. Так, введение в состав сплава рения и тантала возможно для сохранения фазово-термической стабильности в процессе эксплуатации двигателя только при определенном балансе вольфрама, молибдена, хрома [1–4].

В случае комплексного легирования композиции тугоплавкими металлами следует учитывать их коэффициенты ликвации, особенно при получении сплавов с ориентированной структурой. Введение в состав сплава элементов, повышающих разность

плотностей основного расплава и ликвата, что относится к  $\gamma'$ -образующим (алюминий, титан, ниобий и др.) и тугоплавким элементам (вольфрам, рений, молибден и др.) может способствовать в ходе НК образованию поверхностных дефектов ликвационного происхождения, особенно при относительно низких скоростях кристаллизации [1, 2].

Следует заметить, что значительно снижать либо исключать с целью недопущения выделения ТПУ фаз такие элементы, как молибден, вольфрам, ниобий, нерационально, поскольку каждый из них контролирует в определенной степени фазово-структурные процессы. Молибден, являясь упрочнителем твердого раствора, вносит существенный вклад в изменение параметра  $\gamma$ -твердого раствора и, как следствие, морфологию упрочняющей вторичной  $\gamma'$ -фазы, делая ее кубической, способствует возникновению высокого значения сопротивления ползучести жаропрочных сплавов. Компенсировать полное исключение ниобия, положительно влияющего на жидкотекучесть сплава при литье, возможно только в результате комплексного изменения соотношения легирующих элементов, варьирующих параметры  $\gamma$ -твердого раствора и упрочняющей  $\gamma'$ -фазы [1–4].

Из всех элементов легирующего комплекса, входящих в жаропрочные сплавы, наибольшей растворимостью в  $\gamma$ - и наименьшей в  $\gamma'$ -фазе характеризуется рений, коэффициенты распределения  $K_c$  (в



осях дендритов и междендритном пространстве) легирующих элементов которого находятся между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами —  $K/K_c = 0,1$  [5, 6]. Преимущественное растворение рения в аустенитной матрице сплава понижает скорость диффузионных процессов, контролирующих разупрочнение металла в условиях высокотемпературной ползучести, тем самым тормозя скорость коагуляции и растворения  $\gamma'$ -фазы. Это способствует сохранению длительной прочности в результате увеличения высокотемпературной стабильности твердого раствора.

Эмпирически доказано, что повышение концентрации легирующих элементов с большими атомными радиусами более существенно влияет на изменение параметра решетки  $\gamma$ -фазы, чем  $\gamma'$ -фазы. Поскольку рений и тантал имеют атомный радиус больший, чем никель (соотношение для рения 1,063), они положительно воздействуют на несоответствие периодов кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз (так называемый мисфит —  $\Delta a\gamma - \gamma' = (a\gamma - a\gamma')/a\gamma$ ), что является определяющим фактором длительной прочности поли- и монокристаллов жаропрочных сплавов при высоких температурах.

Отличаясь наименьшим коэффициентом диффузии в никеле, рений также тормозит процессы коагуляции упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, тем самым повышая ее термическую стабильность. Кроме того, и рений, и тантал способствуют повышению температуры растворения  $\gamma'$ -фазы и  $T_S$ , что сужает интервал кристаллизации и, как правило, положительно сказывается на жаропрочности, особенно в состоянии НК [1–4].

Следует отметить, что при введении в сплавы рения и тантала содержание хрома может быть снижено, поскольку эти элементы, особенно рений, повышают сопротивление ВТК. С учетом указанных факторов благоприятного влияния легирования рением и танталом на служебные характеристики жаропрочных никелевых сплавов авторы данной работы с целью недопущения выделения охрупчивающих фаз при введении этих элементов в оптимизируемую высокохромистую композицию на основе марки сплава ЧС104 [7] применили экспериментально-расчетные методы определения температурно-временных интервалов выделения ТПУ фаз после длительной высокотемпературной выдержки [5, 6]. Показано, что гарантировано «безопасным» относительно выделения охрупчивающих ТПУ фаз является комплексное введение 1,5 % рения + 1,5 % тантала при общем суммарном содержании 24,4 мас. % тугоплавких элементов [5, 6, 8–10]).

