

УДК 669.245:536.421.4

И. И. Максюта, Ю. Г. Квасницкая, А. М. Верховлюк,  
Г. Ф. Мьяльница\*

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

\* ГП НПКГ «Зоря»-«Машпроект», Николаев

## ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСНЫХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК ПУТЁМ ОПТИМИЗАЦИИ ЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПЛЕКСА

*Рассмотрены основы легирования и структурообразования жаропрочных сплавов на никелевой основе типа ХН57КВЮТМБРЛ с карбидным и интерметаллидным упрочнением. Полученные авторами экспериментальные данные структурно-фазового состояния модельных сплавов дали возможность выявить температурно-временные зависимости образования охрупчивающих фаз после длительного старения и определить граничные безопасные уровни комплексного легирования тугоплавкими металлами: хромом, вольфрамом, молибденом, ниобием, рением и танталом новой композиции коррозионностойкого жаропрочного сплава для лопаток газотурбинных установок.*

**Ключевые слова:** жаропрочный сплав, структурно-фазовое состояние модельных сплавов, температурно-временные зависимости, длительное старение, легирующий комплекс, рений, тантал.

*Розглянуто основи легування і структуроутворення жароміцних сплавів на нікелевій основі типу ХН57КВЮТМБРЛ з карбідним та інтерметалічним зміцненням. Одержані авторами експериментальні дані структурно-фазового стану модельних сплавів дали можливість виявити температурно-часові залежності утворення окрихчуючих фаз після тривалого старіння та визначити безпечні рівні комплексного легування тугоплавкими металами: хромом, вольфрамом, молибденом, ніобієм, ренієм і танталом нової композиції коррозійностійкого жароміцного сплаву для лопаток газотурбінних установок.*

**Ключові слова:** жароміцний сплав, структурно-фазовий стан модельних сплавів, температурно-часові залежності, довготривале старіння, легуючий комплекс, рений, тантал.

*There are discussed the foundation of alloying and structure formation of high-temperature alloy ХН57КВЮТМБРЛ based on nickel type with carbide and intermetallic strengthening. It was obtained experimental data on the structural-phase state of the modelling alloys that gave an opportunity to identify the temperature-time dependences of formation of embrittling phases after long-term ageing and also to determined safe threshold levels of complex alloying by refractory metals, such as chromium, tungsten, molybdenum, niobium, rhenium and tantalum of a new composition of corrosion resistaing high-temperature alloy for blades of gas turbine units.*

**Keywords:** high-temperature alloys, structural-phase state of modelling alloys, temperature-time dependence, long-term aging, alloying complex, rhenium, tantalum.

### Введение

Для деталей горячего тракта газотурбинных установок (ГТУ), способных выдерживать высокие температуры и динамические нагрузки при длительном сроке службы в агрессивных продуктах сгорания топлива, основным конструкционным материалом являются высокотемпературные никелевые сплавы. Известно, что высокая жаропрочность достигается как эффективным комплексным легированием, так и высокотемпературной фазово-структурной стабильностью. Так, жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основе 3-5 поколений являются сложнелегированными гетерофазными системами, в которых реализуются

три основных термодинамически возможных вида упрочнения: твёрдорастворное аустенитное ( $\gamma$ -фаза), дисперсионное (первичная и вторичная  $\gamma'$ -фаза на основе соединения  $Ni_3(Al, Ti)$  и карбидное [1-4]. Такие элементы, как хром, молибден, вольфрам, ниобий, рений, тантал, входящие в аустенитную матрицу на никелевой основе, являются как упрочнителями твёрдого раствора, так и активными карбидообразующими. Количество этих элементов, введённых в состав легирующего комплекса, коррелирует с основными механическими характеристиками, в том числе длительной прочностью. Однако, для ГТУ транспортного и стационарного назначения, в том числе газоперекачивающих станций, особое значение, наряду с механическими характеристиками, приобретает стойкость к высокотемпературной коррозии (ВТК), вызванной высокоскоростным газовым потоком, как с агрессивными составляющими дизельного и газообразного топлива, а также и солями морской воды. Для повышения высокотемпературной стойкости к коррозионно-эрозионным разрушениям в основной легирующий комплекс необходимо вводить большее содержание хрома (16-20 %мас.\*) по сравнению с материалами для авиадвигателей (3-10 %) [1-4]. Известно, что в последние годы с целью повышения эксплуатационных характеристик активно используют для легирования жаропрочных сплавов такие перспективные с точки зрения повышения длительной прочности и стойкости к ВТК элементы, как рений, тантал, рутений [1-5].

