



## 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. Мьяница, 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 мікроструктури 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-

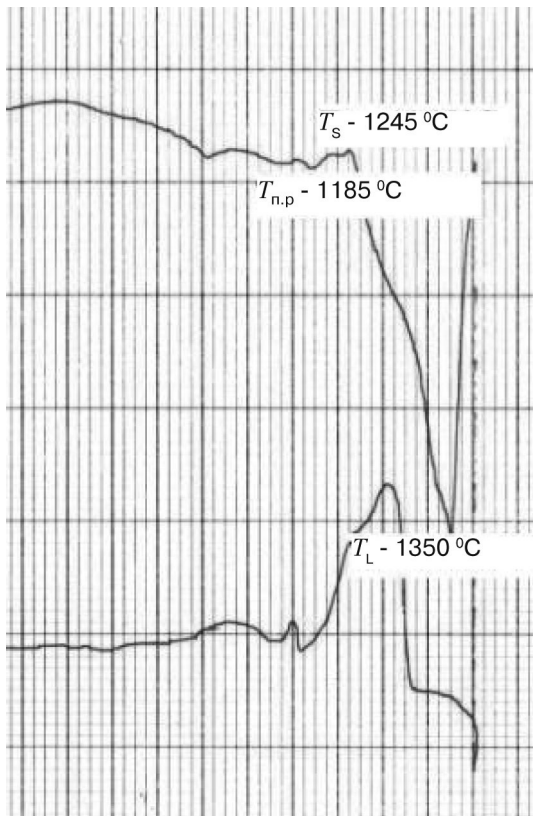


Рис. 1. Температуры основных фазовых превращений ( $T_s, T_L, T_{n.p.}$ ) сплава оптимального состава, определенные методом ВДТА

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

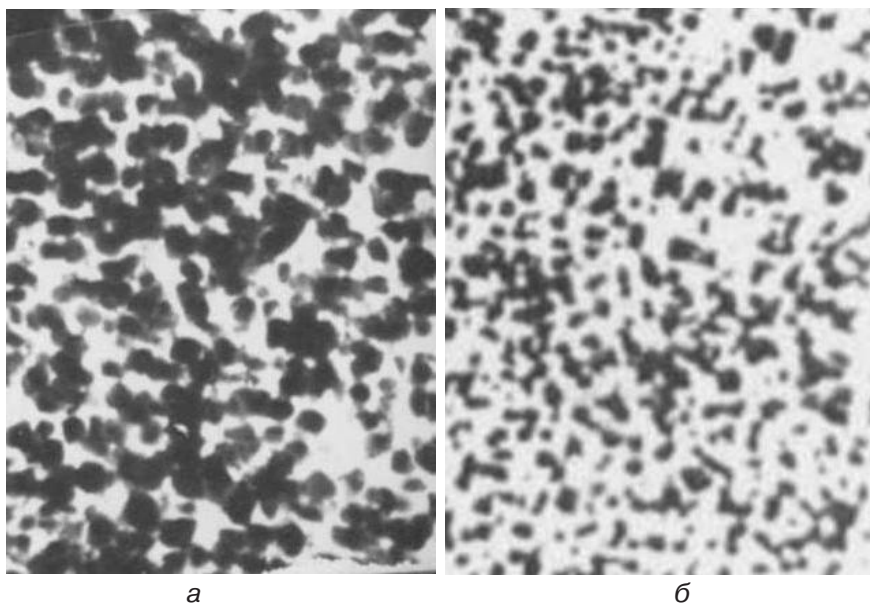


Рис. 2. Выделения  $\gamma'$ -фазы при различных скоростях кристаллизации в модельном сплаве с 1,5 % Re: а –  $V_{кр} = 5$  мм/мин; б –  $V_{кр} = 10$  мм/мин,  $\times 5000$

### 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).

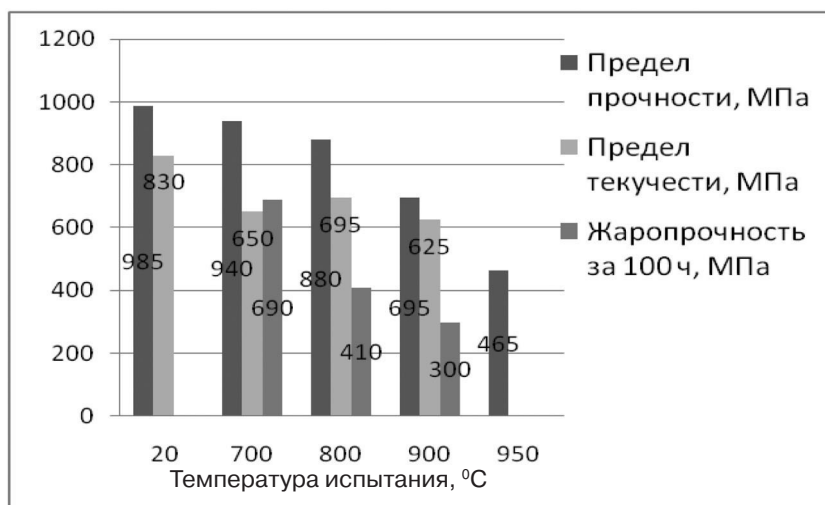


Рис. 3. Механические характеристики сплава разработанного состава с 1,5 % Re

### 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