Задачей данного исследования является анализ влияния температурно-временных параметров процесса кристаллизации на физико-механические свойства при значениях комнатной и высоких температур, в том числе на длительную прочность в литом и термообработанном состояниях, а также на коррозионную стойкость оптимизируемого высокохромистого сплава, комплексно-легированного рением и танталом в равноосном и направленно-кристаллизованном состояниях.

**Методики исследования.** Для модельных сплавов во ФТИМС НАНУ выплавляли цилиндрические заготовки из первичной шихты на литейных агрегатах УППФ-2 и УППФ-3М (РФ, г. Ржев) по разработанной для сплавов этого класса технологической карте (давление в печи 1,2...2,5 Па, температура заливки металла в формы — 1560...1580, формы — 950 °С).

Отработку температурно-скоростных параметров процесса получения отливок с образцами-свидетелями проводили в условиях комбинированного (радиационного и конвективного) охлаждения формы (жидкий алюминий) при вариации значений скорости кристаллизации  $v_{кр} = 2; 5; 10$  мм/мин на установке для направленной кристаллизации УВНК-8П совместно с ГП НПКГ «Зоря»–«Машпроект», г. Николаев.

Для выплавки первичных заготовок использовали основные шихтовые материалы: кобальт электролитический К0, К1 (ГОСТ 123–98), никель электролитический Н0, катодный марки Н1 (ГОСТ 849–80), хром электролитический рафинированный ЭРЖ либо хром металлический Х0, молибден в штабиках технически чистый, алюминий марки А99 (ГОСТ 1405–83), тантал (пруток 99,9 мас. %), рений (сплав Re0, Re1).

Температуры основных фазовых превращений ( $T_S; T_L; T_{п.р}$  — температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы) определяли методом высокотемпературного дифференциального термического анализа (ВДТА) на установке ВДТА-8М с погрешностью  $\pm 5$  °С.

Количество основных компонентов сплавов и примесей определяли химическим методом по стандартным методикам, микролегирующие добавки контролировали химико-спектральным методом с погрешностью  $\pm 0,001$  %. Фазовый анализ сплавов выполняли путем электрохимического изолирования интерметаллидных и карбидных фаз в метанольном травителе с последующим рентгеноструктурным и химическим анализом анодных осадков. Распределение легирующих элементов между фазами изучали на микроанализаторах JXA8600 фирмы «JEOL» (Япония) и Cameca-MS46 фирмы «Cameca» (Франция). Для исследования макро- и микроструктуры применяли световой «Neofot 2» и электронный микроскопы. Анализ содержания газов (кислорода, азота, водорода), углерода и серы в твердом металле осуществляли на анализаторах фирмы «LECO» — RO-17, TN15, RH2, CS-144.

Объемную долю и размер фазовых составляющих изучали на анализаторе «Квантимет-720», совмещенном с растровым микроскопом JSM-840. Относительная погрешность определения значений указанных величин составила 5...10 %. Для определения коэффициентов ликвации легирующих элементов использовали количественный поэлементный анализ, проводимый методом микрорентгеноструктурного анализа (МРСА).

Механические испытания на кратковременную прочность выполняли на стандартных цилиндри-



Таблица 2. Температурно-временные параметры процесса НК (литейный агрегат УВНК-8П)

| Задержка движения формы, мин | Начальная скорость движения формы из нагревателя, мм/мин | Градиент на фронте затвердевания, К/см |
|------------------------------|--|--|
| 5...6                        | 2,0...3,5  | 25...30                                |
| 2...3                        | 6,0...8,0  | 35...50                                |

*Примечание.* Температура формы составляла 1450, расплава — 1570 °С.

