

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

УДК 669.245

РАЗРАБОТКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ДЛЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ГАЗОВЫХ ТУРБИН

Хрящев И.И.* , Данилов Д.В., Логунов А.В.

ОДК-Сатурн,

пр. Ленина, 163, Рыбинск, Ярославская обл., 152903, Россия

** e-mail: dixpy@mail.ru*

Статья поступила в редакцию 09.01.2019

Проведены исследования, направленные на разработку экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава для монокристаллических рабочих лопаток газовых турбин. Выполнен расчёт и обоснован химический состав перспективного сплава, а также выплавлена опытная партия сплава. Отработаны режимы плавки заливки, разработан режим термической обработки и изготовлены монокристаллические образцы для механических испытаний и металлографических исследований. Согласно анализу полученных результатов, длительная прочность разработанного сплава при 1000°C на базе 100 ч составляет 238 МПа при плотности 8,87 г/см³ с потенциалом доведения до более высоких значений путем оптимизации режимов термической обработки.

Ключевые слова: монокристаллический жаропрочный никелевый сплав, экономное легирование, микроструктура, дендритная ликвация, модель диффузии, термическая обработка.

Введение

Монокристаллические жаропрочные сплавы на никелевой основе существенно повысили эффективность газотурбинных двигателей, поэтому за сравнительно короткий период появились сплавы первого, второго, третьего и четвертого поколений.

Повышение жаропрочности вновь создаваемых высокожаропрочных литейных никелевых сплавов третьего поколения достигалось введением в их составы большого количества дорогостоящего тугоплавкого элемента рения ВЖМ1(9,3% Re),

ВЖМ2 (12% Re), ВЖМ5 (4% Re). Скачок свойств (почти в 1,5 раза) между первым поколением (ЖС30М $\sigma_{100}^{1000} \approx 215$ МПа) и третьим (CMSX-10М $\sigma_{100}^{1000} \approx 300$ МПа) достигнут благодаря совершенствованию теории легирования и внедрению в составы сплавов таких элементов, как Ta и Re. При этом увеличение содержания рения в сплавах приводит к росту их плотности, что является негативным фактором. Поэтому в последние годы проведены теоретические работы и исследования, ко-

торые позволили создать новые, более жаропрочные монокристаллические рений-рутений-содержащие сплавы четвертого и пятого поколений, обладающие меньшей плотностью.

Однако недостаток такого подхода заключается в высокой стоимости получаемых сплавов, на Re и Ru приходится основная часть стоимости всех шихтовых материалов.

Определяющую роль в уровне характеристик играет микроструктура сплава, формируемая термической обработкой. Определение оптимального режима термической обработки с расчетом диффузионной активности легирующих элементов (ЛЭ) возможно в случае разработки модели диффузии легирующих элементов по сечению дендритной ячейки, что обеспечит наиболее полную реализацию возможностей сплава. В настоящее время температура и время термической обработки выбираются исходя из значений температур фазовых превращений на основании полученных экспериментальных данных и без учета кинетики протекания диффузионных процессов.

Основная часть

Как известно, согласно международной классификации [1], жаропрочные никелевые сплавы разделяют на пять поколений. Критериями отнесения сплава к тому или иному поколению являются наличие или отсутствие, а также concentra-

ция легирующих элементов (в частности, рения и рутения), свойственные каждому конкретному поколению (рис. 1).

Можно заметить, что совершенствование системы легирования монокристаллических никелевых сплавов от первого до пятого поколения постепенно обеспечивало повышение их работоспособности и, соответственно, эффективности ГТД. К негативным явлениям относятся увеличение плотности сплавов и рост стоимости, при этом доля стоимости Re и Ru в себестоимости сплавов составляет 80% и более.

К первому поколению относятся такие сплавы, как ЖСЗ, ЖС6, легированные Al, Ti, Cr, Mo, W, Ta, Nb. Al, Ti; Ta и Nb являются γ' -образующими элементами, Mo, W обеспечивают упрочнение твердого раствора – γ -матрицы.

Ко второму поколению относятся сплавы ЖС32, ЖС36 и др., в которые, наряду с уже использовавшимися легирующими элементами, введен Re в количестве до 4 %, обеспечивающий упрочнение как γ' -фазы, так и γ -матрицы.

Дальнейшее совершенствование жаропрочных никелевых сплавов связано с созданием монокристаллических высокорениевых жаропрочных сплавов третьего поколения с высокой степенью легирования, таких, как ВЖМ1, ВЖМ2, в которых

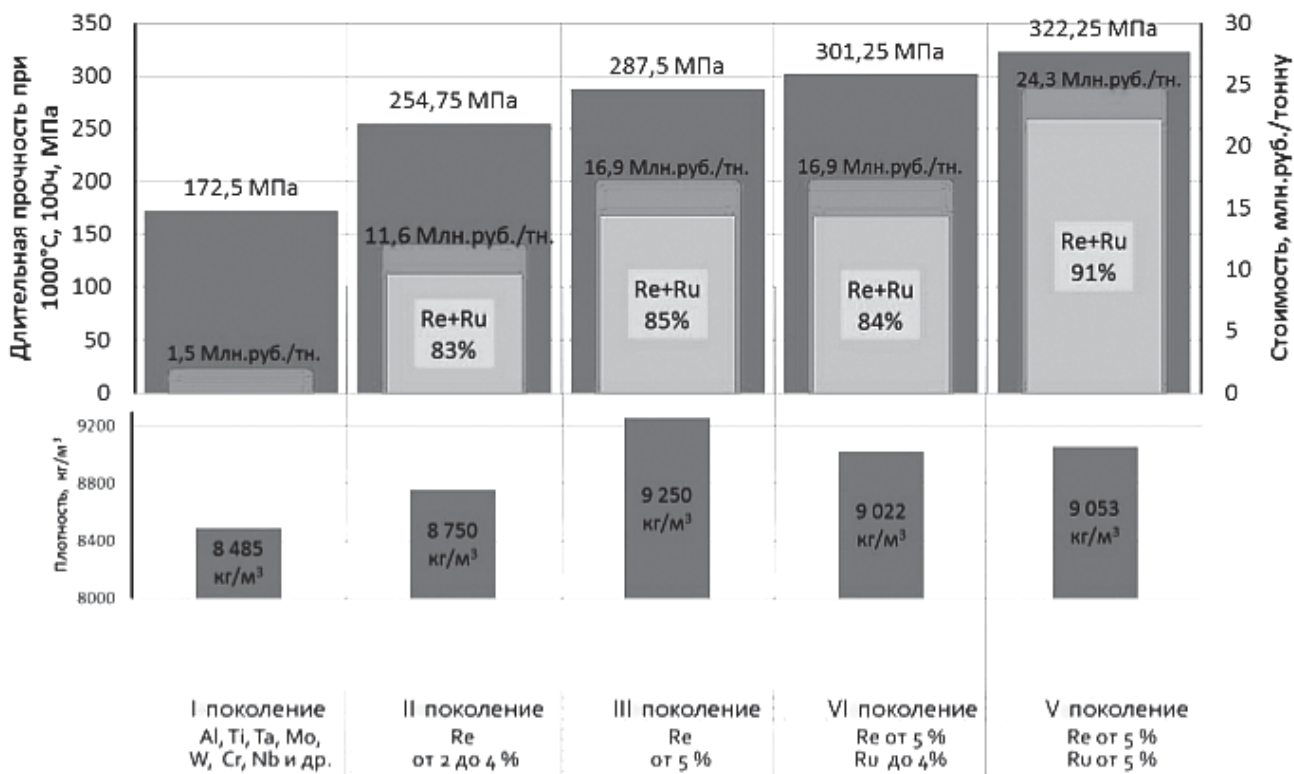


Рис. 1. Поколения жаропрочных никелевых сплавов и их основные различия

содержание рения было доведено до 9–12 % [2, 3].

