

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТУРБИНЫХ ЛОПАТОК МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ (МОНО) КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

По алгоритму разработанной комплексной расчетно-аналитической методики (КРАМ) спроектирован новый литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У-М1 для изготовления турбинных лопаток методом направленной (моно) кристаллизации. Разработанный сплав обладает коррозионной стойкостью на уровне промышленного коррозионностойкого сплава ЗМИ-3У, при этом имеет повышенные характеристики жаропрочности $\sigma_{40}^{975} = 260$ МПа на уровне авиационного литейного жаропрочного некоррозионностойкого никелевого сплава ЖС26-ВИ с направленной (моно) структурой.

Ключевые слова: литейные жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС), параметры работоспособности, методика (КРАМ), регрессионная модель (РМ), регрессионное уравнение (РУ), служебные свойства.

Введение

В настоящее время без применения новых жаропрочных материалов и технологий производства из них деталей газотурбинных двигателей (ГТД) невозможно обеспечение повышенного уровня требований к перспективному ГТД. Поэтому, одним из важных направлений повышения эксплуатационных характеристик ответственных деталей ГТД является получение турбинных лопаток методом направленной (моно) кристаллизации из новых литейных коррозионностойких никелевых сплавов, обладающих повышенной жаропрочностью [1–6].

К наиболее известным литейным жаропрочным никелевым сплавам (ЖНС), широко применяемым для изготовления лопаток методом направленной (моно) кристаллизации, относятся промышленные сплавы ЖС6У, ЖС26 и др. Так, например, сплав ЖС26, легированный алюминием в количестве 5,5–6,2 % (по массе), в котором объемная доля γ' -фазы достигает 58–62 %, обладает более высокой жаропрочностью и лучшим сопротивлением высокотемпературной ползучести материала при 1000 °С, по сравнению с коррозионностойким промышленным сплавом ЗМИ-3У, легированным алюминием в количестве 2,8–4,0 % (по массе), в котором объемная доля γ' -фазы в среднем меньше на 15 %, что составляет 44–52 %. Однако, промышленный сплав ЖС26 не обладает стойкостью к газовой коррозии, что делает его применение для стационарных газотурбинных установок (ГТУ) малоперспективным. В тоже время, промышленный сплав ЗМИ-3У обладает необходимым уровнем высокотемпературной коррозионной (ВТК) стойкости, однако не обладает требуемым уровнем

жаропрочности, что также ограничивает его возможности для применения в перспективных ГТУ [6–11].

В связи с вышеизложенным, проектирование и внедрение в промышленность новых литейных коррозионностойких ЖНС с повышенным уровнем жаропрочности для изготовления лопаток методом направленной (моно) кристаллизации к перспективному ГТУ с помощью разработанного экспрессного метода компьютерного проектирования, заменившего малоэффективный эмпирический метод «проб и ошибок», является для Украины актуальным, конкурентным и экономически выгодным направлением.

Постановка задачи

Целью настоящей работы является проектирование с помощью разработанного экспрессного комплексного расчетно-аналитического метода (КРАМ) [12] нового литейного коррозионностойкого ЖНС с повышенными прочностными характеристиками на уровне литейного жаропрочного некоррозионностойкого сплава ЖС26 для изготовления литых лопаток первой ступени с направленной (моно) структурой турбин типа Д-336 разных модификаций.

Поиск перспективных композиций разрабатываемого сплава проводился по алгоритму компьютерного моделирования методом КРАМ на основе системы легирования промышленного литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЗМИ-3У, взятого за прототип, химический состав которого приведен в таблице 1, вместе с составом промышленного жаропрочного сплава ЖС26-ВИ, взятого за аналог.

Таблиця 1 – Химический состав промышленных литейных никелевых сплавов ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ среднего уровня легирования [6]

Марка сплава	Среднее содержание элементов, % (по массе)											
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	V	Y	B	Ni
ЗМИ-3У	0,11	13,3	5,0	0,8	7,3	3,4	4,8	-	-	0,03	0,015	Осн.
ЖС26-ВИ	0,15	5,0	9,0	1,1	11,7	5,9	1,0	1,6	1,0	-	0,015	Осн.

В выбранную базовую систему легирования сплава ЗМИ-3У (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Y-B-C) вводился новый элемент – тантал (Ta), что было обусловлено следующими обстоятельствами:

- во-первых, тантал способствует увеличению объемной доли основной упрочняющей γ' - фазы и повышению ее термодинамической стабильности;
- во-вторых, тантал способствует повышению температуры эвтектических превращений и полного растворения основной упрочняющей γ' - фазы, а следовательно, увеличению остаточного количества γ' - фазы при рабочих температурах, что положительно влияет на характеристики жаропрочности, особенно длительную прочность;
- в-третьих, тантал способствует сужению интервала кристаллизации, что положительно влияет на технологичность сплава при получении бездефектной направленной (моно) структуры в образцах и лопатках;
- в-четвертых, тантал положительно влияет на температурную стабильность и морфологию карбидной фазы типа MeC, при этом заметно подавляется механизм образования неблагоприятных и менее термодинамически устойчивых карбидов типа $Me_{23}C_6$, что способствует повышению структурной и фазовой стабильности материала.

Опираясь на вышеизложенное, были сформулированы исходные условия для проектирования сплава в новой системе многокомпонентного легирования Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta- B-Y-La-C. В таблице 2 приве-

дены контролируемые параметры, закладываемые в расчет для многокритериальной оптимизации состава проектируемого сплава.

