



## Список литературы

1. Смирягин А. П. Промышленные цветные металлы и сплавы. – М.: Металлургия, 1956. – 559 с.
2. Сучков. Д. И. Медь и ее сплавы. – М.: Металлургия, 1967. – 248 с.
3. Журавлева Л. В. Электроматериаловедение. – М.: Изд-во «Академия», ИРПО, 2000. – 312 с.
4. Захаров М. В., Захаров А. М. Жаропрочные сплавы. – М.: Металлургия, 1972. – 383 с.
5. Портной К. И., Бабич Б. Н. Дисперсноупрочненные материалы. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.
6. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди / Под ред. Н. Х. Абрикосова. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
7. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – Том 2. – 1023 с.
8. Шуміхін В. С., Плітченко В. В., Лахненко В. Л. Фазовий склад легованих латуней у литому стані та після термообробки // Металознавство та термічна обробка металів. – 2007. – № 3. – С. 41-45.

Поступила 11.07.2012

УДК 669.245:536.421.4

**Г. Ф. Мьяльница, И. И. Максюта\*, Ю. Г. Квасницкая\*,  
Е. В. Михнян\*, А. В. Нейма\***

ГП НПКГ «Зоря» – «Машпроект», Николаев

\*Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

## **ПОЛУЧЕНИЕ ОРИЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ В ОТЛИВКАХ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННОГО РЕНИЕМ**

*Проведены экспериментальные исследования, которые наряду с составом ингредиентов позволили выделить основную группу факторов, влияющих на фазово-структурные параметры ориентированной макро- и микроструктуры отливок, а именно: теплофизические свойства сплава ( $T_S$ ,  $T_L$ ) и технологические режимы процесса кристаллизации (градиент температуры  $G$  и скорость кристаллизации  $V_{кр}$ ). Проанализированы корреляционные связи между технологическими параметрами процесса кристаллизации, макро-, микроструктурой и эксплуатационными характеристиками, что дает возможность определить оптимальную композицию жаропрочного коррозионностойкого сплава для лопаток ГТУ и условия получения регулярной структуры в отливках разработанного состава.*

**Ключевые слова:** жаропрочный сплав, легирующий комплекс, ориентированная структура, температурно-временные зависимости, механические характеристики.

*Проведено експериментальні дослідження, які поряд з складом інгредієнтів дозволили виділити основну групу факторів, що впливають на фазово-структурні параметри орієнтованої макро- і микроструктури виливків, а саме: теплофізичні властивості сплаву ( $T_S$ ,  $T_L$ ) і технологічні режими процесу кристалізації (градієнт температури  $G$  і швидкість кристалізації  $V_{кр}$ ).*

Проаналізовано кореляційні зв'язки між технологічними параметрами процесу кристалізації, макро-, мікроструктурою і експлуатаційними характеристиками, що дає можливість визначити оптимальну композицію жароміцного корозійностійкого сплаву для лопаток ГТУ та умови отримання регулярної структури у виливках розробленого складу.

**Ключові слова:** жароміцний сплав, легуючий комплекс, орієнтована структура, температурно-часові залежності, механічні характеристики.

*Conducted by the authors experimental studies have highlighted the main group of factors, along with the composition of the ingredients that affect the structural parameters of the phase-oriented macro-and microstructure of the cast, namely, thermal properties of the alloy ( $T_s$ ,  $T_L$ ), and the crystallization process conditions (temperature gradient  $G$  and the rate of crystallization  $V_{cr}$ ). Analyzed the correlation between the process parameters of the crystallization process, macro-, micro-structure and operating characteristics. This makes it possible to determine the optimal composition of high-temperature corrosion-resistant alloy for gas turbine blades and conditions of regular structure in the casting of the developed formulation.*

**Keywords:** heat-resistant alloy, alloying complex, oriented structure, temperature and time dependence, the mechanical characteristics.

