

УДК 669.245:536.421.4

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

И. И. Максьюта¹, О. В. Клясс², Ю. Г. Квасницкая¹,
Г. Ф. Мьяльница², Е. В. Михнян¹

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

²ГП 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 (γ -фаза), дисперсионное (первичная и вторичная γ' -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 γ -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 γ' -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 γ -твердого раствора и, как следствие, морфологию упрочняющей вторичной γ' -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 γ -твердого раствора и упрочняющей γ' -фазы [1–4].

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



осях дендритов и междендритном пространстве) легирующих элементов которого находятся между γ' - и γ -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 γ' -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 γ -фазы, чем γ' -фазы. Поскольку рений и тантал имеют атомный радиус больший, чем никель (соотношение для рения 1,063), они положительно воздействуют на несоответствие периодов кристаллических решеток γ - и γ' -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 γ' -фазы, тем самым повышая ее термическую стабильность. Кроме того, и рений, и тантал способствуют повышению температуры растворения γ' -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 γ' -фазы) определяли методом высокотемпературного дифференциального термического анализа (ВДТА) на установке ВДТА-8М с погрешностью ± 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 Samca-MS46 фирмы «Samca» (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 грабцентрированную 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 λ 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 λ на поперечном сечении слитка произвольной ориентации соотношением $\lambda_n = e_n \cos \alpha$, где α — 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, $\cos \alpha$

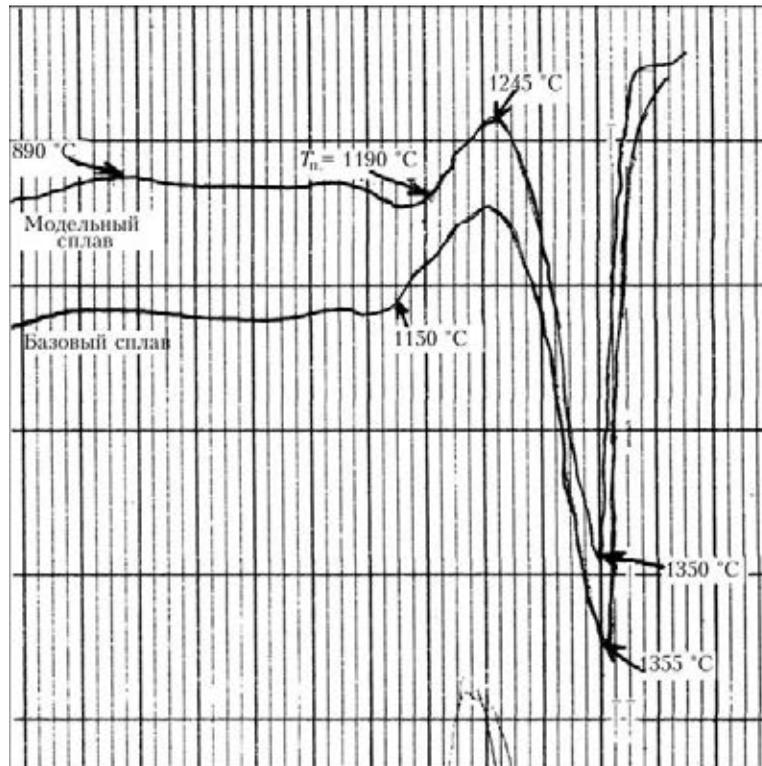


Рис. 1. Значения температуры основных фазовых превращений (T_S , T_L , $T_{п.р}$) модельного (1,5 % рения и 1,5 % тантала) и базового сплавов

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

Исследованиями подтверждено, что в осях и межосных пространствах форма и размеры частиц γ' -фазы существенно различаются (табл. 3). Следует отметить также, что и степень дисперсности первичной γ' -фазы, и объемная доля эвтектической γ' -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 γ' -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 γ' -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 Me₆C

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 γ' -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

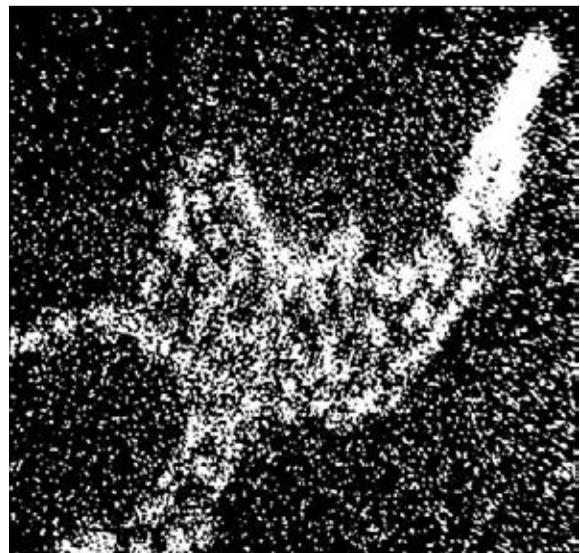


Рис. 2. Распределение тантала в карбидной фазе (MPCSA, в характеристических лучах тантала), $\times 3000$