В этот момент наряду с ростом стоимости и увеличением плотности сплавов был обнаружен еще один серьезный недостаток такого подхода. Дело в том, что приближение к предельному легированию жаропрочных сплавов такими легирующими элементами, как Re, W, Mo, приводит к снижению структурно-фазовой стабильности сплава и склонности к образованию топологически плотно упакованных (ТПУ) фаз на основе этих элементов.

Для стабилизации фазового состава в высоко-рениевые жаропрочные сплавы стали вводить элемент платиновой группы рутений. С технической точки зрения такой подход является очень перспективным, так как наряду с повышением фазовой стабильности позволяет избежать чрезмерного увеличения плотности сплавов. При этом негативной стороной этого подхода является еще большее увеличение стоимости сплава.

Анализ рис. 1 наглядно показывает, что совершенствование системы легирования монокристаллических никелевых сплавов от первого до пятого поколения постепенно обеспечивало повышение их работоспособности и, соответственно, эффективности ГТД.

Однако стоимость сплавов третьего—пятого поколения росла существенно быстрее их жаропрочности. Поэтому широкого распространения в промышленности данные сплавы, к сожалению, не получили.

При этом степень легирования никелевых жаропрочных сплавов неуклонно повышается, в среднем никелевый жаропрочный сплав содержит в своем составе около 10 легирующих элементов.

Таким образом, разработка экономнолегированного никелевого жаропрочного сплава без рутения и с минимальным содержанием дорогостоящего рения, обладающего характеристиками на уровне монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов второго поколения (4% Re), является актуальной научно-технической задачей.

Для ее решения требовалось выбрать комплекс легирующих элементов и получить химический

состав сплава, обеспечивающий предел длительной прочности на уровне свойств сплавов второго поколения, а также разработать методику расчета термовременных параметров и, на их основе, режим термической обработки, обеспечивающий устранение дендритной ликвации и использование потенциала сплава, заложенного в него при проектировании.

В настоящее время в промышленности наиболее широко используются сплавы второго поколения с содержанием Re до 4%. Одним из представителей этого поколения является жаропрочный никелевый сплав ЖС32. Сплав ЖС32-ВИ обладает высоким комплексом свойств и по этой причине является весьма перспективным для получения блисков газовых турбин [4], поэтому работы по созданию его экономнолегированного по содержанию рения варианта становятся особенно актуальными. Химический состав и свойства сплава приведены в табл. 1 и 2 [5] (где $T_{п.р}$ – температура полного растворения γ' -фазы; T_S – температура солидус; T_L – температура ликвидус; $V_{\gamma'}$ – объем упрочняющей γ' -фазы; $\sigma_B^{20^\circ C}$, $\sigma_{0,2}^{20^\circ C}$, $\delta^{20^\circ C}$, $\psi^{20^\circ C}$ – предел прочности, текучести, относительное удлинение и сужение при 20°C; $\sigma_{100}^{1000^\circ C}$ – предел длительной прочности при 1000°C на базе 100 ч).

Как видно, предел длительной прочности данного сплава при температуре 1000°C на базе 100 ч составляет 240 МПа. В сплаве содержится около 70% упрочняющей γ' -фазы на основе интерметаллида Ni_3Al . Однако отмеченные выше недостатки (высокая стоимость, недостаточная структурная стабильность и др.) в полной мере относятся и к нему.

Таблица 1

Химический состав и свойства сплава ЖС-32

Cr	Co	W	Al	Re	Ta	Nb	C	Mo
4,9	9,0	8,5	5,9	4,0	4,0	1,6	0,15	1,0

Таблица 2

Теплофизические и механические сплава ЖС-32

$T_{п.р}$	T_S	T_L	$V_{\gamma'}$	ρ , кг/м ³	$\sigma_B^{20^\circ C}$, МПа	$\sigma_{0,2}^{20^\circ C}$, МПа	$\delta^{20^\circ C}$, %	$\psi^{20^\circ C}$, %	$\sigma_{100}^{1000^\circ C}$, МПа
1273	1345	1412	67,3	8760	1045	809	20	26	240

Соответственно, основными требованиями к новому экономно-легированному сплаву будут:

— длительная прочность:

$$\sigma_{100}^{1000^{\circ}\text{C}} = 240 \pm 10 \text{ МПа};$$

— структурно-фазовая стабильность:

$$M(\bar{d})_{\gamma} < 0,93 \text{ [8, 16];}$$

$$M(\bar{d})_{\gamma} < M(\bar{d})_{\gamma_крит},$$

$$M(\bar{d})_{\gamma_крит} = 0,93 - \Delta M(\bar{d})_{\gamma_ликв} \text{ [7];}$$

— плотность: не более 8850 кг/см³;

— снижение стоимости более чем в два раза по сравнению со сплавом ЖС32.

В работе применялись широко известные методы, такие, как NewPhaComp [8] для оценки структурно-фазовой стабильности, испытания на растяжение при нормальных условиях ГОСТ 1497-84 и повышенных температурах ГОСТ 9651-84 для определения механических характеристик и жаропрочности, энергодисперсионный химический анализ для определения химического состава фаз и локальных областей в пределах дендритной ячейки, количественный анализ фаз по методу Глаголева и дифференциальный термический анализ для регистрации фазовых превращений в сплаве при нагреве.

Для расчета оптимального химического состава сплава был использован программный комплекс «КМО ЖС» [7, 9, 10] (рис. 2), основанный на статистических методах анализа. Исходными дан-



Рис. 2. Алгоритм методики разработки химического состава сплава

ными для расчета являются концентрации легирующих элементов, в результате рассчитываются механические, физические и структурные параметры, зависящие от исходного химического состава. Сравнивая прогнозируемые параметры с заданными, опытную композицию сплава корректировали до достижения требуемых свойств.

После нескольких итераций был получен химический состав сплава СЛЖС32, содержащий около 8% вольфрама и около 7,5% тантала, а также 3% молибдена, который также оказывает положительное влияние на жаропрочность, при этом его плотность почти в два раза ниже, чем у вольфрама.

Результаты расчета значений основных параметров и свойств сплава показывают его полное соответствие свойствам широко используемого сплава ЖС32 (табл. 3). Удовлетворительная сходимость расчётных свойств сплава ЖС32 с паспортными (см. табл. 2) доказывает адекватность выполненного расчёта.