### Введение

Практикой современного газотурбостроения установлено, что использование лопаток ГТУ с ориентированной структурой дает возможность повысить рабочую температуру двигателей на 50–60 °С с экономией топлива, достигающей 1–3 % (по массе) [1]. Естественно, что улучшения эксплуатационных характеристик ГТУ следует добиваться, совершенствуя легирующие комплексы жаропрочных сплавов введением элементов, способствующих формированию ориентированной структуры при соответствующем подборе температурно-скоростных параметров процесса кристаллизации.

**Состояние вопроса.** Современные никелевые жаропрочные сплавы являются многокомпонентными системами, которые кроме традиционных алюминия, титана, хрома, молибдена, вольфрама и ниобия включают в свой состав также такие перспективные, с точки зрения повышения прочностных характеристик и стойкости к высокотемпературной коррозии (ВК), элементы, как рений, тантал, рутений [1–4]. При выборе легирующего комплекса для сплавов этого типа разработчики реализуют три основных термодинамически возможных вида упрочнения: твердорастворное, дисперсионное – за счет выделения в процессе кристаллизации и старения дисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы на основе стехиометрического соединения  $Ni_3(Al, Ti)$ , а также карбидное.

Исследования последних лет показали, что из всех элементов легирующего комплекса, входящих в жаропрочные сплавы рассматриваемого типа, наибольшей растворимостью в  $\gamma$ -фазе и наименьшей в  $\gamma'$ -фазе обладает рений, имеющий коэффициент распределения легирующих элементов между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами  $K/K_c = 0, 1$  [5, 6]. Следует отметить, что преимущественное растворение рения в аустенитной матрице сплава понижает скорость диффузионных процессов, контролирующих процессы разупрочнения металла в условиях высокотемпературной ползучести. Кроме того, поскольку у рения атомный радиус больше, чем у никеля (соотношение 1,063), его присутствие увеличивает период кристаллической решетки твердого раствора. Следовательно, этот элемент положительно влияет 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. Следует особо отметить, что при введении в сплавы рения содержание хрома может быть снижено, поскольку рений относится к элементам, повышающим сопротивление ВК. Однако, повышенная ликвационная способность рения, которая не устраняется полностью

даже при длительной высокотемпературной гомогенизации, при наличии в составе высокого содержания тугоплавких металлов хрома, вольфрама, молибдена, ниобия способствует образованию охрупчивающих топологически плотно упакованных фаз (ТПУ-фаз) [1-4, 6]. Эти фазы образуются, как правило, в осях дендритов и представляют собой пластины, выделяющиеся параллельно плоскостям октаэдра  $\{111\}$ . В ренийсодержащих сплавах 2 и 3-го поколений могут образовываться три типа ТПУ-фаз: ромбоэдрическая  $\mu$ -фаза, тетрагональная  $\sigma$ -фаза, орторомбическая  $P$ -фаза, причем последняя может содержать до 50 % Re и до 20 % W [1-4, 6]. Выделения такого типа могут образовываться как непосредственно после процесса НК и одно- либо двухстадийной термической обработки (гомогенизация, гомогенизация+закалка), так и при длительном ( $> 500$  ч) воздействии температуры и напряжений. Отрицательное влияние этих фаз на жаропрочные свойства сплавов проявляется в том, что они служат источником преждевременного зарождения и распространения микротрещин. Кроме того, ТПУ-фазы связывают значительное количество тугоплавких металлов и тем самым обедняют ими  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы, снижая эффективность концентрационного твердорастворного и дисперсионного упрочнений.

Учитывая вышеперечисленные факторы благоприятного влияния легирования рением на служебные характеристики жаропрочных никелевых сплавов, авторы работы использовали экспериментально-расчетные методы определения температурно-временных интервалов выделения ТПУ-фаз после длительной высокотемпературной выдержки на модельных сплавах, применяя в качестве базового серийную марку ЧС-104 [7, 8].

Подробный анализ структурно-фазового состояния модельных сплавов с контролем кратковременной и длительной прочности, стойкости к ВК в литом и термообработанном состояниях, позволил определить состав дополнительного легирующего комплекса и приступить к коррекции технологических параметров получения лопаток ГТУ требуемого типа из нового состава жаропрочного коррозионностойкого сплава.