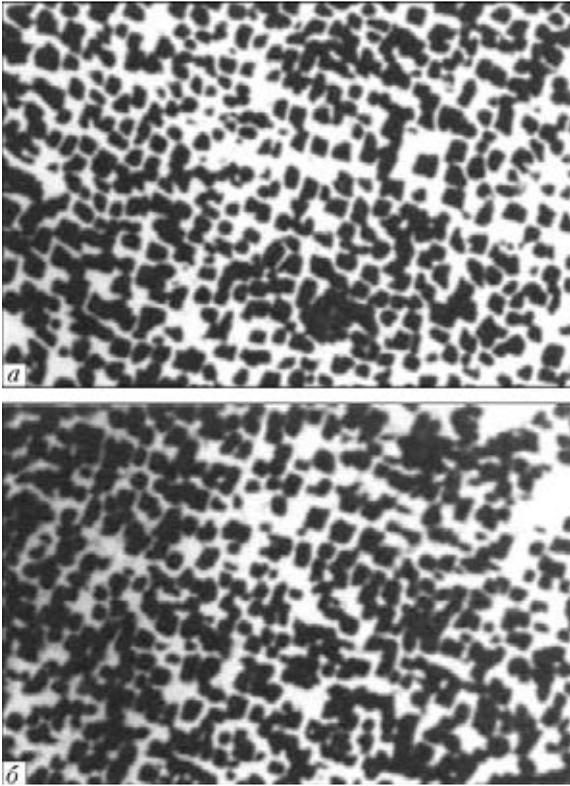


Рис. 3. Особенности морфологии упрочняющей γ' -фазы (лопатка ТВД, замковая часть): а — после литья (вакуумно-индукционная плавка, равновесное состояние); б — после НК; а, б — $\times 3000$

(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 γ' -фазы и сужения температурного интервала кристаллизации.

Вторичная дисперсная γ' -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-

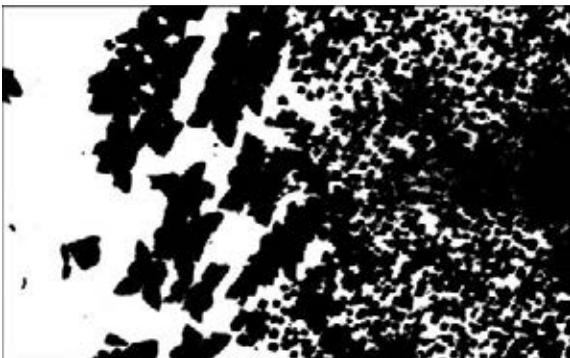


Рис. 4. Выделения γ' -фазы на границе входная кромка лопатки—срединная область после длительного старения ($T = 900$ °С, 1000 ч), угольные реплики с экстракцией

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 γ/γ' , зависит от дендритных расстояний в сплаве — чем меньше λ и объемные «островки» γ/γ' , 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» γ/γ' -эвтектики 18...25 мкм в исходном состоянии до термообработки оптимальное время гомогенизации составило 3 ч при температуре (1220 ± 5) °С, в отличие от термообработки сплава ЧС104. Выбранный режим термической обработки способствовал растворению значительной части γ/γ' -эвтектики. Так, до термообработки объемная доля эвтектики составляла 2,5...3,0 %, а после термообработки — 1,5...2,0 %, средний диаметр «островков» γ/γ' -фазы уменьшался до 15...20 мкм. Одновременно повышалась и объемная доля дисперсной γ' -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 ²	Предел выносливости на базе 2·10 ⁷ циклов, МПа	Жаропрочность, МПа, 100 ч	Скорость коррозии $v_{г\%}$, мг/(м ² ·ч)·10 ³
20	790...870	920...1050	4...7	5...10	0,10...0,18	185	—	—
	820...840	900...980	2...3	4...5				
900	570...680	640...750	9...16	9...12	—	—	280	3,2
	440...460	610...690	2...8	7...13				
950	—	—	—	—	—	—	—	4,2
	370...390	460...470	13...18	24...28				

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 γ' -фазы, так и межосных участков матрицы после НК большим объемным количеством стабильных дисперсных выделений MeC- и Me₆C-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 σ и μ 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 Me₂₃C₆, 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 Новолипецком металлургическом 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>