температура начала растворения упрочняющей γ' -фазы составляет 883°C, максимальной интенсивности растворение достигает при 1205°C, в этот же момент происходит локальное оплавление небольшого количества легкоплавких фаз, что в конечном итоге приводит к появлению дополнительной пористости в отливке. Полное растворение γ' -фазы заканчивается при 1290°C, оплавление фаз начинается уже при 1305°C.

На основании дифференциального термического анализа, а также близости критических температур нового сплава и сплава ЖС32, режим термической обработки, состоящий из семи этапов, был разработан на базе технологии термообработки ЖС32 (рис. 4). Однако, поскольку в сплаве содержится большое количество легирующих элементов, с целью недопущения локальных оплавлений легкоплавких эвтектик [11] и их растворения был добавлен дополнительный этап – низкотемпературной гомогенизации при 1180°C, кото-

Таблица 3

Расчётные свойства сплавов

Сплав	V_{γ} , %	$\sigma_{100}^{1000^{\circ}\text{C}}$, МПа	$M(\bar{d})_{\gamma}$	$M(\bar{d})_{\gamma\text{-крит}}$	Misfit	$T_{\text{п.р.}}$, °C	T_s , °C	ρ , кг/м ³
СЛЖС32	69	240	0,881	0,922	0,230	1292	1357	8830
ЖС32	66,3	240	0,897	0,902	0,295	1275	1317	8770

После кристаллизации сплав СЛЖС32 был подвергнут дифференциальному термическому анализу (ДТА) с целью выявления температур фазовых превращений (рис. 3). Так, фактическая

температура начала растворения упрочняющей γ' -фазы составляет 883°C, максимальной интенсивности растворение достигает при 1205°C, в этот же момент происходит локальное оплавление небольшого количества легкоплавких фаз, что в конечном итоге приводит к появлению дополнительной пористости в отливке. Полное растворение γ' -фазы заканчивается при 1290°C, оплавление фаз начинается уже при 1305°C.

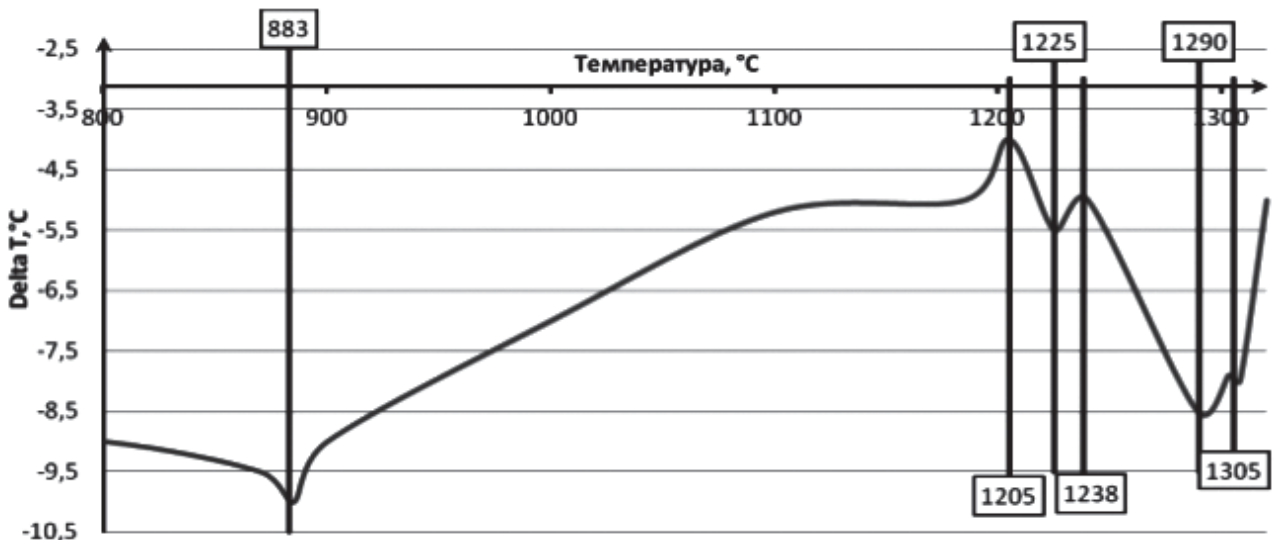


Рис. 3. ДТА-кривая с указанием температур фазовых превращений

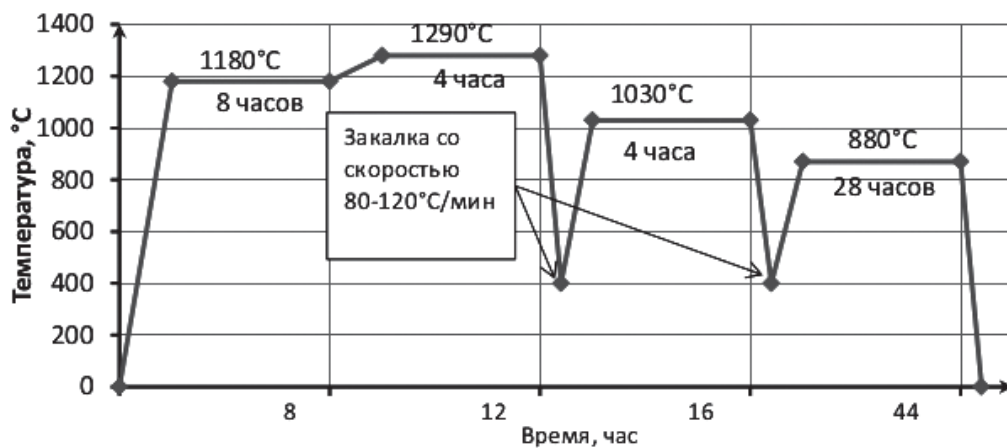


Рис. 4. Термограмма режима термической обработки сплава СЛЖС32

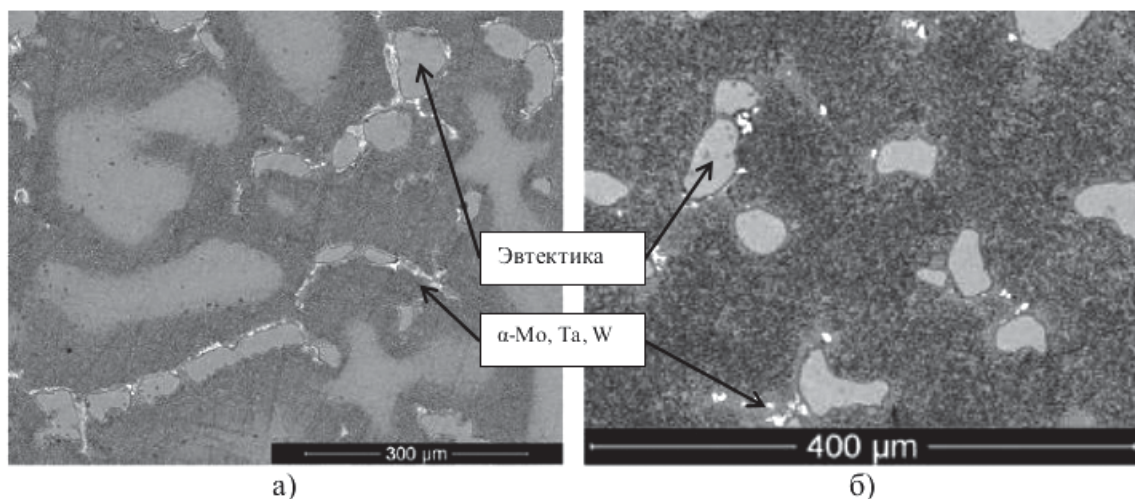


Рис. 5. Фотографии микроструктуры сплава СЛЖС32: а — после кристаллизации (эвтектики — 7,5%, неравновесных фаз на основе α -Мо, Та, W — 2,5%); б — после полного цикла термической обработки (эвтектики — 5,5%, неравновесных фаз на основе α -Мо, Та, W — 2,5%)

В микроструктуре сплава после полного цикла термической обработки уменьшилось количество эвтектических фаз и практически не изменилось количество неравновесных фаз на основе Мо, Та, W (рис. 5).