*Цели и задачи исследования.* Известно, что к основной группе факторов, влияющих на фазово-структурные параметры ориентированной макро- и микроструктуры отливок и определяющих уровень эксплуатационных характеристик, относятся (наряду с составом ингредиентов) теплофизические свойства сплава ( $T_S$ ,  $T_L$ ) и технологические режимы процесса кристаллизации (градиент температуры  $G$  на фронте кристаллизации и скорость кристаллизации  $V_{кр}$ ). Проанализированные корреляционные связи между технологическими параметрами процесса кристаллизации, макро-, микроструктурой и эксплуатационными характеристиками дают возможность для оптимизируемой композиции сплава, легированного рением, отработать технологический процесс получения лопаток ГТУ определенного типоразмера с регулярной структурой, обладающих повышенной стойкостью к высокотемпературной ползучести и коррозионному разрушению.

*Выбор объекта и методики исследования.* Как наиболее перспективная с точки зрения обеспечения термической стабильности в условиях длительной эксплуатации при  $T = 850-900$  °С и воздействия агрессивных сред, при оптимизации состава рассматривалась базовая композиция на основе марки ЧС 104 (% , массовая доля здесь и далее): Ni основа - 0,10 С-20,0 Cr – 2,5 Al – 3,5 Ti – 10,2 Co - 0,05 Zr – 0,5 Fe, в которую, с целью повышения эксплуатационных характеристик, вводились элементы дополнительного легирующего комплекса (0,20-0,60) Mo – (2,0-5,0) W – (0,10-0,40) Nb – (1,0-3,0) Ta – (1,0-3,0) Re.

Цилиндрические заготовки для модельных сплавов выплавляли в ФТИМС НАНУ из первичной шихты на литейных агрегатах УППФ-2 и УППФ-3М (Россия, Ржев) по разработанной для сплавов этого класса технологической карте (давление в печи составляет 1,2-2,5 Па, температура заливки в формы – 1560-1580 °С, температура формы – 800 °С). Отработку температурно-скоростных параметров процесса получения отливок с образцами-свидетелями проводили в условиях

комбинированного (радиационного и конвективного) охлаждения формы (жидкий алюминий) при вариациях скоростей кристаллизации  $V_{кр} = 5, 10 \text{ мм/мин}$  на высокоградиентной установке для направленной кристаллизации УВНК-8П совместно с ГП НПКГ “Зоря” – “Машпроект”, Николаев.

Для выплавки первичных заготовок использовали основные шихтовые материалы: кобальт электролитический К0, К1 (ГОСТ 123-98); никель электролитический НО, катодный марки Н1 (ГОСТ 849-80); хром электролитический рафинированный ЭРЖ либо хром металлический ХО; молибден в штабиках технически чистый; алюминий марки А99 (ГОСТ 1405-83); тантал пруток 99,9 % мас.; рений – сплав Re 0, Re 1.

Литые заготовки опытных образцов и лопаток подвергали двухступенчатой термической обработке в вакууме. Температуры основных фазовых превращений ( $T_S$ ,  $T_L$ ,  $T_{п.р}$  – полного растворения  $\gamma'$ -фазы) определяли методом высокотемпературного дифференциального термического анализа (ВДТА) на установке ВДТА-8М с точностью 5 °С.

Количество основных компонентов сплавов и примесей определяли химическим методом по стандартным методикам, микролегирующие добавки контролировали химико-спектральным методом с точностью  $\pm 0,001 \%$ .

Для исследования макро- и микроструктуры применяли световой «Neofot 2» и электронный «ЭМВ-100ЛМ» микроскопы. Фазовый анализ сплавов осуществляли электрохимическим изолированием интерметаллидных и карбидных фаз в метанольном травителе с последующим рентгеноструктурным и химическим анализами анодных осадков. Распределение легирующих элементов между фазами изучали на микроанализаторах JXA8600 фирмы JEOL (Япония) и Cameca – MS46 фирмы CAMECA (Франция). Содержание газов (кислорода, азота, водорода), углерода и серы в твердом металле определяли на анализаторах фирмы “Леко” (США): RO-17, TN15, RH2, CS-144 соответственно.