Анализ результатов

В данной работе представлены результаты компьютерного проектирования и экспериментальных исследований нового литейного коррозионностойкого никелевого сплава, обладающего повышенными прочностными характеристиками, а также технологичностью на уровне промышленного сплава ЖС26-ВИ при изготовлении рабочих лопаток первой ступени методом направленной (моно) кристаллизации для установок типа Д-336 разных модификаций в условиях промышленного производства ГП «Ивченко-Прогресс».

Следует отметить, что в отличие от более жаропрочного промышленного сплава ЖС26, содержащего (Cr = 5 %; Ti = 1,0 %) и не обладающего коррозионной стойкостью, промышленный коррозионностойкий сплав ЗМИ-3У содержит в составе большее количество (Cr = 13,3 %; Ti = 4,8 %). При этом, сплав ЗМИ-3У не обладает требуемым уровнем жаропрочности, так как количество основной упрочняющей γ' - фазы не соответствует условиям ($V_{\gamma'}^{20} > 60$ %). Поэтому, для многокритериальной оптимизации состава разрабатываемого сплава были сформулированы следующие требования и выбраны основные контролируемые параметры, закладываемые в комплексный расчет:

Таблиця 2 – Основные параметры для многокритериальной оптимизации состава проектируемого сплава

Контролируемые параметры	Единица измерения	Уровень параметра
Параметр стабильности, $\Pi_{\text{ГПУ}} = Cr / [Cr+Mo+W]$	-	$0,825 \pm 0,025$
Суммарное к-во электронных вакансий в γ - тв. p-ре, $\bar{N} v_{\gamma}$	-	$\leq 2,45$
Суммарное к-во валентных электронов в γ - тв. p-ре, $\bar{M} d_{\gamma}$	-	$\leq 0,93$
Суммарное к-во валентных электронов в сплаве, $\bar{M} d_c$	-	$0,980 \pm 0,008$
Параметр дисбаланса системы легирования, ΔE	-	$\pm 0,04$
Суммарное содержание $\sum_{\gamma} = (Mo+W+Ta+Re+Ru)$	%, масс.	$\geq 11,0$
Суммарное содержание $\sum_{\gamma'} = (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)$	%, масс.	$\geq 11,0$
Температура солидус, t_s	°C	≥ 1290 °C
Температурный интервал кристаллизации, $\Delta t_{\text{кр}}$	°C	≤ 80
Температурный интервал для гомогенизации, $\Delta t_{\text{ГОМ}}$	°C	≥ 20 °C
Количество упрочняющей γ' - фазы (20 °C), $V_{\gamma'}^{20}$	%, масс.	≥ 60
Размерное несоответствие решеток γ - и γ' - (мисфит), δ	%	$0,15-0,45$
Предел кратковременной прочности (20 °C), σ_B^{20}	МПа	≥ 950
Относительное удлинение (20 °C), δ^{20}	%	$\geq 5,0$
Длительная прочность $\tau_{\text{РАЗР.}}^{975}, \sigma_{260}^{975}$	час.	≥ 40
Параметр коррозии, $\Pi_{\text{КС}} = \sqrt{Cr \times [Ti / Al]}$	-	$\geq 3,0$
Уровень выхода годного литья лопаток по макроструктуре	%	На уровне сплава ЖС26-ВИ

- выполнение условий структурной стабильности по параметрам: $\Pi_{\text{ТВ}} = \text{Cr} / [\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}] = 0,825 \pm 0,025$;

$\bar{N}_{V\gamma} \leq 2,45$, $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$, $\Delta E = \pm 0,04$, $\bar{M}d_c = 0,980 \pm 0,008$;

- обеспечение прочностных характеристик, близких к уровню промышленного литейного жаропрочного сплава ЖС26-ВИ, взятого за аналог: количество основной упрочняющей γ' - фазы $V_{\gamma'}^{20} \geq 60\%$ (по массе); кратковременная прочность $\sigma_B^{20} \geq 950$ МПа; $\delta^{20} \geq 5,0\%$ и длительная прочность $\sigma_{260}^{975} \geq 40$ часов в соответствии с ТУ 14-134-446;

- обеспечение коррозионной стойкости близкой к уровню промышленного литейного коррозионностойкого сплава ЗМИ-3У, взятого за прототип: параметр коррозии $\Pi_{\text{КС}} = \text{Cr} \times [\text{Ti} / \text{Al}] \geq 3,0$.

Указанные в таблице 2 значения характеристик для разрабатываемого сплава, достигались путем многокритериальной оптимизации состава, легированного танталом на основе промышленного сплава ЗМИ-3У, взятого за прототип, с помощью алгоритма, разработанного экспресс-метода КРАМ (рис. 1). К концептуально новому подходу в сбалансированности легирования литейных ЖНС можно отнести следующие положения:

- для обеспечения работоспособности разрабатываемого сплава необходимо сбалансировать общий химический состав сплава: по γ' - образующим элементам $\sum \gamma' = (\text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}) \geq 11\%$ по массе; по элементам упрочняющим γ - твердый раствор $\sum \gamma = (\text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru}) \geq 11\%$ по массе;

- для обеспечения требуемого уровня прочностных характеристик необходимо повышение величины мисфит-фактора δ , за счет увеличения размерного несоответствия периодов кристаллических решеток γ' - фазы

и γ' - твердого раствора, что достигается введением в новую систему легирования разрабатываемого сплава оптимального количества Та, который положительно влияет на величину мисфит-фактора (δ);

- введение в систему легирования проектируемого сплава оптимального количества нового элемента Та (4 %) при снижении в базовом составе сплава ЗМИ-3У среднего содержания Cr – с 13,5% до 11,5 % и С – с 0,12 % до 0,06 %, а также снижении верхней границы легирования по Ti с 5,5 % до 4,8 % при одновременном повышении нижней границы легирования по Al с 2,8 % до 3,4 % по массе, обеспечит повышение температурного уровня прочностных характеристик и повысит работоспособность материала.