Изготовленные из сплава монокристаллические образцы (рис. 6) показали, что предел длительной прочности исследуемого сплава находится на уровне 228 МПа.

Сравнение кривой длительной прочности сплава СЛЖС32, сплава-прототипа ЖС32, сплава первого поколения ЖС6У и зарубежных сплавов-аналогов CMSX -7 [13] (рис. 7) показывает, что сплав СЛЖС32 отстает от ЖС32 не более чем на 5%, от зарубежного сплава-аналога не более чем на 2% и в ~1,5 раза прочнее сплава первого поколения.



Рис. 6. Монокристаллические заготовки образцов из сплава СЛЖС32 с литниковой питающей системой

повышена концентрация молибдена на 2%, однако, согласно прогнозу, этого было недостаточно для достижения требуемого уровня свойств, поэтому в состав сплава было введено минимальное количество рения: $\approx 0,5\%$.

На основании предыдущих исследований микроструктуры сделан вывод, что при назначении режима термической обработки использования только температурных параметров явно недостаточно, так как ввиду высокого содержания легирующих элементов (более 30%) требуется прогнозировать состояние ликвационного поля по сечению дендритной ячейки для однозначного определения необходимого времени выдержки при гомогенизации для устранения дендритной ликвации.

Как известно, литые монокристаллические сплавы в зависимости от кристаллографической ориентации имеют различные свойства [14], а также ячеисто-дендритное строение и склонны к ликвации в пределах дендритной ячейки [15]. В настоящей работе исследования проводились на монокристаллических образцах с кристаллографической ориентацией $[001] \pm 5^\circ$. Вследствие этого локальные объемы (оси дендритов и междендритные области) могут иметь химический состав, сильно отличающийся от среднего, различную микроструктуру, фазовый состав и механические свойства. В межосных областях могут образовываться колонии неравновесной эвтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$.

Это хорошо видно на фотографиях, полученных при помощи растрового электронного микроскопа (рис. 9): светлые области «мальтийские кресты» – оси дендритов, темные области – междендритное пространство. Чем больше атомная масса, тем светлее область сканирования (W, Ta,

Re и др.); кроме того, в межосных областях могут залегать колонии неравновесной эвтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$.

Подобная структура является прямым следствием ликвационной неоднородности, возникающей в процессе кристаллизации монокристаллического сплава. Неоднородность распределения легирующих элементов характеризуют коэффициентом дендритной ликвации:

$$K_d = C_{\text{мд}} / C_{\text{од}}, \quad (1)$$

где $C_{\text{мд}}$, $C_{\text{од}}$ – концентрации легирующих элементов в междендритных областях и осях дендритов соответственно. При $K_d > 1$ легирующий элемент обогащает междендритные участки (прямая ликвация), при $K_d < 1$ возникает обратная ликвация. Ликвационную неоднородность можно оценить, измерив локальный химический состав в данных областях.

Согласно результатам многочисленных экспериментальных исследований [16–21], к элементам, наиболее подверженным ликвации, относятся Cr, W, Mo, Re, и именно это является одной из причин образования в монокристаллах никелевых сплавов ТПУ-фаз (рис. 10).

Представим дендритную ячейку в виде двумерной системы, где ось ординат – концентрация легирующего элемента, ось абсцисс – ширина дендритной ячейки с началом координат в оси дендрита (рис. 11).

Поскольку между данными областями есть градиент концентраций, распределение легирующих элементов подчиняется второму закону Фика

$$Q = -D \frac{dC}{dx} \quad \text{при} \quad \begin{cases} C = f(x) & \text{при } t = 0, \\ C = f(x, t) & \text{при } t > 0, \end{cases} \quad (2)$$

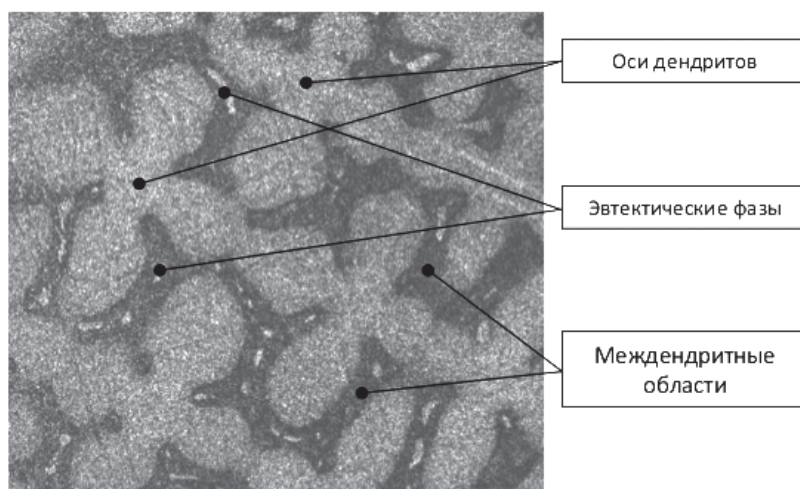


Рис. 9. Дендритно-ячеистая структура никелевого жаропрочного сплава: макроструктура монокристалла, $\times 100$

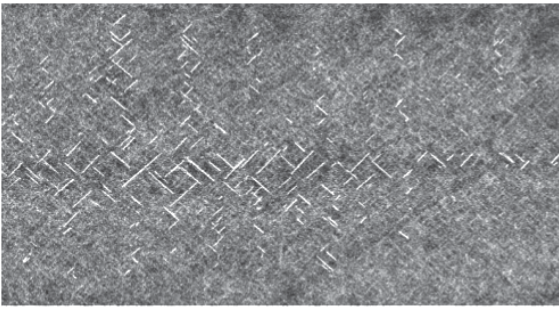


Рис. 10. Выделения ТПУ-фаз в осях дендритов первого и второго порядков

решение которого в граничных условиях диффузии из источника с ограниченным запасом вещества описывается уравнением [22]

$$C = \frac{1}{2\sqrt{\pi Dt}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(x') e^{-\frac{(x-x')^2}{4Dt}} dx', \quad (3)$$

$$C = \frac{Q_0}{2\sqrt{\pi Dt}} e^{-\frac{x^2}{4Dt}}$$

Проведя несколько экспериментов для определения реальных коэффициентов диффузии, запишем формулу, позволяющую на основе коэффициентов ликвации легирующих элементов, измеренных методом энергодисперсионной спектроскопии, рассчитать коэффициенты диффузии [18]

$$D_i = -0,1086 \frac{R^2}{\tau} \frac{1}{\log \frac{K_{\text{л}}^T}{K_{\text{л}}^T \text{гом}}}, \quad (4)$$

где D – коэффициент диффузии i -го элемента; R – газовая постоянная; τ – длительность гомогенизации, ч;

$\frac{K_{\text{л}}^T}{K_{\text{л}}^T \text{гом}}$ – отношение коэффициентов ликвации до и после гомогенизации.