Механические испытания образцов на кратковременную прочность проводили на стандартных цилиндрических образцах с рабочей частью диаметром 5 и длиной 25 мм по ГОСТу 9651-84 при температурах 20, 700-950 °С на разрывной машине марки УМЭ-10ТМ. Испытания на длительную прочность осуществляли по ГОСТу 10145-81 на разрывных машинах марки АИМА-5-2 при параметрах, предусмотренных для сплавов нормативной документацией.

В качестве материала форм использовали многослойную керамику на основе электрокорундовой суспензии с модификаторами, повышающими термическую прочность форм [9]. В качестве стержней для формирования внутренней полости лопатки были опробованы как стержни на основе корунда, так и циркона, модифицированного кремнием и комплексным модификатором Al+Si [9].

### *Проведение экспериментов и обсуждение результатов*

Применение ВДТА позволило установить смещение уровня значений для критических точек ( $T_L$ ,  $T_{п.р}$ ) в сторону повышения при введении рения в количестве 1,5-3,0 %, а именно, до 1245, 1350 и 1255, 1365 °С соответственно (рис. 1). Таким образом, наиболее важным подтверждением факта положительного влияния рения является возможность увеличения температурного уровня работоспособности разрабатываемой композиции за счет повышения температурного порога растворения  $\gamma'$ -фазы.

Учитывая ранее установленные авторами данной статьи [8] «безопасные» суммарные уровни введения в разрабатываемую композицию комплекса тугоплавких металлов, при которых не происходит выделения охрупчивающих ТПУ-фаз, количество рения в модельных сплавах при отработке технологического процесса получения отливок составляло 1,5 %.

Для определения влияния температурно-временных параметров процесса кристаллизации на формирование дендритной структуры, карбидов MeC, эвтектической и вторичной  $\gamma'$ -фаз (дисперсность, химический состав в осях 1 и 2-го порядков, междендритное пространство) на 1-м этапе исследования особое внимание уде-

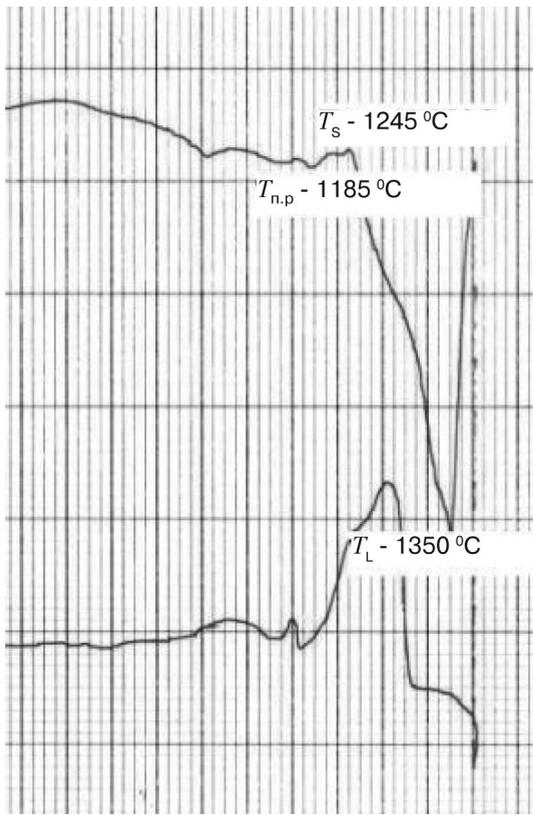


Рис. 1. Температуры основных фазовых превращений ( $T_s, T_L, T_{n.p.}$ ) сплава оптимального состава, определенные методом ВДТА

ляли методике определения локальных значений градиента температуры  $G$  на фронте кристаллизации и скорости перемещения фронта роста  $V_{кр}$ . Скорость кристаллизации при получении отливок из модельных сплавов варьировали на 3-х уровнях: 2...5...10 мм/мин, градиент температур на фронте кристаллизации составлял 15-20  $^\circ\text{C}/\text{см}$ .