ческих образцах с рабочей частью диаметром 5 и длиной 25 мм по ГОСТ 9651–84 при значениях температуры 20...950 °С на разрывной машине марки УМЭ-10ТМ. Испытания на длительную прочность проводили по ГОСТ 10145–81 на разрывных машинах марки АИМА-5-2 при параметрах, предусмотренных для сплавов нормативной документацией.

Материалом литейных форм служила многослойная керамика на основе электрокорундовой суспензии с модификаторами, повышающими термическую прочность форм [9]. В качестве стержней для формирования внутренней полости лопатки опробовали стержни на основе корунда и циркона, модифицированного кремнием и комплексным модификатором Al + Si [11].

**Проведение экспериментов и обсуждение результатов.** На основании расчетов [11, 12] и в соответствии с условиями эксперимента (установка УВНК-8П, сплав типа ЧС104, рабочие лопатки турбины высокого давления) определили теплофизические параметры процесса НК. Локальные значения параметров процесса НК в течение всего технологического цикла измеряли по распределению температуры в кристаллизующей отливке, построенной на основе экспериментально измеренных значений температуры в шести точках вдоль оси отливки с помощью термопарного чехла с шестью вольфрам-рениевыми термопарами (тип ВР 5/20, диаметр электродов 0,30 мм). При этом все теплофизические свойства металла и формы принимали постоянными. Теплопроводность формы, металла, охладителя, температуру нижнего основания определяли по условиям теплообмена через дно формы к холодильнику установки (табл. 2). Температура наружной поверхности формы для литья лопаток с поликристаллической структурой изменялась по высоте в пределах 950...1050 °С и принималась постоянной (975 °С с погрешностью 2...3 %).

Анализ условий НК на эксплуатируемой установке УВНК-8П в существующих условиях показал, что температура холодильника может быть оставлена неизменной. Полученные значения градиента температуры  $G$  и скорости кристаллизации  $v_{кр}$  дали возможность рассчитать соотношение  $G/v_{кр}$  — критерия стабильности плоского фронта кристаллизации, обеспечивающего получение регулярной дендритной структуры вдоль продольной

оси лопатки, включая массивную замковую часть и тонкостенную перьевую. При этом дрейф фронта кристаллизации можно контролировать по скорости перемещения формы.

Отметим, что скорость извлечения формы из нагревателя, согласно основному требованию к процессу НК, должна быть не больше минимальной скорости естественного роста твердой фазы, составляющего 0,006 см/с (3,6 мм/мин), определенной по наклону касательной к кинетической кривой. Таким образом, начальная скорость движения формы составила 2,0...3,5 мм/мин после предварительной выдержки в течение 5...6 мин. Далее скорость изменяли до 5...7; 7...10; 10...15 мм/мин.

На основе анализа основных структурных элементов модельных сплавов с рением и танталом (образцов-спутников и лопаток ГТД) установлено, что формирование дендритно-ячеистой структуры происходит в расширяющихся частях отливок, на боковой поверхности которых в некоторых случаях возникают новые центры кристаллизации вне существующего плоского фронта роста.

Металлографический анализ модельных сплавов показал, что при изучении макроструктуры после процесса НК можно выделить несколько типов субзерен: представляющие собой отдельные дендритные ветви в пределах одной колонии, размеры которой коррелируют с размерами последних, а разориентация составляет 0,5...1,0°; принадлежащие к различно ориентированным группам дендритных ветвей одного направления, имеющие размеры, сопоставимые с размерами отливки и с разориентацией между ними 1...3°; наиболее мелкие субзерна с размерами 20...30 мкм и разориентацией 20...30°.