В качестве переменных факторов для исследуемых расчетных составов были выбраны следующие варьируемые легирующие элементы (ЛЭ) – новый вводимый элемент тантал (Та), а также элементы, входящие в состав базового сплава ЗМИ-3У – хром (Cr) и углерод (С). Диапазон варьирования концентраций исследуемых компонентов в выбранной новой системе легирования Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Y-B-C задавался в следующих пределах (% по массе): Та (0,0–5,0)%; Cr (11,0–13,5)%; С (0,04–0,16)%.

Изначально в компьютерном эксперименте проводилась оценка структурной стабильности расчетных составов в заданном диапазоне варьирования указанными элементами по параметрам $\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, $\bar{M}d_c$ и ΔE , как традиционными методами по известным регрессионным уравнениям (РУ) [1–4, 6, 7, 13–18], так и по математическим регрессионным моделям (РМ) в соответствии с алгоритмом (рис. 1) разработанной методики КРАМ [12, 19–22].



Рис. 1. Алгоритм компьютерного расчета проектируемого сплава ЗМИ-3У-M1 по разработанной методике КРАМ [12]

Известно [1, 2, 14, 15], что величина и знак параметра дисбаланса легирования ΔE определяет направление реакций в γ - твердом растворе, определяющих склонность жаропрочных никелевых сплавов к выделению того или иного типа ТПУ- фаз. Так, в сплавах с большим отрицательным дисбалансом легирования ($\Delta E < -0,04$) велика вероятность образования гетеротипных соединений: карбидов типа M_6C , α - фаз на основе W и Mo, а также топологически плотноупакованных фаз типа σ -, μ -. Сплавы с большим положительным дисбалансом легирования ($\Delta E > +0,04$) склонны к образованию гомеотипных соединений типа η - фазы на основе Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta , а также эвтектических (перитектических) фаз на основе Ni_3Al . Если величина $\Delta E = 0$, то состав сплава считается идеально сбалансированным.

В таблице 3 представлены опытные варианты составов 1–5 проектируемого сплава, вместе с составами промышленных сплавов ЗМИ-3У и ЖС26 среднего уровня легирования. Композиции составов, которые удовлетворяли условиям: $P_{ТПУ} = 0,80–0,85$;

$\bar{N}_{V\gamma} \leq 2,45$ и $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$; $-0,04 \leq \Delta E \leq +0,04$ и $0,972 \leq \bar{M}d_C \leq 0,988$, считались фазово-стабильными.

Расчеты параметров структурной стабильности $\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, ΔE , $\bar{M}d_C$ проводились путем перевода химических составов γ - твердых растворов и общих составов в ат. %.

Из таблицы 3 видно, что опытные составы 1–4, а также промышленные сплавы ЖС26 и ЗМИ-3У сбалансированы с точки зрения условий дисбаланса легирования $\Delta E = \pm 0,04$. Величина дисбаланса системы легирования ΔE в опытных составах 1–4 находится в пределах от +0,0054 до -0,0400, что удовлетворяет условиям сбалансированного легирования. При этом, величина дисбаланса системы легирования в опытном составе 5 ($\Delta E = -0,0856$) не удовлетворяет условиям сбалансированного легирования состава.

Далее в соответствии с алгоритмом методики КРАМ (рис. 1) для фазово-стабильных композиций 1–4 рассчитывались группы параметров: структурно-фазовые, физические, температурные, коррозионные и прочностные.

При выборе оптимальной композиции проектируемого сплава для направленной (моно) кристаллизации показано, что структурная стабильность является необходимым, но не достаточным условием для достижения требуемых показателей жаропрочности. Необходимыми структурными и физическими факторами, обеспечивающими требуемый уровень жаропрочности в температурном интервале 800–1000 °С, является величина объемной доли γ' - фазы, которая должна быть $V_{\gamma}^{20} \geq 60$ % по массе, а также мисфит-фактор, величина которого должна находиться в пределах $\delta = 0,15\%–0,45\%$.

С учетом сравнительного анализа полученных данных по группам расчетных характеристик для опытных композиций, путем многокритериальной оптимизации состава по контролируемым параметрам (см. табл. 2), для дальнейших экспериментальных исследований был выбран опытный состав 4 (см. табл. 3), с присвоенным обозначением марки ЗМИ-3У-М1.

Экспериментальные исследования осуществлялись на опытных образцах тестовых плавок по заданным параметрам в соответствии с таблицей 2. Химический состав оптимального уровня легирования спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 приведен в таблице 4.

Для сравнительной оценки склонности к структурной и фазовой нестабильности оптимизированного состава спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 использовались как традиционные расчетные методы РНАСОМ (Nv) [7, 11], New РНАСОМ (Md) [13], ДЕ-метод [1, 2 14, 15] с их известными регрессионными уравнениями (РУ), так и полученные математические регрессионные модели (РМ) [12, 19–22].