Изучение научно-патентной литературы о влиянии этих элементов в высокохромистых сплавах на их фазово-структурную стабильность при длительной наработке, особенно в сплавах с ориентированной структурой, свидетельствует о недостаточности сведений, касающихся этого вопроса, что вызывает необходимость проведения комплекса исследований при разработке новых составов сплавов.

### *Состояние вопроса*

Структурная стабильность содержащих рений и тантал сплавов, рассматриваемых в данной работе, связана с возможностью образования в сплаве интерметаллидных топологически плотно упакованных фаз (ТПУ-фаз) типа сигма-фазы –  $(Cr, Mo)_x(Ni, Co)_y$ , где  $x$  и  $y$  могут изменяться в пределах от 1 до 7 [1, 2, 5]. Их формирование в аустенитной матрице, особенно в процессе старения сплава, может приводить к охрупчиванию. Возможность реализации этого процесса будет определяться как общим суммарным содержанием тугоплавких элементов в сплаве, так и их соотношением.

Так, введение в состав сплава таких элементов, как рений и тантал, для сохранения фазово-термической стабильности в процессе эксплуатации двигателя, возможно только при определённом балансе вольфрама, молибдена, ниобия, хрома [1-4]. При комплексном легировании композиции тугоплавкими металлами следует учитывать также их коэффициенты ликвации, особенно при получении сплавов с ориентированной структурой. Кроме того, легирование сплава элементами, повышающими разность плотности основного расплава и ликвата, что относится как к  $\gamma'$ -образующим элементам (Al, Ti, Nb и др.), так и к тугоплавким элементам (W, Re, Mo, Ta и др.), может способствовать в процессе направленной кристаллизации (НК) образованию поверхностных дефектов ликвационного происхождения, особенно при относительно низких скоростях кристаллизации [1-2]. При этом значительно снижать либо исключать с целью недопущения выделения ТПУ-фаз такие элементы, как молибден, вольфрам, ниобий нерационально, так как каждый из них контролирует в определённой степени фазово-структурные процессы. Так, молибден, являясь упрочнителем твёрдого раствора, вносит существенный вклад в изменение параметра  $\gamma$ -твёрдого раствора и, как следствие, морфологию упрочняющей вторичной  $\gamma'$ -фазы, делая её кубической, способствуя высокому сопротивлению ползучести жаропрочных сплавов. Компенсировать же полное исключение из состава сплава такого элемента, как ниобий, положительно влияющего на

\* (массовая доля здесь и далее)

жидкотекучесть сплава при литье, возможно только за счёт комплексного изменения соотношения легирующих элементов, меняющих параметры как  $\gamma'$  -твёрдого раствора, так и упрочняющей  $\gamma'$ -фазы [1-4]. Как известно, 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]. Преимущественное растворение рения в аустенитной матрице сплава понижает скорость диффузионных процессов, контролирующую разупрочнение металла в условиях высокотемпературной ползучести, тем самым тормозя скорость коагуляции и растворения  $\gamma'$ -фазы. Это способствует сохранению длительной прочности за счёт повышения высокотемпературной стабильности твёрдого раствора.

Поскольку кристаллические решётки охрупчивающей  $\sigma$ -фазы и карбида  $M_{23}C_6$  когерентны, то  $\sigma$ -фаза часто зарождается на выделениях карбида  $M_{23}C_6$ . Такого типа фазы, выделяясь в виде пластин, резко снижают сопротивление сплавов разрушению при высокой температуре и оказывают при этом значительное отрицательное влияние на пластичность и долговечность [1-5]. Наиболее актуальной задачей определения «безопасного» граничного введения комплекса тугоплавких элементов становится в высокохромистых (более 12-15 %мас.) жаропрочных сплавах для рабочих и направляющих лопаток судовых и энергетических ГТУ.