Поскольку сплавы на основе никеля имеют градиентноориентированную кубическую решетку, то формирование ветвей дендритов первого порядка происходит вдоль кристаллографических направлений [001], причем тех, которые образуют минимальный угол с вектором градиента температуры  $G$  в процессе НК. При этом ветви первого порядка выстраиваются параллельными рядами вдоль плоскостей {001}, декорируя тем самым пространственное положение этих плоскостей в отливке. Междендритное расстояние  $\lambda$  в рассматриваемом случае — это среднестатистическое расстояние между дендритными осями первого порядка, измеренное в кратчайшем направлении, т. е. [001], и определяемое графически с помощью среднего расстояния  $\lambda$  на поперечном сечении слитка произвольной ориентации соотношением  $\lambda_n = e_n \cos \alpha$ , где  $\alpha$  — угол между плоскостью {001}, образовавшей след, и осью слитка [1, 12].

Величину  $\bar{e}$  рассчитывали по плотности дендритных рядов, укладываемых в линейный ряд на микрофотографиях в перпендикулярном направлении в соответствии с методикой работы [11]. Для статистической достоверности рассматривали не менее трех полей зрения в пяти зернах,  $\cos \alpha$



Рис. 1. Значения температуры основных фазовых превращений ( $T_S$ ,  $T_L$ ,  $T_{п.р}$ ) модельного (1,5 % рения и 1,5 % тантала) и базового сплавов

измеряли по продольному разрезу, рассекающему тело зерна на поперечном шлифе.

Исследованиями подтверждено, что в осях и межосных пространствах форма и размеры частиц  $\gamma'$ -фазы существенно различаются (табл. 3). Следует отметить также, что и степень дисперсности первичной  $\gamma'$ -фазы, и объемная доля эвтектической  $\gamma'$ -фазы, располагающейся в межосных пространствах в виде «островков» неправильной формы, зависят от скорости кристаллизации (табл. 3), возрастая с увеличением скорости, что свидетельствует о неравновесном характере этой фазы. Точное количественное определение объемной доли частиц  $\gamma'$ -фазы в осях дендритов и межосных пространствах затруднено из-за очень малых размеров частиц. Морфологические изменения в структуре при росте или снижении скорости кристаллизации изменяют и

уровень ликвации элементов в сплаве, что и приводит к появлению обширных областей эвтектической высокотемпературной  $\gamma'_{эвт}$ -фазы.

Поскольку основная масса карбидов MeC на основе (Ti, Ta)C, располагаясь в межосных пространствах, выделяется из расплава вблизи температуры солидуса (рис. 1), то и размеры карбидов, подобно «островкам» эвтектической  $\gamma'$ -фазы, уменьшаются с ростом скорости кристаллизации согласованно с размером дендритной ячейки (табл. 3).

Кроме того, обнаружено, что введение тантала в базовый сплав типа ЧС104 приводит к образованию большего количества сложных карбидов Me<sub>6</sub>C

Таблица 3. Влияние скорости кристаллизации на характеристики макро- и микроструктуры модельного сплава, комплексно-легированного танталом и рением

| Скорость кристаллизации, мм/мин | Параметры структурных составляющих, мкм      |  |   |   |
|---------------------------------|--|--|---|---|
|                                 | Междендритное расстояние $\lambda_{ц}$ , мкм | Средний размер «островков» $\gamma'_{эвт}$ -фазы | Средний размер частиц вторичной $\gamma'$ -фазы в межосных пространствах / осях дендритов | Средний размер частиц карбидов типа MeC |
| 2                               | 265  | 10,0   | 0,65/0,70   | 2,4                                     |
| 5                               | 250  | 8,7  | 0,53/0,45   | 2,2                                     |
| 10                              | 210  | 7,0  | 0,4/0,3   | 1,5                                     |



Рис. 2. Распределение тантала в карбидной фазе (MPCSA, в характеристических лучах тантала),  $\times 3000$