Решив систему двух уравнений с двумя неизвестными

$$\begin{cases} D_{i1} = D_0 e^{-\left(\frac{E}{RT_1}\right)}, \\ D_{i2} = D_0 e^{-\left(\frac{E}{RT_2}\right)} \end{cases} \quad (5)$$

и приняв $D_0 = \text{const}$, получим зависимость энергии активации диффузии от температуры гомогенизации и, соответственно, расчетное значение диффузии легирующего элемента в зависимости от температуры:

$$E_i = \ln \left(\frac{D_{i1}}{D_{i2}} \right) \frac{RT_1 T_2}{(T_1 - T_2)}. \quad (6)$$

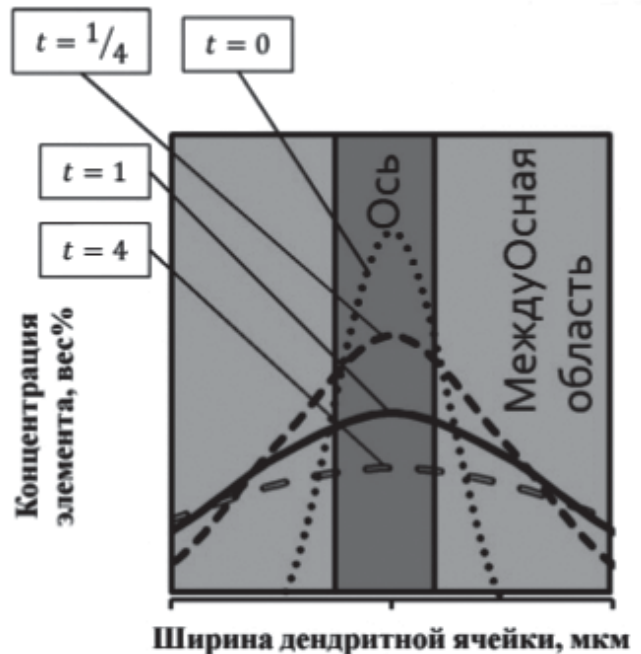
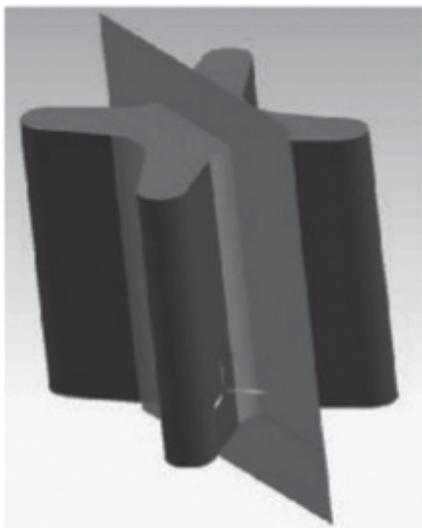


Рис. 11. 3D-представление участка дендрита, сечение его через ось первого порядка и проекция распределения концентрации легирующего элемента в зависимости от времени

Прогнозирование коэффициентов ликвации легирующих элементов в зависимости от длительности гомогенизации наглядно показывает стремление всех компонентов к выравниванию концентрации (рис. 12). Также, дополнительно выполнив моделирование свойств двух областей сплава при помощи методики проектирования сплавов, установили, что при разнице химических составов около 10% разница в получаемых параметрах достаточна, чтобы считать области сплава аналогичными. Дальнейшее уменьшение разницы хими-

ческих составов неоправданно увеличивает длительность гомогенизации, а различие параметров изменяется незначительно.

Таким образом, режим термической обработки для второго опытного состава сплава СЛЖС32 был разработан на основе дифференциального термического анализа и рассчитанных значений ликвационного поля по сечению дендритной ячейки. Эвтектические фазы и неравновесные выделения в микроструктуре (рис. 13) после пол-

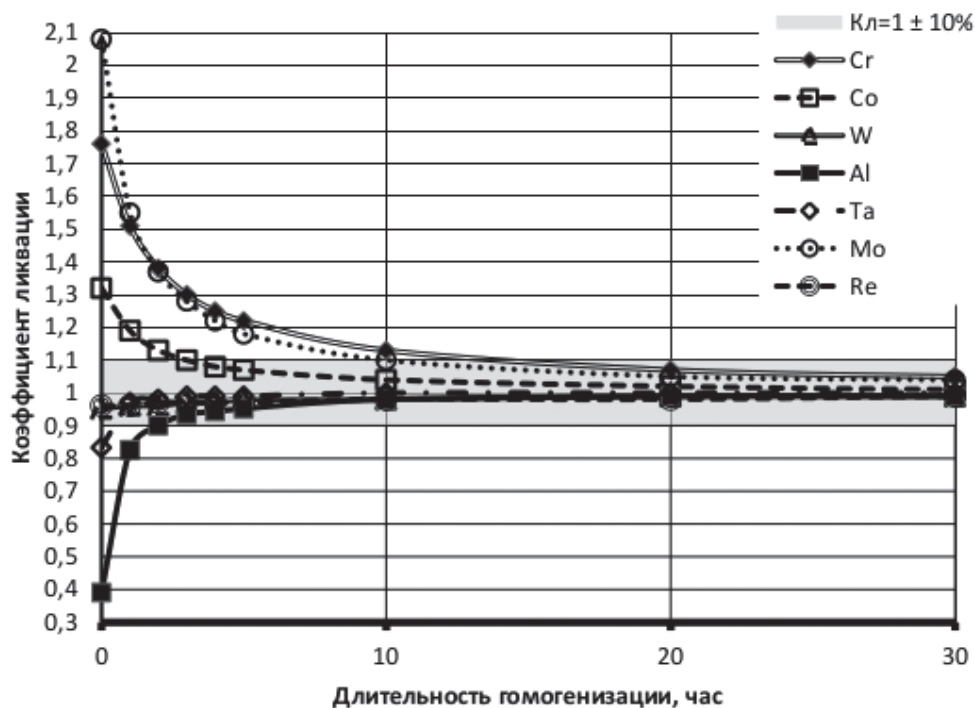


Рис. 12. Моделирование снижения коэффициентов ликвации легирующих элементов в зависимости от длительности гомогенизации