Следует отметить, что локальные значения параметров процесса НК в течение всей плавки рассчитывали по распределению температуры в объеме кристаллизуемой отливки, измеренной экспериментально в 4-х точках вдоль оси отливки с помощью вольфрам-ренийевых 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 по методике, предложенной в работе [10]. Это дает возможность находить положение фронта кристаллизации  $X_s$ , используя то, что в определенный момент времени  $\tau_i$  оно соответствует точке пересечения кривых распределения температуры

вдоль оси слитка изотермой солидуса  $T_s$ . Градиент температуры на фронте кристаллизации определяется при этом по наклону касательной к кривой  $T(x)$  в точке  $X_s$ .

Междендритное расстояние  $\lambda$  рассчитывали как среднестатистическое между дендритными осями первого порядка, измеренное в кратчайшем направлении, то есть  $\langle 001 \rangle$ , и определяемое графически с помощью среднего расстояния  $\lambda$  на поперечном сечении слитка произвольной ориентации соотношением

$$\lambda_{\Pi} = \bar{e}_n \cdot \cos \alpha, \tag{1}$$

где  $\alpha$  – угол между плоскостью  $\{001\}$ , образовавшей след, и осью слитка [1, 10].

Величину  $\bar{e}_n$  рассчитывали по плотности дендритных рядов, укладываемых в линейный ряд на микрофотографиях в направлении, перпендикулярном рядам, в соответствии с методикой авторов [10]. Для статистической достоверности рассматривали не менее 3-х полей зрения в 5-ти зернах,  $\cos \alpha$  измеряли по продольному разрезу, рассекающему тело зерна на поперечном шлифе. Количественное измерение объемной доли и размера фазовых составляющих проводили на анализаторе «Квантимет-720», совмещенном с растровым микроскопом JSM-840. Относительная точность определения указанных величин составила 5-10 %. Для измерения коэффициентов ликвации легирующих элементов использовали количественный поэлементный анализ, проводимый методом МРСА.

В данной работе, как и в предыдущих, посвященных исследованию сплавов типа ЧС 88 [11], экспериментально подтверждали, что с увеличением скорости кристал-

лизации от 5 до 10 мм/мин измельчается дендритная структуры отливки, уменьшаются размеры частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, эвтектической составляющей  $\gamma-\gamma'$ , а также карбидов MeC, меняется и объемное содержание этих фаз, (рис. 2, таблица).

Это объясняется тем, что скорость кристаллизации влияет не только на междендритные расстояния, но и на любые диффузионно контролируемые процессы, в том числе на процессы зарождения и роста фаз в твердом и жидком состояниях, в данном случае первичной и вторичной  $\gamma'$ -фазы. При этом следует отметить, что степень дисперсности фазовых составляющих более чувствительна к химическому составу сплава, чем размер дендритной ячейки, так как, прежде всего, определяется диффузией в твердом состоянии, существенно зависящей от соотношения легирующих элементов в сплаве, в отличие от коэффициента диффузии в расплаве [1, 6, 10]. При этом степень дисперсности эвтектической  $\gamma'$ -фазы, располагающейся в межсосновых пространствах в виде «островков» неправильной формы (рис. 2), зависит как от скорости охлаждения в твердожидкой области, где возникают зародыши эвтектики, так и от диффузии в твердом состоянии, контролирующей гетерогенный рост этих зародышей, причем последние служат подложкой для выделяющихся частиц. Металлографический анализ подтвердил, что в осях и межсосновых пространствах форма и размеры частиц  $\gamma'$ -фазы существенно различаются (рис. 2). Следует