Таблица 3 – Влияние варьирования легирующими элементами в базовом составе промышленного сплава ЗМИ-3У на параметры структурной стабильности

№ состава	Варьирование элементами, % по массе			К-во, % масс.	Мисфит, %	Параметры структурной стабильности				
	C	Ta	Cr			V_{γ}^{20}	δ	$P_{ТПУ}$	Nv_{γ}	Md_{γ}
ЗМИ-3У	0,12	-	13,5	50,9	0,207	0,8419	2,2801	0,9164	0,9870	+0,0356
1	0,12	1,0	13,0	53,9	0,230	0,8434	2,2846	0,9168	0,9813	+0,0054
2	0,10	2,0	12,5	57,0	0,275	0,8381	2,2941	0,9178	0,9772	-0,0167
3	0,08	3,0	12,0	59,9	0,318	0,8325	2,3036	0,9187	0,9729	-0,0393
4	0,06	4,0	11,5	62,6	0,359	0,8265	2,3016	0,9185	0,9728	-0,0400
5	0,04	5,0	11,0	65,0	0,399	0,8200	2,3241	0,9207	0,9642	-0,0856
ЖС26-ВИ	0,16	-	5,0	61,9	0,207	0,5614	1,9604	0,8852	0,9835	+0,0168

Таблица 4 – Оптимизированный состав спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1

Сплав ЗМИ-3У-М1	Содержание основных легирующих элементов %, по массе											
	C	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta	Y	La	B	Ni
	0,06	11,5	5,0	3,5	4,5	7,0	0,8	4,0	0,03	0,01	0,010	Осн.

На основе критериев (параметров) работоспособности литейных ЖНС, обоснованных в работах [12, 19–22] были проведены расчеты методом CALPHAD [23] по структурно-фазовым и физическим параметрам [24]. Компьютерное моделирование процесса кристаллизации сплава осуществлялось от температуры жидкого состояния (1400 °С) до комнатной температуры (20 °С) с температурным шагом 10 °С по всему диапазону, что позволило спрогнозировать наиболее вероятный тип, количество и состав выделившихся фаз в процессе кристаллизации. В таблицах 6 и 7 представлены расчетные значения структурно-фазовых и физических параметров для проектируемого сплава ЗМИ-3У-М1 оптимального уровня легирования.

В таблице 8 представлены расчетные и экспериментальные значения, которые были получены методом дифференциального термического анализа (ДТА) на установке ВДТА-8М в среде гелия при постоянной скорости нагрева (охлаждения), равной 80 °С/мин [25, 26]. В качестве эталона использовался термически инерт-

ный образец чистого вольфрама (W-эталон). Технология калибровки по температурам плавления чистых металлов позволила получить хорошо воспроизводимые результаты, независимо от скорости нагрева.

Комплекс сравнительных экспериментальных исследований проводился на опытных образцах тестовых плавок из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1, в сравнении с аналогичными образцами промышленных сплавов ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ. Опытные образцы из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 получали вакуумно-индукционной плавкой на установке марки УВНК-8П для направленной (моно) кристаллизации по серийной технологии.

Расчетные исследования ВТК – стойкости проводились для состава спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 (табл. 4) для синтетической золы при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С на базе 100 часов по полученным математическим РМ для данной группы параметров [12, 21].

Таблица 5 – Параметры структурной стабильности сплава ЗМИ-3У-М1 [20]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Параметры структурной стабильности				
	$P_{\text{ТНУ}} = 0,825 \pm 0,025$	$Nv_{\gamma} \leq 2,45$	$Md_{\gamma} \leq 0,93$	$\Delta E = \pm 0,04$	$Md_c = 0,980 \pm 0,008$
Расчет по РУ	-	2,2159	0,9020	-0,0400	0,9720
Расчет по РМ	0,8265	2,3016	0,9185	-0,0400	0,9728

Таблица 6 – Значения структурно-фазовых параметров сплава ЗМИ-3У-М1 [24]

Тип фазы	Количество фазы, % по массе		CALPHAD-метод [24]								
			Расчетный химический состав фаз при 20 ⁰ С, % по массе								
	Эксперимент	Расчет	С	Со	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	Ni
γ -	38,2-35,55	36,05	-	10,34	25,73	0,28	0,06	0,61	7,59	0,15	55,24
γ' -	60,5-63,0	62,6	-	2,19	1,52	5,43	6,90	0,04	4,38	6,09	73,45
МС	0,35-0,45	0,40	10,40	-	0,28	-	27,29	0,12	9,15	52,76	-
$M_{23}C_6$	0,95-1,00	0,95	5,11	0,84	73,19	-	-	14,59	4,31	-	1,96

Таблица 7 – Значения физических параметров сплава ЗМИ-3У-М1 [24]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Физические параметры при 20 °С								
	ρ	E	$\alpha \cdot 10^6$	C_p	$r \cdot 10^6$	λ	$a_{\gamma'}$	a_{γ}	δ
Ед. измер.	г/см ³	ГПа	1/К	Дж/г·К	Ом·м	Вт/м·К	А°	А°	%
CALPHAD	8,46	213,66	11,29	0,42	0,70	10,39	3,591	3,578	0,359

Примечание: ρ – удельная плотность; E – модуль упругости Юнга; α – коэффициент термического расширения; C_p – удельная теплоемкость; r – удельное электросопротивление; λ – теплопроводность; $a_{\gamma'}$ – параметр кристаллической решетки γ' - фазы; a_{γ} – параметр кристаллической решетки γ - твердого раствора; δ – (мисфит) размерное несоответствие параметров решеток.