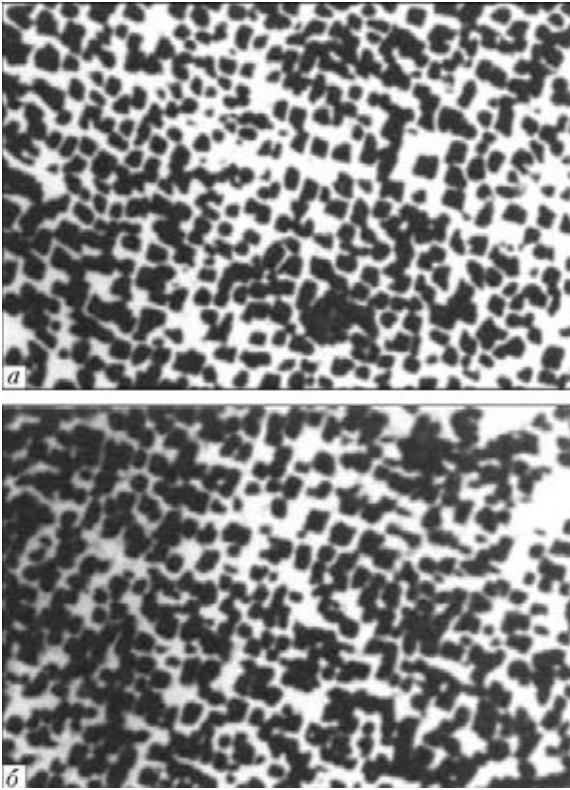


Рис. 3. Особенности морфологии упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (лопатка ТВД, замковая часть): а — после литья (вакуумно-индукционная плавка, равновесное состояние); б — после НК; а, б —  $\times 3000$

(рис. 2), которые, по данным МРСА, содержат до 10 мас. % хрома и тантала.

Методом ВДТА установлено смещение уровня значений для критических точек  $T_L$ ,  $T_{п.р}$  в сторону повышения как при введении 1,5...3,0 мас. % рения [9], так и при комплексном легировании рением и танталом суммарно до 3 мас. % (рис. 1), что подтверждает возможность увеличения температурного уровня работоспособности разрабатываемой композиции прежде всего за счет повышения температурного порога растворения  $\gamma'$ -фазы и сужения температурного интервала кристаллизации.

Вторичная дисперсная  $\gamma'$ -фаза, локализованная в междендритных пространствах, также измельчается, сохраняя преимущественно форму, близкую к сферической, меняя размеры от 0,4...0,6 до 0,2...0,3 мкм. Увеличение  $v_{кр}$  сопровождается появле-

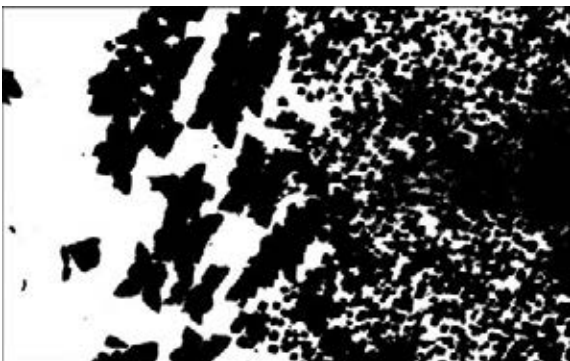


Рис. 4. Выделения  $\gamma'$ -фазы на границе входная кромка лопатки—срединная область после длительного старения ( $T = 900$  °С, 1000 ч), угольные реплики с экстракцией

нием в структуре большого количества частиц карбидной фазы шрифтовой морфологии типа MeC на основе титана, являющихся термически менее устойчивыми, по сравнению с дисперсными ограниченными карбидами MeC.

Все фиксируемые металлографически количественные и морфологические изменения структурных элементов при превышении скорости кристаллизации более 10 мм/мин являются следствием усиления степени неравновесности сплава, что, как показали испытания механических свойств, влечет за собой снижение уровня и длительной прочности и пластичности.