### *Цель и задачи проведённых исследований*

Авторы в процессе разработки более термически- и коррозионностойких композиций жаропрочных сплавов для рабочих лопаток ГТУ ставили задачу экспериментального моделирования процесса высокотемпературного старения и изучения кинетики образования ТПУ-фаз с целью определения «безопасных» с точки зрения выделения охрупчивающих фаз интервалов легирования эффективными тугоплавкими металлами (ТМ) – рением и танталом. Данную работу проводили совместно с коллективом сотрудников ведущего отраслевого предприятия газотурбостроения Украины ГП НПКГ «Зоря»-«Машпроект» (Николаев) на базе их производственных мощностей.

При отборе наиболее перспективных систем легирования использовали метод математического планирования экспериментов [6]. Параметрами оптимизации выбраны длительная прочность ( $\sigma$ , время до разрушения под нагрузкой  $\sigma = 200$  МПа при температуре  $T = 900$  °С) и коррозионная стойкость модельных сплавов (потеря массы образцов,  $mg/m^2 \cdot час \cdot 10^4$ ) в расплаве  $75\%Na_2SO_4 + 25\%NaCl$  при  $900$  °С,  $\tau = 100$  часов). Была задействована многофакторная схема, соответственно которой эффективность влияния какого-либо фактора (количество введённого дополнительного легирующего элемента) определили по результатам всех опытов, то есть оценивали комплексно. При зафиксированном содержании хрома, углерода, кобальта, алюминия, титана, циркония, количество других элементов изменяли относительно выбранного основного уровня с повышением его до максимального и снижением до минимального уровня. Локальная область смены факторов была определена априорным путём на основании предыдущих исследований авторов и анализа научно-патентной литературы [1-5]. Расчёты, проведённые для обоих параметров оптимизации, свидетельствуют, что обе модели при выбранном уровне значимости 0,05 % можно рассматривать как адекватные [6]. Проверив с помощью критерия Стьюдента [6] математическую гипотезу статистической значимости каждого из коэффициентов, составили уравнения регрессии.

Принимая во внимание вышесказанное и проанализировав абсолютную величину коэффициентов регрессии, был сделан вывод, что наиболее заметное влияние на повышение длительной прочности при температуре  $900$  °С возможно при введении тантала и рения по верхнему уровню, то есть до 5 % каждого из двух элементов с одновременным снижением вольфрама и молибдена до нижнего уровня; влияние ниобия является незаметным согласно незначимости соответственного коэффициента регрессии. При анализе отдельного и парного влияния элементов на уровень коррозионной стойкости было установлено, что легирование танталом,

учитывая его значимое позитивное влияние на длительную прочность и малозаметное негативное влияние на коррозионную стойкость, нужно вести по верхнему уровню. Относительно отдельного действия прочих элементов (молибдена, ниобия, рения, вольфрама), если их вводить по верхнему уровню, можно наблюдать повышение коррозионной стойкости (снижается потеря массы). Однако, анализируя парное влияние элементов, можно считать, что почти все они комплексно при повышении до верхнего уровня незначительно влияют на коррозионную стойкость. Так, если принять во внимание, что верхний и средний уровень для вольфрама запрещён в связи с негативным влиянием на длительную прочность, оставляем его на основном уровне – 6,3 %. Влияние ниобия на длительную прочность незаметно, однако он может существенно улучшить коррозионную стойкость, и с учётом парного влияния оставляем его количество на основном уровне (0,3 %).

После анализа коэффициентов регрессии для обоих оптимизированных параметров можно определить состав дополнительного легирующего комплекса в таком виде: Ta-3,3; Mo-1,15; Nb-0,3; Re-4,0; W-6,3.

Подробный анализ структурно-фазового состояния модельных сплавов с контролем кратковременной и длительной прочности, стойкости к высокотемпературной коррозии, как в литом, так и термообработанном состоянии для разных стадий старения, позволил выявить температурно-временные зависимости образования ТПУ-фаз для разного уровня легирующего тугоплавкими металлами.