Таблица 8 – Температурные параметры сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 20, 26]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Температурные параметры, °С									
	\sum_{γ}	t_L	t_S	$\sum_{\gamma'}$	$t_{ЭВТ}$	$t_{Н.Р. \gamma'}$	$t_{П.Р. \gamma'}$	$\Delta t_{КР}$	$\Delta t_{ГОМ}$	$t_{ГОМ}$
Расчет по РМ	11,8	1374	1296	12,1	1293	850	1258	78	38	-
Эксперимент	-	1365	1305	-	1290	-	1248	60	42	1250

Примечание: t_L – температура ликвидус; t_S – температура солидус; $t_{ЭВТ}$ – температура локального плавления эвтектической (перитектической) γ - γ' – фазы; $t_{Н.Р. \gamma'}$, $t_{П.Р. \gamma'}$ – температуры начала и полного (конца) растворения γ' - фазы; $\Delta t_{КР}$ – интервал кристаллизации сплава; $\Delta t_{ГОМ}$ – температурный интервал для проведения гомогенизации; $t_{ГОМ}$ – оптимальная температура гомогенизации для сплава.

Экспериментальные исследования ВТК – стойкости образцов тестовой плавки сплава ЗМИ-3У-М1 с направленной (моно) [001] структурой проводились в синтетической золе при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С, в сравнении со сплавами ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ по методике, разработанной Никитиным В.И. (ЦКТИ им. И. И. Ползунова), широко применяемой в отрасли [8–10].

Для коррозионных испытаний использовались стандартные цилиндрические образцы диаметром 10 мм и длиной 12 мм, на которые после предварительного обезжиривания, измерения и взвешивания на аналитических весах с точностью ($\pm 0,0005$ г), наносилась синтетическая зола в количестве 15 мг/см², имитирующей продукты сгорания газотурбинного топлива следующего состава: Na₂SO₄ – 66,2 %; Fe₂O₃ – 20,4 %; NiO – 8,3 %; CaO – 3,3 %; V₂O₅ – 1,8 % (по массе). Затем исследуемые образцы помещались и выдерживались в печи на платформе из огнеупорного материала в воздушной атмосфере. Испытания при всех температурах проводились в течение 100 часов.

После проведения экспериментов продукты коррозии удалялись по методике водородного восстановления окислы. После проведения коррозионных испытаний образцы исследовались методами весового, металлографического и рентгеноструктурного фазового анализов. Стойкость образцов опытных составов к ВТК оценивалась по средней скорости коррозии \bar{V}_q , г/м²·с.

В таблице 9 представлены расчетные и экспериментальные значения коррозионных параметров спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1.

Механические испытания проводились на стандартных цилиндрических образцах из разработанного сплава

ЗМИ-3У-М1 с направленной (моно) структурой на кратковременную и длительную прочность стандартными методами. Испытания на кратковременную прочность проводились на образцах с направленной (моно) [001] структурой при температурах 20, 800, 900 и 1000 °С на разрывных машинах УМЭ-10ТМ и ГСМ-20 (ГОСТ 1497-61, ГОСТ 9651-73, ГОСТ 1497-84). Испытания на длительную прочность проводились при температурах 800, 900, 975 и 1000 °С на машинах АИМА-5-2 и ZTZ 3/3 (ГОСТ 10145-81).

В таблицах 11, 12 представлены расчетные и экспериментальные значения пределов кратковременной и длительной прочности образцов тестовых плавок спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 при разных температурах.

Путем многокритериальной оптимизации состава на основе расчетных и экспериментальных исследований, разработанный сплав ЗМИ-3У-М1 при заданных условиях проектирования обеспечивает необходимый уровень требуемых параметров и характеристик. Сбалансированный состав содержит с указанными пределами легирования оптимальное содержание: Та = (4,0 ± 0,3)%; более низкое содержание Сг = (11,5 ± 0,3)% и С = (0,06 ± 0,02)% по массе, чем у сплава ЗМИ-3У, взятого за прототип; более низкое содержание W = (7,0 ± 0,3)%, чем у сплава ЖС26-ВИ, взятого за аналог.

В таблице 13 представлены сравнительные результаты расчетных и экспериментальных значений характеристик спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 по группам параметров: структурная стабильность, структурно-фазовые, физические, температурные, коррозионные и прочностные характеристики, в сравнении со значениями аналогичных характеристик для промышленных сплавов ЗМИ-3У [27] и ЖС26-ВИ [3–6].

Таблица 9 – Средняя скорость коррозии сплава ЗМИ-3У-М1 при разных температурах [12, 21]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Средняя скорость коррозии V_q^t , г / м ² ·с					$t_{\text{КРИТ.}}$, °С
	$P_{\text{КС}} \geq 3,0$	$V_q^{800} \cdot 10^3$	$V_q^{850} \cdot 10^3$	$V_q^{900} \cdot 10^3$	$V_q^{950} \cdot 10^3$	
Расчет по РМ	4,24	0,0322	0,6653	2,5354	4,4107	829
Эксперимент	-	0,02	0,60	2,50	3,95	~830

Таблица 10 – Количество γ' - фазы в сплаве ЗМИ-3У-М1 при разных температурах [12, 22]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Предел кратковременной прочности σ_B^t , МПа							
	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}	δ^{20}	δ^{800}	δ^{900}	δ^{1000}
Расчет по РМ	1112	1025	914	628	-	-	-	-
Эксперимент	1090-1220	930-1030	835-900	620-680	5,4-7,3	8,0-10,1	14,0-19,7	14,0-18,2