В области контролируемого роста при  $v_{кр} = 5$  и 10 мм/мин степень регулярности дендритной структуры удовлетворительна, на поперечном шлифе можно обнаружить, что дендриты представлены в виде «мальтийского креста» с расстоянием между осями дендритов  $\lambda \approx 130...150$  мкм.

Анализ влияния технологических параметров процесса направленного затвердевания и выбор оптимальной скорости кристаллизации, обеспечивающей формирование регулярной ориентированной структуры на модельных сплавах типа ХН6ОКМЮВТ, позволил перейти к выбору режима термической обработки сплавов с целью повышения их эксплуатационных характеристик. Время термической обработки, требуемое для растворения эвтектик  $\gamma/\gamma'$ , зависит от дендритных расстояний в сплаве — чем меньше  $\lambda$  и объемные «островки»  $\gamma/\gamma'$ , тем меньший промежуток времени потребуется для гомогенизации, способствующей частичному снижению уровня ликвационной неоднородности дендритных сегрегаций. При  $\lambda = 150...180$  мкм и среднем поперечном сечении «островков»  $\gamma/\gamma'$ -эвтектики 18...25 мкм в исходном состоянии до термообработки оптимальное время гомогенизации составило 3 ч при температуре  $(1220 \pm 5)$  °С, в отличие от термообработки сплава ЧС104. Выбранный режим термической обработки способствовал растворению значительной части  $\gamma/\gamma'$ -эвтектики. Так, до термообработки объемная доля эвтектики составляла 2,5...3,0 %, а после термообработки — 1,5...2,0 %, средний диаметр «островков»  $\gamma/\gamma'$ -фазы уменьшался до 15...20 мкм. Одновременно повышалась и объемная доля дисперсной  $\gamma'$ -фазы, сопровождаемая измельчением ее частиц до 0,2...0,5 мкм (рис. 3).

Следует отметить, что поскольку современные лопатки ГТД имеют форму изогнутого эллипса, то толщина сечений пера лопаток также изменяется по параболическому закону и уменьшается в сторону входной и выходной кромок. Естественно, что распределение температуры в сечении пера имеет параболический характер, что существенно влияет на степень дисперсности и начало процесса коагуляции выделяющейся фазы в массивных частях и на кромках, определяет прочностные характеристики и коррозионную стойкость лопатки в целом (рис. 4, табл. 4). Такую особенность конструкции следует



Т а б л и ц а 4. Сравнительные прочностные характеристики и коррозионная стойкость исследуемого сплава ЧС104

| Температура испытания, °С | Предел текучести, МПа | Временное сопротивление, МПа | Относительное удлинение, % | Относительное сужение, % | Ударная вязкость, МДж/м <sup>2</sup> | Предел выносливости на базе 2·10 <sup>7</sup> циклов, МПа | Жаропрочность, МПа, 100 ч | Скорость коррозии $v_{г\%}$ , мг/(м <sup>2</sup> ·ч)·10 <sup>3</sup> |
|---------------------------|-----------------------|------------------------------|----------------------------|--------------------------|--------------------------------------|---|---------------------------|--|
| 20                        | 790...870             | 920...1050                   | 4...7                      | 5...10                   | 0,10...0,18                          | 185   | —                         | —  |
|                           | 820...840             | 900...980                    | 2...3                      | 4...5                    |                                      | 160   |                           |  |
| 900                       | 570...680             | 640...750                    | 9...16                     | 9...12                   | —                                    | —   | 280                       | 3,2  |
|                           | 440...460             | 610...690                    | 2...8                      | 7...13                   | —                                    | —   | 310                       | 3,3  |
| 950                       | —                     | —                            | —                          | —                        | —                                    | —   | —                         | 4,2  |
|                           | 370...390             | 460...470                    | 13...18                    | 24...28                  | —                                    | —   | —                         | 4,5  |

особенно учитывать при выборе температуры термообработки.