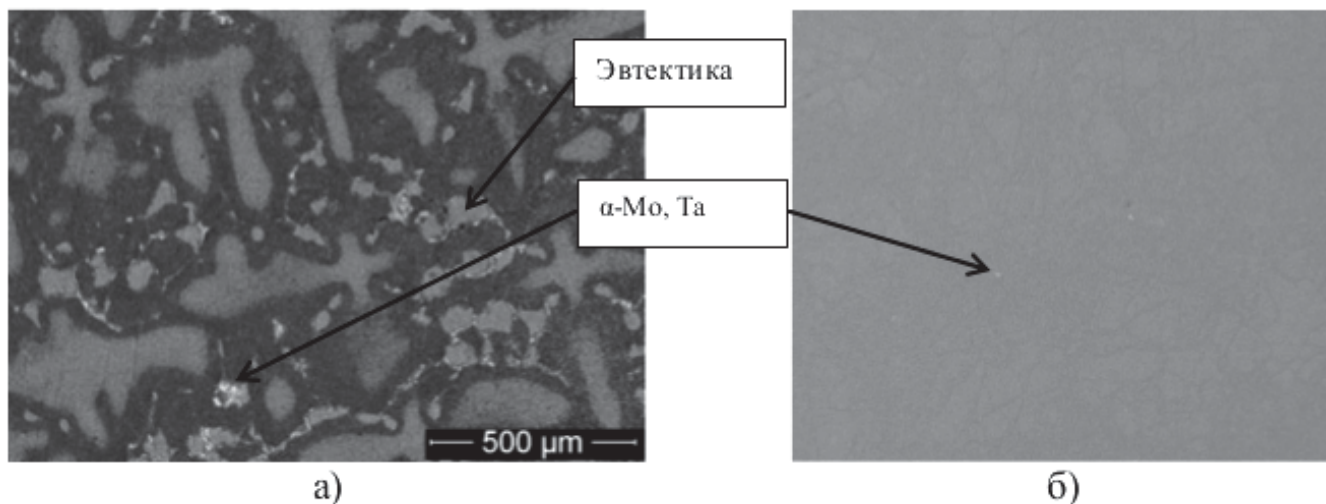


Рис. 13. Фотографии микроструктуры сплава СЛЖС32: а — после кристаллизации (эвтектики — 7,3%, неравновесных фаз на основе α -Mo, Ta — 3,5%); б — после полного цикла термической обработки (эвтектики — 0,02%, неравновесных фаз на основе α -Mo, Ta — 0,03%)

ного цикла термической обработки практически полностью растворяются.

После проведения полного режима термической обработки, включая два этапа старения, дисперсные выделения γ' -фазы принимают кубическую форму с оптимальными размерами 300–400 нм во всех областях дендритной ячейки.

После испытаний на длительную прочность (рис. 14) микроструктура, как и предполагалось, выродилась в так называемую «рафт»-структуру, что является одним из признаков того, что сплав полностью выработал свой ресурс (рис. 15).

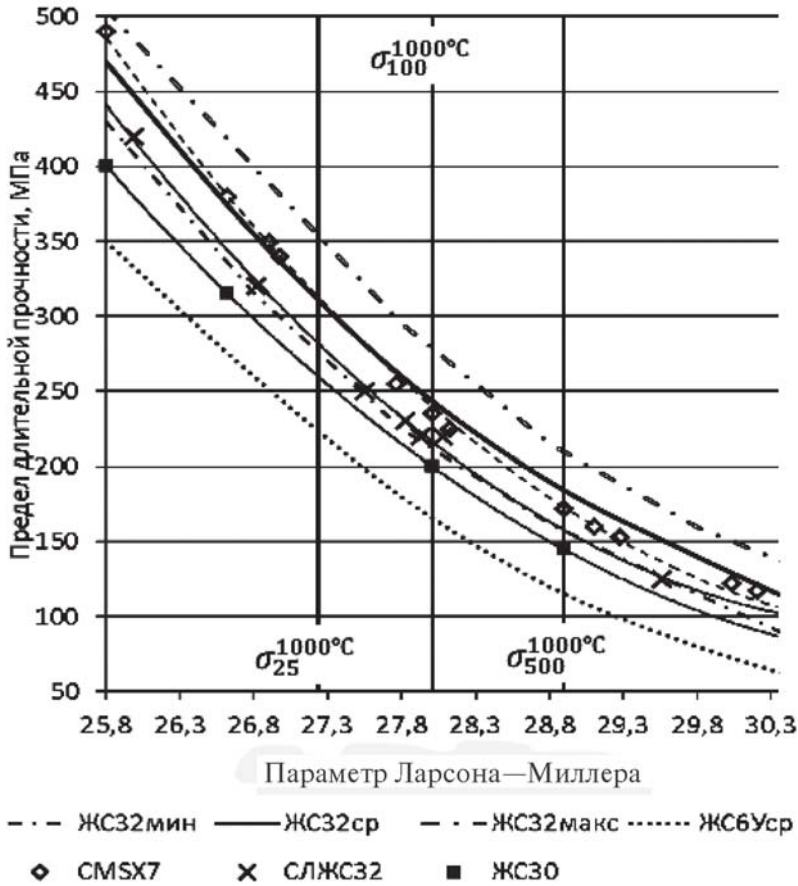


Рис. 14. Кривая длительной прочности сплавов

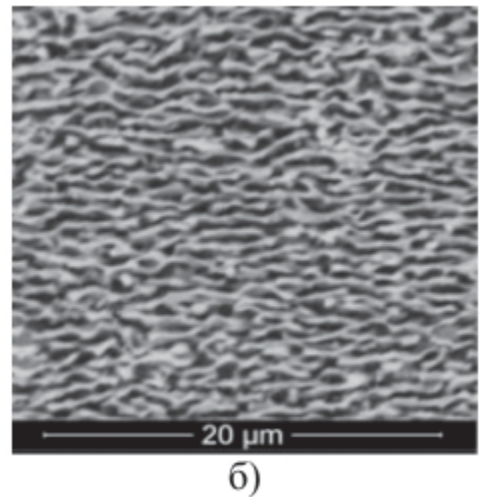
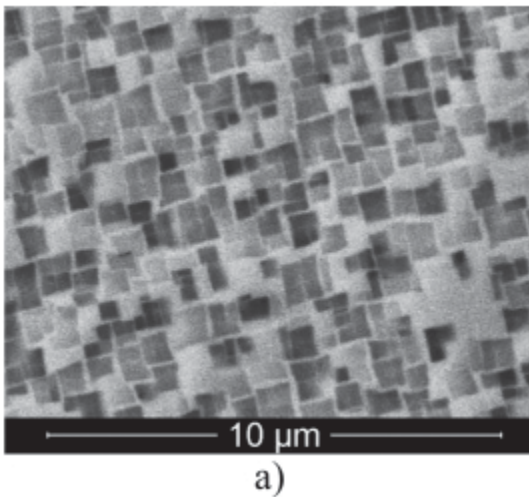


Рис. 15. Фотографии микроструктуры образца из сплава СЛЖС32: *a* — равномерное распределение кубической γ' -фазы с оптимальными размерами 0,3–0,4 мкм после термической обработки; *б* — «рафт»-структура после испытания на жаропрочность до разрушения $\sigma = 230$ МПа, $\tau = 114,4$ ч., $T = 1000^\circ\text{C}$

Выводы

Решена актуальная научная задача разработки экономнолегированного никелевого жаропрочного сплава с пределом длительной прочности на уровне ЖС32 и уменьшенной стоимостью.