Таблица 11 – Предел кратковременной прочности сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 22]

Сплав ЗМИ-3У-М1	Количество упрочняющей γ' - фазы, % по массе			
	$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
Расчет по РМ	62,60	63,00	58,70	51,60
Эксперимент	61,80	-	-	-

Таблица 12 – Предел длительной прочности сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 22]

Сплав ЗМИ-3У-М1	100- и 1000- часовой предел длительной прочности σ_z^t , МПа					
	σ_{100}^{800}	σ_{1000}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{1000}^{900}	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{1000}
Расчет по РМ	648	490	405	195	200	90
Эксперимент	580-640	460-500	380-400	180-220	180-200	80-90

Таблица 13 – Сравнительные значения характеристик сплавов

Характеристики параметров по группам	Значения характеристик сплавов		
	Сплав-прототип ЗМИ-3У	Спроектированный сплав ЗМИ-3У-М1	Сплав-аналог ЖС26-ВИ
Структурная стабильность: $\Pi_{\text{ТПУ}} = 0,825 \pm 0,025$ $N_{V\gamma} \leq 2,45$ $Md_{\gamma} \leq 0,93$ $Md_C = 0,980 \pm 0,008$ $\Delta E = \pm 0,04$	0,8419 2,2801 0,9164 0,9870 +0,0356	0,8265 2,3016 0,9185 0,9728 -0,0400	0,5614 1,9604 0,8852 0,9835 +0,0168
Структурно-фазовые: $\Sigma_{\gamma} \geq 11$ % (по массе) $\Sigma_{\beta} \geq 11$ % (по массе) $V_{\gamma}^{20} \geq 60$ % (по массе)	8,2 8,1 48,0–52,0	12,1 11,8 60,5–63,0	8,4 12,8 58,0–62,0
Физические: ρ , г/см ³ мисфит $0,15 \leq \delta \leq 0,45$ %	8,29 0,203	8,46 0,359	8,57 0,213
Температурные: t_L , °С $t_S \geq 1290$, °С $\Delta t_{\text{КР}} \leq 80$, °С $t_{\text{ЭВТ}}$, °С $t_{\text{Н.Р.}}$, °С $t_{\text{П.Р.}}$, °С $\Delta t_{\text{ГОМ}} \geq 20$, °С $t_{\text{ГОМ}}$, °С	1343 1245 98 1235 840 1167 68 1180° ± 10°	1365 1305 60 1290 850 1248 42 1250° ± 10°	1383 1310 73 1284 855 1260 24 1265° ± 10°
Коррозионные: $\Pi_{\text{КС}} \geq 3,0$ $Vq^{800} \times 10^3$, г/м ² ·с $Vq^{850} \times 10^3$, г/м ² ·с $Vq^{900} \times 10^3$, г/м ² ·с $Vq^{950} \times 10^3$, г/м ² ·с $t_{\text{КРИТ.}}$, °С	5,15 0,014 0,30 1,22 2,29 ~850°	4,24 0,02 0,60 2,50 3,95 ~830°	0,39 1,19 19,7 56,1 71,5 ~590°
Кратковрем. прочность: $\sigma_B^{20} \geq 950$ МПа σ_B^{800} , МПа σ_B^{900} , МПа σ_B^{1000} , МПа	840–940 850–955 720–750 -	1090–1220 930–1030 835–900 620–680	860–930 910–1030 850–880 670–690
Длительная прочность: σ_{100}^{800} , МПа σ_{1000}^{800} , МПа σ_{100}^{900} , МПа σ_{1000}^{900} , МПа σ_{100}^{1000} , МПа σ_{1000}^{1000} , МПа $\sigma_{260}^{975} \geq 40$ часов	450–520 350–390 260–280 140–170 - - -	580–640 460–500 380–400 180–220 180–200 80–90 58–101	545–620 460–500 380–410 220–240 180–200 80–100 67–121
Характеристики параметров по группам	Значения характеристик сплавов		
	Сплав-прототип ЗМИ-3У	Спроектированный сплав ЗМИ-3У-М1	Сплав-аналог ЖС26-ВИ
Усталостная прочность при 20 °С; σ_{-1} , МПа ; $N = 2 \cdot 10^7$ циклов	215	240	220
Выход годных лопаток по макроструктуре, %	20–25	48–50	48–50

Отливка рабочих лопаток первой ступени турбины высокого давления (ТВД) установки Д-336 проводилась на вакуумно-индукционной установке для направленной кристаллизации марки УВНК-8П в соответствии с серийной технологией. На рисунке 2 представлен внешний вид рабочих лопаток с направленной (моно) структурой из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1.

Исследования микроструктуры опытных образцов из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 с направленной (моно) структурой проводились на нетравленных и травленных микрошлифах, плоскость которых была ориентирована вдоль и по нормали к поверхности образцов, на световом оптическом микроскопе «Olympus IX-70» с цифровой видеокамерой «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при увеличениях $\times 200$, 1000.