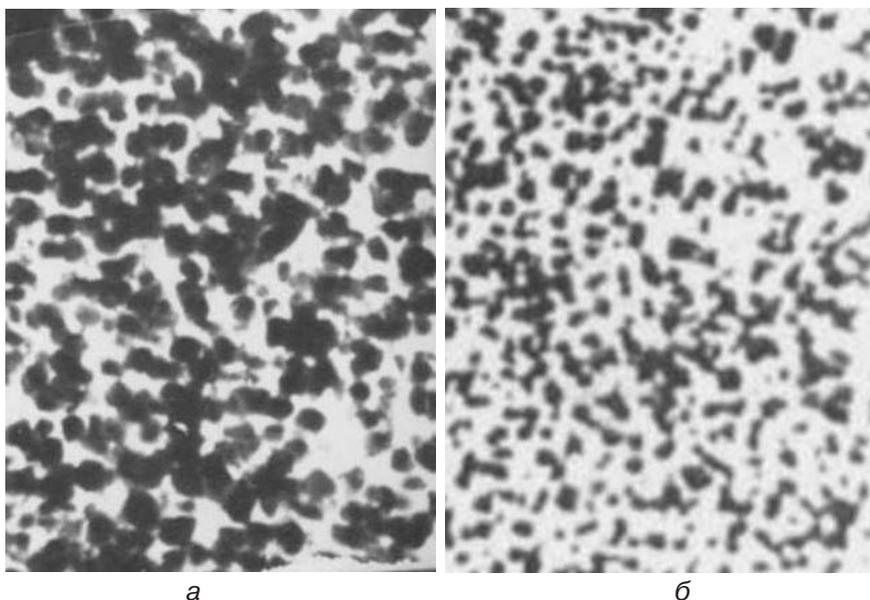


Рис. 2. Выделения  $\gamma'$ -фазы при различных скоростях кристаллизации в модельном сплаве с 1,5 % Re: а –  $V_{кр} = 5$  мм/мин; б –  $V_{кр} = 10$  мм/мин,  $\times 5000$

### Влияние скорости кристаллизации на параметры структурных составляющих сплава с 1,5 % Re

Параметры структурных составляющих	Скорость кристаллизации, мм/мин	
	5	10
Междендритное расстояние $\lambda_D$ , мкм	250	200
Средний размер островков эвтектической $\gamma'$ -фазы, мкм	10	7
Средний размер частиц вторичной $\gamma'$ -фазы в межсосновых пространствах, мкм	0,6	0,4
Средний размер частиц карбидов MC-типа, мкм	2	1,5
Средний размер частиц вторичной $\gamma'$ -фазы в осях дендритов, мкм	0,7	0,3

## Новые литые материалы

также отметить, что объемная доля эвтектической  $\gamma'$ -фазы увеличивается с ростом скорости кристаллизации, что свидетельствует о неравновесном характере этой фазы, но точное количественное определение объемной доли частиц  $\gamma'$ -фазы в осях дендритов и межосных пространствах затруднено из-за очень малых размеров этих частиц.

Так как основная масса карбидов MeC в исследуемом сплаве выделяется из расплава вблизи температуры солидуса (см. рис. 1), располагаясь в межосных пространствах, то и размеры карбидов, подобно островкам эвтектической  $\gamma'$ -фазы, уменьшаются с ростом скорости кристаллизации, согласованно с размером дендритной ячейки (таблица).

Более выраженную зависимость размера частиц вторичной  $\gamma'$ -фазы в осях дендритов от скорости кристаллизации можно, вероятно, объяснить усилением ликвационной неоднородности в изученном диапазоне скоростей кристаллизации. Особенно это касается тугоплавких металлов, входящих в состав сплава, прежде всего, рения. Так, поскольку оси дендритов (данные МРСА) в большей степени обогащаются рением, который наиболее эффективно тормозит распад твердого раствора и замедляет диффузию, то это и способствует выделению упрочняющих частиц меньшего размера округлой формы. Количество вторичной  $\gamma'$ -фазы в осях также уменьшается в связи с высоким коэффициентом ликвации рения в междендритные пространства.

Для сплава с гарантированно «безопасным» содержанием ТМ ( $\Sigma TM = 24,4\%$ , мас.) относительно выделения охрупчивающих ТПУ-фаз при 1,5 % Re определены физико-механические свойства при комнатных и высоких температурах, в том числе длительная прочность в литом и термообработанном состояниях (рис. 3).