### *Выбор объекта и методики исследования*

При оптимизации состава, как наиболее перспективная с точки зрения обеспечения термической стабильности в условиях длительной эксплуатации при  $T = 850-900$  °C и воздействия агрессивных сред, рассматривалась базовая композиция на основе марки CM 88Y(%мас.) [7]: Ni основа-0,06C-15,9Cr -3,05Al -4,6Ti-11,0Co-2,0Mo-5,1W-0,2Nb-0,05Zr-0,3Fe, в которую, с целью повышения эксплуатационных характеристик, вводили элементы дополнительного легирующего комплекса.

Заготовки для модельных сплавов выплавлялись в ФТИМС НАНУ из первичной шихты на литейном агрегате УППФ-2 (Россия, Ржев) по разработанной для сплавов этого класса технологической карте [8].

Для выплавки первичных заготовок были использованы основные шихтовые материалы: кобальт электролитический K0 / K1 (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 Ре0, Ре1.

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

Исследование макро- и микроструктуры проводили с помощью светового «Neofot 2», сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments», Великобритания). Шлифы для металлографических исследований подвергали химическому травлению в реактиве Марбле ( $\text{CuSO}_4$  – 4 г,  $\text{HCl}$  – 20 мл, вода – 20 мл). Для выявления  $\gamma'$ -фазы использовали реактив следующего состава:  $\text{FeCl}_3$  – 5 г,  $\text{HCl}$  – 50 мл,  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  – 100 г. Дифференциацию интерметаллидной, карбидной и боридной фаз осуществляли свежеприготовленным подогретым раствором Мураками:  $\text{K}_3\text{Fe}_3(\text{CN})_6$  – 10 г,  $\text{KOH}$  – 10 г,  $\text{H}_2\text{O}$  – 50 мл. Величину, форму частиц  $\gamma'$ -фазы и карбидов, характер их распределения изучали на электронном микроскопе на одноступенчатых угольных репликах методом экстрагирования фаз. Электролитическое травление для растворения матрицы проводили в метиловом травителе состава (%мас.):  $\text{H}_2\text{SO}_4$  – 5, глицерин – 10, остальное – метиловый спирт, при плотности тока  $0,2$  А/см<sup>2</sup>. Угольные реплики, укрепленные плёнкой (0,5 %мас.) раствора коллодия в этилацетате, отделяли однопроцентным раствором серной кислоты в метиловом спирте при плотности тока  $0,5$  А/см<sup>2</sup> с последующей промывкой в дистиллированной воде.

Фазовый анализ сплавов осуществляли электрохимическим изолированием интерметаллидных и карбидных фаз в метанольном травителе с последующим рентгеноструктурным и химическим анализом анодных осадков. Распределение легирующих элементов между фазами изучалось на микроанализаторах JXA8600 JEOL (Япония) и Cameca – MS46 CAMECA (Франция). Запись по элементам в режиме вторичной электронной эмиссии. Размер площади сканирования составлял  $200 \times 100$  мкм с увеличением от 400 до 4000 раз.

Анализ содержания газов (кислорода, азота, водорода), углерода и серы в твёрдом металле проводили на анализаторах фирмы «Леко» (США): RO-17, TN15, RH2, CS-144, соответственно. Нижняя граница определяемых концентраций (%мас.) по кислороду, азоту и водороду составляет соответственно  $(1-2) \cdot 10^{-4}$  и  $4 \cdot 10^{-6}$ , по углероду и сере –  $1 \cdot 10^{-3}$ . Для навески в 1 г относительная ошибка не превышала 10 %.

Фазовый состав изучали также рентгенографическим способом на столбиках, изготовленных из литых и состаренных образцов, а также после испытаний на растяжение, протравленных до диаметра 0,4-0,5 мм в смеси HF и  $\text{HNO}_3$ . Съёмка дебаеграмм проводилась на медном  $K_\alpha$ -излучении при  $U = 30-35$  кВ и  $I = 12$  мкА с вращением образца. Определение параметров кристаллической решётки проводили фотометодом по общепринятой методике, используя камеру КРОСС, установленную на аппарате УРС-55, на образцах диаметром 10 и длиной 50 мм. Параметры кристаллической решётки расшифровывали, используя уравнение Вульфа-Брегга.