Определение основных эксплуатационных характеристик образцов из модельных сплавов показало, что прочностные характеристики при введении рения и тантала в базовый сплав в установленных ранее авторами оптимальных количествах (суммарно до 3 мас. %) [13] в случае сохранения фазово-структурной стабильности после длительного старения способствуют улучшению работоспособности материала, в том числе длительной прочности, вероятно, за счет упрочнения как твердого раствора, повышения температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы, так и межосных участков матрицы после НК большим объемным количеством стабильных дисперсных выделений MeC- и Me<sub>6</sub>C-карбидов с высоким содержанием хрома и тантала. Появление этих карбидов может снизить вероятность выделения в твердом растворе при длительном высокотемпературном воздействии на сплав охрупчивающих фаз типа  $\sigma$  и  $\mu$  в результате снижения растворимости этих тугоплавких элементов в твердом растворе.

Исследование стойкости модельных составов против высокотемпературной коррозии в солевых расплавах в соответствии с методикой, приведенной в работе [14], при минимальном (15,0 мас. %) и максимальном (17,0 мас. %) содержаниях хрома, согласно заявленному в паспортных данных на базовый сплав ЧС104, позволило сделать вывод о том, что значение скорости коррозии при комплексном легировании танталом и рением при минимальном значении хрома в образцах было в среднем на 0,25...0,30 мас. % выше, чем при максимальном введении хрома в марочный сплав ЧС104. Таким образом, уровень коррозионной стойкости может быть повышен вследствие легирования танталом и рением при меньшем содержании хрома в сплаве (до 15,0 мас. %), что существенно снижает риск выделения в процессе эксплуатации охрупчивающих ТПУ фаз как в равноосном, так и НК состояниях. Вероятно, образование большинства карбидов типа MeC на базе тантала и титана во время введения активного карбидообразователя, которым является тантал, приводит к тому, что большая часть хрома не тратится на карбиды Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, а остается в аус-

титной матрице, повышая коррозионную стойкость материала.

### Выводы

Проведенный анализ влияния температурно-временных параметров процесса направленной кристаллизации на структурные особенности, механические свойства при комнатных и высоких температурах, а также высокотемпературную коррозионную стойкость в солевых расплавах модельного сплава ХН58КВТМЮБР (базовая марка ЧС104), дополнительно легированного рением и танталом (суммарно до 3 мас. %), показал положительное влияние этих элементов на комплекс эксплуатационных характеристик, что позволило снизить содержание хрома в сплаве с целью повышения его структурной стабильности в процессе длительной наработки.

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. — М.: МИСиС, 2001. — 632 с.
2. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. — М.: Металлургия, 1995. — Т. 1. — 384 с.
3. Яцык С.И. Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных. — М.: Машиностроение, 1995. — 256 с.
4. Толораия В.Н., Орехов Н.Г., Чуварова Е.Н. Безуглеродистые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток // Литейн. пр-во. — 2012. — № 6. — 16 с.
5. Получение ориентированной структуры в отливках из жаропрочного никелевого сплава, легированного рением // Г.Ф. Мьяльница, И.И. Максютя, Ю.Г. Квасницкая и др. // Процессы литья. — № 6. — 2012. — С. 54–61.
6. Обеспечение фазово-структурной стабильности высокохромистых жаропрочных сплавов для лопаток ГТУ // Г.Ф. Мьяльница, И.И. Максютя, Ю.Г. Квасницкая и др. // Металл и литье Украины. — 2012. — № 11. — С. 16–20.
7. Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток // Е.Н. Каблов, В.Н. Толораия, Н.Г. Орехов, Е.Н. Каблов // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 2002. — № 7. — С. 2–5.
8. Каблов Е.Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений // Вестник Москов. ун-та. Сер. 2: Химия. — 2005. — № 3. — С. 155–157.
9. Толораия В.Н., Орехов Н.Г., Ломберг Б.С. Коррозионно-стойкие жаропрочные сплавы для крупногабаритных монокристаллических турбинных лопаток // Металловед. и терм. обраб. металлов. — М.: ФГУП ВИАМ. — 2001. — № 1. — С. 30–32.
10. Процессы формирования ориентированной структуры литых деталей в жаропрочных сплавах на никелевой основе // В.М. Симановский, И.И. Максютя, Ю.Г. Квасницкая // Процессы литья. — № 3. — 2010. — С. 69–75.