Рис. 2. Литые рабочие лопатки турбины высокого давления (ТВД) с направленной (моно) структурой турбины Д-336, изготовленных из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 в промышленных условиях ГП «Ивченко-Прогресс»: *a* – внешний вид отлитых лопаток со стартовыми кристаллами и конусами; *б, в* – брак лопаток по макроструктуре; *г* – макроструктура годной лопатки

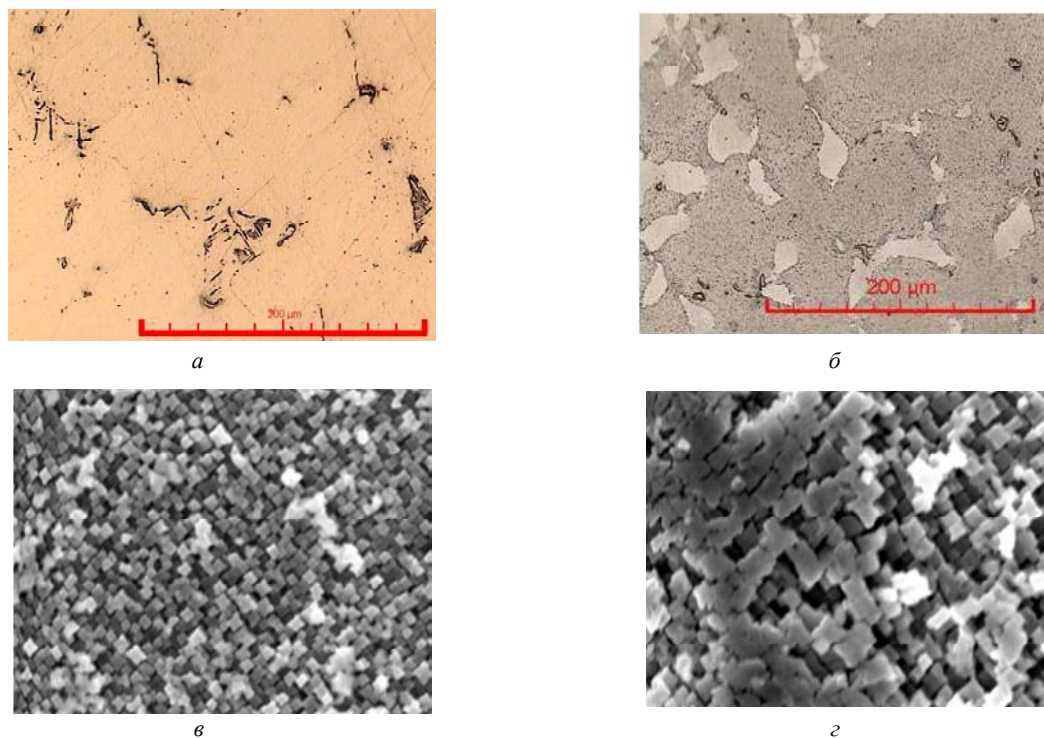


Рис. 3. Микроструктура спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 в литом состоянии при разных увеличениях: (*a, б*) – $\times 200$; (*в, г*) – $\times 10000$: *a* – без травления; *б* – травление в электролите; *в* – ось дендрита; *г* – межосевое пространство

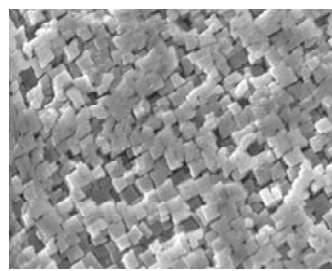
Металлографические исследования показали, после литья образцы и отливки лопаток из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1 имели типичную для литейных ЖНС направленную структуру дендритного строения, в которой первично кристаллизующей фазой является γ -твердый раствор в виде дендритов (рис. 3 *a, б*). Вслед-

ствие микроликвации легирующих элементов в процессе направленной кристаллизации в микроструктуре образцов и отливок лопаток сплава ЗМИ-3У-М1 наблюдается химическая и структурная неоднородность, которая в большей степени устраняется последующей термической обработкой.

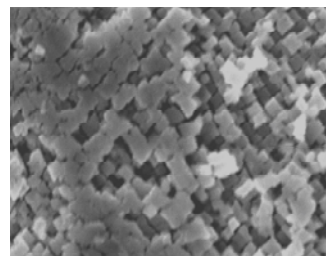
Тонкое исследование микроструктуры образцов спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 в литом состоянии и после ТО проводилось методом электронной микроскопии на растровом микроскопе JEOL JSM-6360LA при увеличении $\times 10000$. Исследования структуры показали, что размер и форма частиц основной упрочняющей γ' - фазы значительно различаются в осях (см. рис. 3 в) и межосных пространствах (см. рис. 3 з), в последних частицы γ' - фазы в 3–5 раз крупнее, чем в осях дендритов. Размерная и морфологическая неоднородность частиц γ' - фазы является прямым следствием дендритной ликвации в процессе кристаллизации образцов и лопаток.

После термообработки, проведенной по оптимальному режиму: гомогенизация при $1250 \text{ }^\circ\text{C} \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 4 часов с последующим охлаждением на воздухе, произошло достаточно полное растворение неравновесной эвтектики (перитектики) $\gamma+\gamma'$, размеры и морфология частиц γ' - фазы по дендритной ячейке практически выровнялись, однако в осях дендритов частицы γ' - фазы остаются несколько мельче (рис. 4 а), чем в междендритных областях (рис. 4 б).

После механической обработки 24 опытные лопатки, изготовленные из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1, подверглись усталостным испытаниям, которые проводились на вибростенде МИКАТ с параметрами нагружения: $\sigma_{\text{НАГ}} = 180 \text{ МПа}$ (18 кгс/мм^2); $\Delta\sigma = \pm 2 \text{ МПа}$; $N = 2 \cdot 10^7$ циклов, с целью определения предела выносливости. Результаты испытаний приведены в табл. 14.