Температуры основных фазовых превращений ( $T_s$ ,  $T_L$ ,  $T_{п.р.}$  – полного растворения  $\gamma'$ -фазы) определяли методом высокотемпературного дифференциального термического анализа (ВДТА) на уникальном оборудовании Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины – приборе STA 449F1 немецкой фирмы NETZSCH. Точность измерения температур составляет  $\pm 1,5$  °С.

Механические испытания образцов на кратковременную прочность выполняли на стандартных цилиндрических образцах с рабочей частью диаметром 5, 10 и длиной 25 мм по ГОСТ 9651-84 при температурах 20, 700-950 °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. Стойкость сплава к ВТК оценивали по удельной потере массы образцов, средней скорости коррозии и глубине коррозионного проникновения. Образцы выдерживали в тиглях с расплавом солей  $75\% \text{Na}_2\text{SO}_4 + 25\% \text{NaCl}$  при температуре 900 °С, продолжительность выдержки образцов – 100 и 200 ч.

### *Анализ экспериментальных данных и обсуждение результатов*

Отметим, что в представленных в научной литературе [1-4] расчётно-эмпирических методах анализа фазово-структурной стабильности многокомпонентных жаропрочных сплавов, состав и содержание  $\gamma$ -твёрдого раствора и  $\gamma'$ -фазы рассматривается, как правило, после литья и термической обработки и, следовательно, в основном является метастабильным. Но необходимо учитывать, что фазовый состав сплавов этого типа существенно изменяется при эксплуатации в интервале температур 750-950 °С. При этом, как показывают результаты проведённого высокотемпературного дифференциального термического анализа (ВДТА), см. рисунок, температуры солидуса и ликвидуса являются:  $T_s = 1280$  и  $T_L = 1320$  °С соответственно, температуры начала и полного растворения ( $T_{п.р.}$ )  $\gamma'$ -фазы 900 и 1160 °С. Исходя из результатов термографии, авторы провели коррекцию выбора граничных (по максимуму и минимуму) интервалов комплексного легирования ТМ, исключающих образование ТПУ-фаз, изучив кинетику фазовых превращений в литом и термообработанном состояниях модельных сплавов после старения (500, 1000 ч) при температуре 850 и 900 °С (табл. 1, 2). Химическим анализом установлены составы и количество выделенных интерметаллидных и карбидных фаз, что дало возможность определить состав остаточной аустенитной матричной  $\gamma$ -фазы.

Можно видеть, что появление сигма-фазы после старения при 850 °С фиксируется



**Таблица 1. Фазовый состав модельных сплавов после старения при 850 °С в зависимости от суммы тугоплавких металлов**

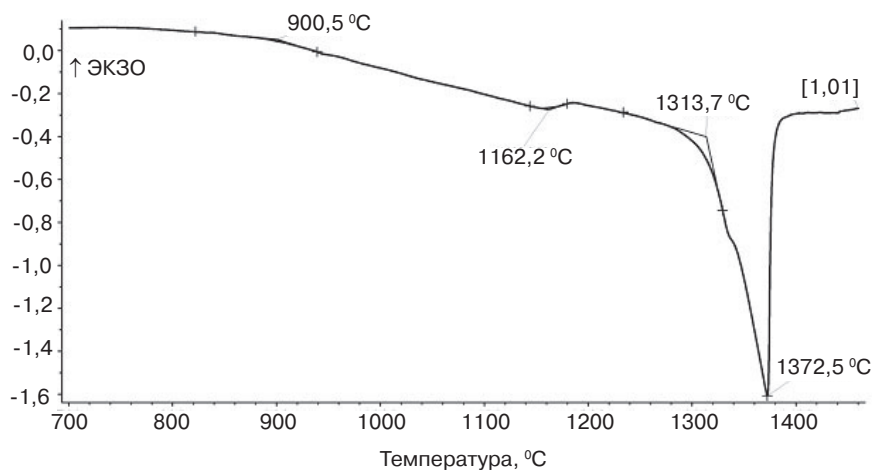
Модельный сплав, $\Sigma Cr+Mo+W+$ $+Nb+Re+Ta$ , %мас.	Время старения, ч	Фазовый состав (литой/ термо-обработанный); 1050 °С, 16 ч)	Количество $\gamma'$ - фазы, / количество $\sigma$ -фазы; %мас.
минимум $\Sigma TM = 26,4$	500	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	47,7
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	48,5
	1000	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	48,8
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	49,8
средняя $\Sigma TM = 28,2$	500	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	51,8 / 2,6
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	50,4
	1000	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	49,1 / 4,6
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	50,0 / 4,5
максимум $\Sigma TM = 29,9$	500	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	51,8 / 4,6
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	51,2 / 4,8
	1000	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	51,6 / 5,2
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	52,8 / 5,8