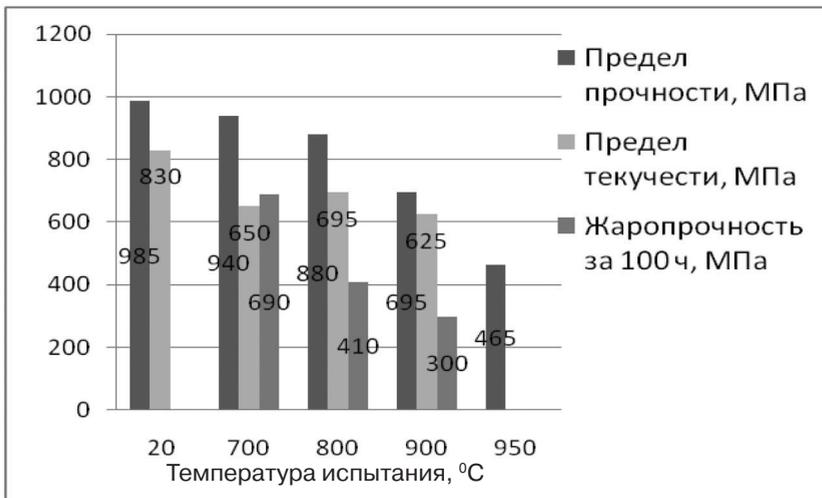


Рис. 3. Механические характеристики сплава разработанного состава с 1,5 % Re

### Выводы

- Увеличение скорости кристаллизации от 5 до 10 мм/мин для разработанного состава приводит к смещению фронта кристаллизации в сторону холодильника, условия кристаллизации дестабилизируются, в отливках наблюдаются обширные зоны с ячеисто-дендритной кристаллизацией, происходит интенсивное развитие дендритных осей второго порядка. Таким образом, с учетом морфологических параметров структурных составляющих и степени регулярности структуры оптимальный уровень скорости кристаллизации для отливок требуемого типоразмера составляет 5 мм/мин.

• Уровень механических характеристик для разрабатываемого сплава в состоянии после НК и термообработки соответствует требованиям технической документации на данный вид изделия. Подтверждена повышенная коррозионная стойкость образцов сплава в солевых расплавах и продуктах сгорания тяжелого топлива по сравнению с изделиями из серийных марок аналогичного назначения.

• Вопросы взаимовлияния состава ингредиентов легирующего комплекса на диффузионные характеристики элементов, а значит, на коэффициенты ликвации и, как следствие, морфологические особенности структурных составляющих, являются задачей дальнейших исследований, позволяющих выявить степень комплексного влияния легирования рением, танталом и другими перспективными элементами (в частности, рутением) на физико-механические свойства разрабатываемых систем сплавов.



### Список литературы

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 ГТД. – М.: Машиностроение, 1995. – 256 с.
4. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др. – Киев: Наук. думка, 1987. – 256 с.
5. Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток / Е. Н. Каблов, В. Н. Толораия, Н. Г. Орехов и др. // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 2002. – № 7. – С. 2-5.
6. Каблов Е. Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов содержащих рений // Вестн. Моск. ун-та. Химия. – 2005. – Т. 46, № 3. – С. 155-157.
7. Инструкция И ЖАКИ. 105,509-2001: Сплавы жаропрочные литейные для лопаток газовых турбин (Паспорт сплава ЧС 104ВИ).
8. Обеспечение фазово-структурной стабильности высокохромистых жаропрочных сплавов для лопаток ГТУ / И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, Е. В. Михнян и др. // Металл и литье Украины. – 2012. – №11. – С. 16-20.
9. Сімановський В. М. Теорія та технологія модифікування формувальних сумішей для виливків зі спеціальних сплавів: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Київ, 2008. – 36 с.
10. Влияние направленной кристаллизации на фазовый состав и дисперсность структуры никелевых сплавов / И. Л. Светлов, Е. А. Кулешова, В. П. Монастырский и др. // Металлы. – 1990. – № 1. – С. 86-93.
11. Теплофизические особенности формирования структуры отливок, полученных методом направленной кристаллизации / В. М. Симановский, И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая и др. // Процессы литья. – 2010. – № 6. – С. 8-13.

Поступила 01.10.2012