11. *Термофизические* особенности формирования структуры отливок, полученных методом направленной кристаллизации // В.М. Симановский, И.И. Максютя, Ю.Г. Квасницкая // Там же. — 2010. — № 6. — С. 8–13.
12. *Обеспечение* фазово-структурной стабильности высокохромистых жаропрочных сплавов для лопаток ГТУ // И.И. Максютя, Ю.Г. Квасницкая, Е.В. Михнян, А.В. Нейма // Металл и литье Украины. — 2012. — № 11. — С. 16–20.
13. *Вибір* легуючого комплексу нового корозійностійкого сплаву для соплових лопаток ГТД // Г.П. Мьяльниця, І.І. Максютя, Ю.Г. Квасницка, О.В. Михнян // Металознавство та обробка металів. — 2013. — № 2. — С. 29–33.
14. *105.15–2001*. Инструкция И ЖАКИ. Сплавы жаропрочные литейные для лопаток газовых турбин (Паспорт сплава ЧС104 ВИ). — Доп. в 2012 г.

Analyzed were correlation relations between the technological parameters of crystallization process, macro- and microstructure and also operation characteristics (short- and long-term strength, corrosion resistance) of high-chromium composition of heat-resistant nickel alloy of type KhN58KVTMYuBR alloyed by rhenium and tantalum. The obtained results gave a possibility to optimize the technological process of manufacture of blades of hydro turbine installations of a certain type and size with an oriented structure, characterized, as compared to the applied grades, by increased resistance against high-temperature creep and corrosion fracture in aggressive evolutions of heavy fuel and salts of sea water. Ref. 14, Tables 3, Figures 4.

**Key words:** heat-resistant alloys; nozzle blades; high temperature corrosion; rhenium; tantalum; strength; ductility

Поступила 18.10.2013

## УКРАИНСКАЯ «БАБОЧКА» ОТПРАВИЛАСЬ ИЗ КРАМАТОРСКА НА СЕВЕР



Протокол о приемке поворотного-разливочного стэнда, обеспечивающего непрерывную разливку стали, подписан заказчиками на Новокраматорском машиностроительном заводе Донецкой области.

Как рассказал журналистам ведущий конструктор производства металлургического и шахтно-подъемного оборудования НКМЗ Олег Санжаревский, стэнд, похожий на огромную бабочку, отгружен в адрес российских металлургов, сообщает корреспондент Укринформа.

«На Новоліпечком металургическом комбинате поворотный стэнд будет установлен на уже существующий фундамент действующей в конвертерном цехе предприятия машины непрерывной разливки стали, — поделился Олег Санжаревский. — Поэтому создавать агрегат приходилось с точностью до микрона. И в Краматорске с этим вполне справились: российские заказчики приняли изготовленный на НКМЗ агрегат без замечаний. Отличается он большой наукоемкостью, экономичностью и надежностью. Стэнд спроектирован таким образом, что может выдерживать любую комбинацию нагрузок.

Все его конструктивные элементы уникальны и обеспечивают безусловную гарантийную надежность машины. Это тем более важно, что аварии на таких производствах приравниваются к падениям самолетов. Что касается украинской техники с маркой НКМЗ, то она абсолютно надежна, а гарантированный запас ее прочности рассчитан на 15 лет».

Новокраматорский машиностроительный завод имеет большой опыт проектирования и изготовления оборудования машин непрерывной разливки стали. Сегодня они успешно работают на металлургических предприятиях Мариуполя, Енакиева, в российских городах Ярцево, Омутнинске и других.

<http://www.ukrinform.ua>