Сравнительная стоимость шихтовых материалов для производства сплавов исходя из стоимости легирующих элементов представлена на рис. 16. Разработанный сплав имеет предел длительной прочности 238 МПа, что сравнимо с пределом длительной прочности широко используемого сплава ЖС32.

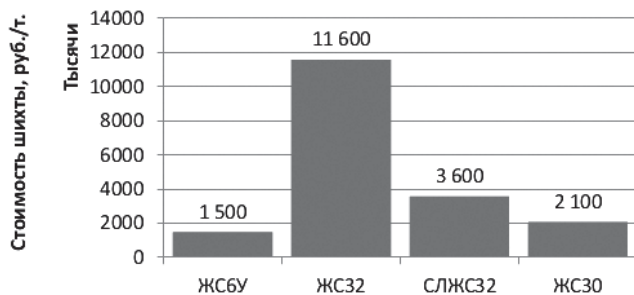


Рис. 16. Сравнение стоимости шихтовых заготовок

Выявленные закономерности влияния температуры и длительности термической обработки на диффузионную подвижность легирующих элементов позволили предложить методику расчета параметров термической обработки, обеспечивающих достаточное устранение ликвационной неоднородности.

Разработанный сплав СЛЖС32 превосходит по значению предела длительной прочности существующие отечественные сплавы первого поколения (ЖС30 [23] для монокристаллического литья и ЖС6У – для равноосного), при этом его свойства незначительно уступают свойствам зарубежного сплава CMSX 7. Как видно на рис. 14, СЛЖС32 по жаропрочности аналогичен широко применяемому сплаву ЖС32 ВИ, при этом его себестоимость более чем в три раза ниже. Это позволяет изготавливать рабочие лопатки турбины для БПЛА и малоразмерных ГТД методами монокристаллического литья, в случае дефицита жаропрочности сплава ЖС6У или нецелесообразности применения высокоренивых сплавов по экономическим показателям.

Опробование результатов проведено в ПАО «ОДК-Сатурн», получены рекомендации по внедрению экономнолегированного сплава СЛЖС32 в качестве материала для рабочих лопаток турбин перспективных ГТД.

Сплав защищен патентом [24].

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Основные направления развития материалов для авиакосмической техники XXI века // Перспективные материалы. 2000. №3. С. 2-24.
2. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД // Технология легких сплавов. 2007. № 2. С. 6-16.
3. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: Науч.-техн. сборник. М.: Наука, 2006. С. 172-184.
4. Магеррамова Л.А., Кратт Е.П., Ясинский В.В. Конструктивно-технологическое моделирование биметаллических блисков для газовых турбин // Вестник Московского авиационного института. 2011. Т. 18. № 3. С. 82-88.
5. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Конакова И.П. Структура и свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ: Справочник. — Екатеринбург: Квист, 2010. — 83 с.
6. Шмотин Ю.Н., Логунов А.В., Лещенко И.А., Старков Р.Ю. Моделирование и разработка новых жаропрочных сплавов // Двигатель. 2013. № 5(89). С. 24–27.
7. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Данилов Д.В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть I // Технология металлов. 2014. № 5. С. 3-9.
8. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New PHACOMP and its application to alloy design // 5th International Symposium on Superalloys 1984 (7-11 October, Champion, Pennsylvania), pp. 523–532. http://www.tms.org/superalloys/10.7449/1984/Superalloys_1984_523_532.pdf
9. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Данилов Д.В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть II // Технология металлов. 2014. № 6. С. 3-10.
10. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н., Данилов Д.В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть III // Технология металлов. 2014. № 7. С. 3-11.
11. Сидоров В.В., Морозова Г.И., Петрушин Н.В., Кулешева Е.А., Кулебякина А.М., Дмитриева Л.И. Фазовый состав и термостабильность литейного жаропрочного никелевого сплава с кремнием // Металлы. 1990. № 1. С. 26-32.
12. Береснев А.Г., Логунов А.В., Логачева А.И. Проблемы повышения качества жаропрочных сплавов, получаемых методом металлургии гранул // Вестник Московского авиационного института. 2008. Т. 15. № 3. С. 83-89.
13. Wahl J.V., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8 // 12th International

- Symposium on Superalloys 2012 (9-13 September, Champion, Pennsylvania). — The Minerals, Metals, & Materials Society, 2012, pp. 179–188. http://www.tms.org/superalloys/10.7449/2012/Superalloys_2012_179_188.pdf
14. *Магеррамова Л.А., Васильев Б.Е.* Влияние ориентации монокристалла на напряженно-деформированное состояние и прочность лопаток газовых турбин // Вестник Московского авиационного института. 2012. Т. 19. № 5. С. 89-97.
 15. *Кулешова Е.А., Черкасова Е.Р., Логунов А.В.* Дендритная ликвация в никелевых жаропрочных сплавах // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1981. № 6. С. 54-59.
 16. *Caron P.* High γ' solvus new generation nickel – based superalloys for single crystal turbine blade application // 9th International Symposium on Superalloys 2000 (17-21 September, Champion, Pennsylvania). — The Minerals, Metals, & Materials Society, 2000, pp. 737–746.
 17. *Reed R.S.* The Superalloys. Fundamentals and Applications. — NY: Cambridge University Press, 2006. — 372 p.
 18. *Зайцев Н.А., Логунов А.В., Шатульский А.А., Шмотин Ю.Н.* Определение коэффициентов диффузии легирующих элементов в жаропрочных сплавах // *Технология металлов*. 2011. № 10. С. 38–46.
 19. *Логунов А.В., Шмотин Ю.Н.* Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). — М.: Наука и технологии, 2013. — 264 с.
 20. *Масленков С.Б.* Легирование и термическая обработка жаропрочных сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1977. № 10. С. 49–53.
 21. *Таганов В.Б.* Взаимодействия в растворах электролитов: моделирование сольватационных процессов, равновесий в растворах полиэлектролитов и математическое прогнозирование химических систем: монография. — М.: Акад. естествознания, 2009. — 141 с.
 22. *Герцикен С.Д., Дехтяр И.Я.* Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе: Монография. — М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1960. — 564 с.
 23. *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина* / Под ред. Е.Н. Каблова. — М.: Наука, 2006. — 272 с.
 24. *Шмотин Ю.Н., Логунов А.В., Лещенко И.А., Заводов С.А., Данилов Д.В., Хрящев И.И., Михайлов А.М., Михайлов М.А., Семин А.Е.* Литейный жаропрочный сплав на основе никеля. Патент RU 2626118 С2. Бюл №21, 27.07.2017.

DEVELOPING A SPARINGLY DOPED HIGH-TEMPERATURE NICKEL ALLOY FOR GAS TURBINE BLADES

Khryashchev I.I.* , Danilov D.V., Logunov A.V.

UEC-Saturn,

163, Lenin av., Rybinsk, Yaroslavl Region, 152903, Russia

** e-mail: dixpy@mail.ru*

Abstract

Development of mono-crystal high-temperature nickel alloys for gas turbine blades and vanes is one of the leading trends ensuring enhancement of parameters, efficiency and reliability of modern gas turbines.

Currently, one of the most widely used alloys for turbine blades manufacturing is the second-generation domestic ZhS32 alloy with Re content of about 4.5%. The goal of this work consists in the alloy creation with the equivalent level of heat resistance, but with no expensive elements, such as rhenium and ruthenium.