**Таблица 2. Фазовый состав модельных сплавов после старения при 900 °С в зависимости от суммы тугоплавких металлов**

Модельный сплав, $\Sigma Cr+Mo+W+$ $+Nb+Re+Ta$ , %мас.	Время старения, ч	Фазовый состав (литой /термо-обработанный) 1050 °С, 16 ч)	Количество $\gamma'$ - фазы, количество $\sigma$ -фазы, %мас.
минимум $\Sigma TM = 26,4$	500	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	49,2
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	50,5
	1000	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	49,3
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	52,9
средний $\Sigma TM = 28,2$	500	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	50,3
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	49,8
	1000	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	49,5/4,9
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$	51,2
максимум $\Sigma TM = 29,9$	500	$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	51,6/5,7
		$\gamma'$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	51,3/4,8
	1000	$\gamma'$ MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	51,7/5,2
		$\gamma'$ $\sigma$ , MC, $M_{23}C_6$ , $\sigma$ -фаза	52,8/5,8

## Новые литые материалы

в литом состоянии уже при 500 часах выдержки для средней суммы ТМ, в то время как после старения при 900 °С сигма-фаза фиксируется только после выдержки 1000 ч. Это является подтверждением наблюдений ряда авторов, что температура старения 850 °С является областью наиболее интенсивного выделения  $\sigma$ -фазы [1-3]. Таким образом, для одностадийной температуры термообработки были предложены параметры старения: 16 ч при  $T = 1130$  °С, исходя из данных, полученных методом ВДТА для температур основных точек фазовых превращений  $T_S, T_L, T_{н.п.}$  для модельных сплавов с максимумом и минимумом суммы тугоплавких металлов (рисунок).



Высокотемпературный дифференциальный термический анализ (установка STA 449F1 немецкой фирмы NETZSCH)

Анализируя полученные результаты экспериментов видим, что устойчивая граница «безопасных» интервалов предельного комплексного легирования ТМ между областями с ТПУ-фазами и без них находится ниже области средних и верхних значений суммы тугоплавких элементов, то есть при  $\Sigma \text{Cr} + \text{Mo} + \text{W} + \text{Nb} + \text{Re} + \text{Ta} < 28,2 - 29,9$  %мас. Для сплава с гарантированно «безопасным» содержанием ТМ ( $\Sigma \text{TM} = 26,4$  %мас.) с учётом расчётно и эмпирически обусловленного интервала для каждого из элементов, определены физико-механические свойства при комнатных и высоких температурах, в том числе длительная прочность в литом и термообработанном состояниях, исследованы коррозионные характеристики оптимального состава с граничным легированием тугоплавкими металлами: Ni основа-0,04...0,07C-12,3...13,2Cr-3,0...3,5Al-1,8...2,3Ti-6,8...7,5Co-0,03...0,05Zr-0,45...0,50Fe-0,9...1,4Mo-6,8...7,5W-0,1...0,5Nb-2,5...3,0Ta-3,7...4,3Re.

### Выводы

Комплекс проведённых исследований позволил определить оптимальные для повышения эксплуатационных характеристик уровни легирования нового состава жаропрочного коррозионноустойчивого сплава как расчётно-экспериментальным методом планирования экспериментов, так и эмпирически при определении интервала фазово-структурной стабильности сплавов, а также приступить к коррекции технологических параметров изготовления лопаток ГТУ требуемого типа.

Для оптимизированного состава определены физико-механические характеристики при комнатных и высоких температурах, в том числе длительная прочность в литом и термообработанном состояниях, подтверждена повышенная коррозионная стойкость в солевых расплавах и продуктах сгорания тяжёлого топлива в сравнении с серийными марками аналогичного назначения. Полученные результаты дали возможность приступить к коррекции технологических параметров изготовления лопаток ГТУ требуемого типа из разработанного состава как в равноосном, так и направленно-закристаллизованном состояниях.