Besides, determination of the optimum heat treatment mode based on experimental works in production is a costly method.

Computing diffusive activity of doping elements may allow decrease development costs and optimize the regime for realizing the total potential of the alloy, embedded while it's designing.

Analysis of nickel high-temperature alloys was performed while this work execution, and an optimal scheme of doping process to achieve maximum heat resistance was selected. With application of the computer aided method for high-temperature alloys optimization a new sparingly doped alloy for gas turbine blades, meant for operating at the temperatures up to 1050°C. The alloy is distinguished by high structural stability and economical use of doping elements. The new sparingly doped alloy relates to the first generation. With this, it complies with the third generation GS32 alloy by the level of heat resistance at 1000°C.

In the course of the works, development of nickel-based heat resistant alloys has been analyzed and an optimum alloying system has been selected to achieve the maximum heat resistance of the alloy. With the use of computerized optimization method of heat resistant

alloys, a new lean alloy has been developed for gas turbine blades intended for operation at temperatures to 1050°C. The alloy exhibits high structural stability and efficient use of alloying elements. A new lean alloy is the first-generation alloy but its heat resistance at 1000°C corresponds to that of the third-generation alloy ZhS32.

A unique techniques for determining the diffusion coefficient of doping elements, and, based on the obtained data, for determining an optimal duration of the thermal treatment, were developed.

The microstructural studies of a new sparingly doped SLZhS32 alloy were conducted; a thermal treatment mode was tested with account for the diffusion processes kinetics; the samples were fabricated and strength tests were conducted

The developed new sparingly doped alloy can be widely used for gas turbine blades manufacturing, ensuring the cost reduction without deterioration of the alloy operational properties.

Keywords: single-crystal nickel-based high temperature alloy, sparing doping process, microstructure, dendrite segregation, diffusion model, heat treatment.

References

- Kablov E.N. *Perspektivnye materialy*, 2000, no. 3, pp. 2–24.
- Kablov E.N., Petrushin N.V., Svetlov I.L., Demonis I.M. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2007, no. 2, pp. 6–16.
- Kablov E.N., Svetlov I.L., Petrushin N.V. *Liteinye zharoprochnye splavy. Effekt S.T. Kishkina. Nauchno-tekhnicheskii sbornik*. Moscow, Nauka, 2006, pp. 172–184.
- Magerramova L.A., Kratt E.P., Yacinsky V.V. Structural technological designing of bimetallic blisk for gas turbines. *Aerospace MAI Journal*, 2011, vol. 18, no. 3, pp. 82–88.
- Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Konakova I.P. *Struktura i svoistva zharoprochnogo nikelovogo splava ZhS32-VI* (Structure and properties of heat-resistant ZHS32-VI Nickel alloy), Ekaterinburg, Kvist, 2010, 83 p.
- Shmotin Yu.N., Logunov A.V., Leshchenko I.A., Starkov R.Yu. *Dvigatel'*, 2013, no. 5(89), pp. 24–27.
- Logunov A.V., Shmotin Yu.N., Danilov D.V. *Tekhnologiya metallov*, 2014, no. 5, pp. 3–9.
- Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New PHACOMP and its application to alloy design. *5th International Symposium on Superalloys 1984 (7-11 October, Champion, Pennsylvania)*, pp. 523–532. http://www.tms.org/superalloys/10.7449/1984/Superalloys_1984_523_532.pdf
- Logunov A.V., Shmotin Yu.N., Danilov D.V. *Tekhnologiya metallov*, 2014, no. 6, pp. 3–10.
- Logunov A.V., Shmotin Yu.N., Danilov D.V. *Tekhnologiya metallov*, 2014, no. 7, pp. 3–11.
- Sidorov V.V., Morozova G.I., Petrushin N.V., Kulesheva E.A., Kulebyakina A.M., Dmitrieva L.I. *Metally*, 1990, no. 1, pp. 26–32.
- Beresnev A. G., Loghunov A. V., Loghachiova A. I. Some problems related to refinement of high-temperature alloys produced by means of granular metallurgy techniques. *Aerospace MAI Journal*, 2008, vol. 15, no. 3, pp. 83–89.
- Wahl J.B., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX-7 and CMSX-8. *12th International Symposium on Superalloys 2012 (9-13 September, Champion, Pennsylvania)*. - *The Minerals, Metals, & Materials Society*, 2012, pp. 179–188. http://www.tms.org/superalloys/10.7449/2012/Superalloys_2012_179_188.pdf
- Magerramova L.A., Vasilyev B.E. The influence of crystal orientation on the stress-strain state and strength of a turbine blade. *Aerospace MAI Journal*, 2012, vol. 19, no. 5, pp. 89–97.
- Kuleshova E.A., Cherkasova E.R., Logunov A.V. *Metалловедение i termicheskaya obrabotka metallov*, 1981, no. 6, pp. 54–59.
- Caron P. High γ' solvus new generation nickel – based superalloys for single crystal turbine blade application. *9th International Symposium on Superalloys 2000 (17-21 September, Champion, Pennsylvania)*. - *The Minerals, Metals, & Materials Society*, 2000, pp. 737–746.
- Reed R.S. *The Superalloys. Fundamentals and Applications*. NY, Cambridge University Press, 2006, 372 p.
- Zaitsev N.A., Logunov A.V., Shatul'skii A.A., Shmotin Yu.N. *Tekhnologiya metallov*, 2011, no. 10, pp. 38–46.
- Logunov A.V., Shmotin Yu.N. *Sovremennye zharoprochnye nikelovye splavy dlya diskov gazovykh turbin: materialy i tekhnologii* (Modern heat-resistant Nickel alloys for gas turbine discs: materials and technologies), Moscow, Nauka i tekhnologii, 2013, 264 p.
- Maslenkov S.B. *Metалловедение i termicheskaya obrabotka metallov*, 1977, no. 10, pp. 49–53.
- Taganov V.B. *Vzaimodeistviya v rastvorakh elektrolitov: modelirovanie sol'vatatsionnykh protsessov, ravnovesii v rastvorakh polielektrolitov i matematicheskoe prognozirovanie khimicheskikh sistem* (Interactions in electrolyte solutions: solvation processes modeling, equilibria in polyelectrolyte solutions and mathematical prediction of chemical systems), Moscow, Akademia Estestvoznaniya, 2009, 141 p.
- Gertsriken S.D., Dekhtyar I.Ya. *Diffuziya v metallakh i splavakh v tverdoi faze* (Diffusion in metals and alloys in the solid phase), Moscow, Gosudarstvennoe izdatel'stvo fiziko-matematicheskoi literatury, 1960, 564 p.
- Liteinye zharoprochnye splavy. Effekt S.T. Kishkina* (Casting of heat-resistant alloys. S.T. Kishkin Effect), Moscow, Nauka, 2006, 272 p.
- Shmotin Yu.N., Logunov A.V., Leshchenko I.A., Zavodov S.A., Danilov D.V., Khryashchev I.I., Mikhailov A.M., Mikhailov M.A., Semin A.E. *Patent RU 2626118 C2*, 27.07.2017.