### 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.: Metallurgia, 1995. – Т. 1. – 384 с.
3. Яцык С. И. Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных. – М.: Машиностроение, 1995. – 256 с.
4. Толорая В. Н., Орехов Н. Г., Чуварова Е. Н. Безуглеродистые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток // Литейное производство. – 2012. – № 6. – 16 с.
5. Каблов Е. Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений // Вестн. Моск. ун-та. сер. 2. Химия. – 2005. – Т. 46. № 3. – С. 155
6. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. – М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. – 304 с.
7. Мьяльница Г. Ф., Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Михнян Е. В., Нейма А. В. / Получение ориентированной структуры в отливках из жаропрочного никелевого сплава, легированного рением // Процессы литья. – № 6. – 2012. – С. 54-61.
8. Патент на винахід №1 10529 UA C22C19/05. Жароміцний корозійностійкий сплав на нікелевій основі для лопаток газотурбінних двигунів/ Квасницька Ю. Г., Клясс О. В., Крещенко В. А., Мьяльница Г. П., Максютя І. І., Шинський О. Й. – Опубл. 12.01.2016, Бюл. № 1.
9. Квасницкая Ю. Г. Коррозионные свойства жаропрочных сплавов на основе никеля, // Процессы литья. – № 3. – С.55-62.



### References

1. Kablov E. N. (2001). Litye lopatki gazoturbinnnykh dvigatelei [Cast blades of gas turbine engines]. [in Russian].
2. Sims C. T., Stoloff N. S., Khagel W. K. (1995). Supersplavy II: Zharoprochnye materialy dlia aerokosmicheskikh i promyshlennykh energoustanovok [Superalloys II: high-temperature materials for aerospace and industrial power plants]. Metallurgy. [in Russian].
3. Yatsyk S. I. (1995). Proizvodstvo vysokotemperaturnykh litykh lopatok aviacionnykh [Production of high-temperature cast blades aviation]. Mashinostroiieniie. [in Russian].
4. Toloraia V. N., Orekhov N. G, Chuvarova E. N. (2012). Bezuglerodistyie reniisoderzhashhiie splavy dlia turbinnykh lopatok [Registergui, carbon-free alloys for turbine blades]. Liteinoe proizvodstvo, № 6. [in Russian].
5. Kablov E. N. (2005). Fiziko-khimicheskiie i tehnologicheskiie osobennosti sozdaniia zharoprochnykh spлавov, soderzhashhikh renii [Physico-chemical and technological features of creating superalloys containing rhenium]. Vestnik Moskvу, № 3. [in Russian].
6. Novik F. S., Arsov Y. B. (1980). Optimizaciia protsessov tekhnologii metallov metodami planirovaniia eksperimentov [Optimization technology metals by methods of experiments planning]. Mashinostroienie. [in Russian].
7. Mialnitsa G. F., Maksyiuta I. I., Kvasnitskaia Y. G., Mikhniian E. V., Neima A. V. Polucheniie orientirovannoi struktury v otlivkakh iz zharoprochnogo nikelievogo splava, legirovannogo reniieim [Getting oriented structure in castings of heat-resistant nickel alloy, alloyed with rhenium]. Protsessy litia, № 6. [in Russian].
8. Kvasnitskaia Y. G., Kliass O. V., Kreshchenko V. A., Mialnitsa G. F., Maksyiuta I. I., Shinskii O. J. (12.01.2016) Patent for invention № 1 10529 UA C22C19/05 Zharomicnii koroziiinostiikii splav na nikelievii osnovi dlia lopatok gazoturbinnnykh dviguniv [High-temperature corrosion resistant nickel-based alloy for gas turbine engine blades]. №. 1. [in Russian].
9. Kvasnitskaia Y. G. Korroziionnye svoistva zharoprochnykh spлавov na osnove nikelia [Corrosione properties of high-temperature alloys based on nickel]. Protsessy litia, № 3, pp. 55-62. [in Russian].

Поступила 13.06.2016