а



б

Рис. 4. Морфология γ' - фазы в термообработанном (а, б) состоянии спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1, $\times 10000$: а – ось дендрита; б – межосное пространство

В результате комплексных исследований путем многокритериальной оптимизации состава по требуемым параметрам спроектирован сплав ЗМИ-3У-М1, который в условиях промышленного производства ГП «Ивченко-Прогресс» аттестован по прочностным характеристикам на двух плавках общим весом 1000 кг. Из раз-

Таблица 14 – Результаты усталостных испытаний опытных лопаток из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1

№ лопатки	σ_1 , МПа (кгс/мм ²)	f, Гц	N, циклов	КГО	Результаты цветной дефектоскопии ЛЮМ1-ОВ
1	240 (24)	2991	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
2	240 (24)	3014	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
3	240 (24)	2970	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу трещин нет
4	240 (24)	2987	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
5	240 (24)	3110	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
6	240 (24)	2999	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
7	240 (24)	3037	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
8	240 (24)	2954	$2 \cdot 10^7$	Моно 2 ⁰	По перу трещин нет
9	220 (22)	2976	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу трещин нет
10	220 (22)	3157	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
11	220 (22)	2971	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
12	220 (22)	2997	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
13	220 (22)	2981	$2 \cdot 10^7$	-	По перу трещин нет
14	220 (22)	3118	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
15	220 (22)	3278	$2 \cdot 10^7$	-	По перу трещин нет
16	220 (22)	3146	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
17	200 (20)	3044	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
18	200 (20)	2995	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу трещин нет
19	180 (18)	2968	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
20	180 (18)	3135	$2 \cdot 10^7$	-	По перу трещин нет
21	180 (18)	3275	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
22	180 (18)	3353	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
23	180 (18)	3029	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет
24	180 (18)	3174	$2 \cdot 10^7$	НК	По перу трещин нет

рабочанного сплава ЗМИ-3У-М1 изготовлено 5 опытных комплектов рабочих лопаток первой ступени установки Д-336. Лопатки первого опытного комплекта отработали более 10 тысяч часов с положительным результатом. С целью увеличения наработки рабочего ресурса, после восстановления защитного покрытия, технологически совмещенного с восстановительной термообработкой структуры, лопатки продолжают эксплуатироваться до настоящего времени.

Выводы

1. Путем многокритериальной оптимизации состава по алгоритму разработанной методики КРАМ спроектирован новый литейный сплав ЗМИ-3У-М1 для изготовления рабочих лопаток первой ступени ТВД с направленной (моно) структурой, обладающего повышенными прочностными характеристиками на уровне промышленного литейного жаропрочного некоррозионностойкого сплава ЖС26-ВИ, а также обладающего коррозионной стойкостью на уровне промышленного литейного коррозионностойкого никелевого сплава ЗМИ-3У.

2. Разработанный новый сплав ЗМИ-3У-М1 внедрен в промышленное производство ГП «Ивченко-Прогресс» для изготовления рабочих лопаток первой ступени ТВД с направленной (моно) структурой установки типа Д-336 различных модификаций, взамен широко применяемого некоррозионностойкого промышленного сплава ЖС26-ВИ.

Список литературы

1. Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / Под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
2. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2007 / Юбилейный научно-технический сборник под общ. ред. Е.Н. Каблова. – М. : «ВИАМ», 2007. – 439 с.
3. Шалин Р. Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов [и др.]. – М. : Машиностроение, 1997. – 336 с.
4. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. – М. : Машиностроение, 1987. – 116 с.
5. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др. – К. : Наук. думка, 1987. – 256 с.
6. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
7. Симс Ч. Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель ; пер. с англ. : в 2-х кн. : под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – 384 с.
8. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной корро-

- зии (ВТК) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, Санчугов Е. Л., А. Г. Андриенко. – Запорож. машиностр. ин-т, 1990. – 56 с. – (Препринт / КИЕВ УМК ВО; ЗМИ 1990).
9. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / Никитин В. И. – Л. : Машиностроение, 1987. – 272 с.
10. Никитин В. И. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива / В. И. Никитин, М. Б. Ревзюк, И. П. Комисарова // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1978. – Вып. 158. – С. 71–74.
11. Котсорадис Д. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др.; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – 480 с.
12. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 92–103.
13. Morinaga M. New PHACOMP and its application to alloy designe [Текст] / M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki // Superalloys 1984 (eds. M. Gell et al.), AIME, 1984. – P. 523–532.
14. Морозова Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металлы. – 1993. – № 1. – С. 38–41.
15. Морозова Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 12 (690). – С. 52–56.
16. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть I / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 5. – С. 3–9.
17. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть II / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 6. – С. 3–10.
18. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть – III / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 7. – С. 3–11.
19. Гайдук С.В. Применение аналитических методов для расчета химического состава γ , γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Авиационно-космическая техника и технология. – Харьков, «ХАИ». – 2015. – № 9 (126). – С. 33–37.
20. Гайдук С. В. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2015. – № 4. – С. 31–37.
21. Гайдук С. В. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета параметров высокотемпературной коррозии литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2016. – № 3. – С. 51–56.
22. Гайдук С. В. Применение CALPHAD-метода для рас-

- чета количества γ' - фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, Т. В. Тихомирова // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2015. – № 6. – С. 64–68.
23. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C. J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K. A. Green, T. M. Pollock and R.D. Kissinger. – TMS. – Warrendale. – 2000. – 803 p.
24. Гайдук С. В. Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионно-стойкого никелевого сплава методом CALPHAD / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова // *Современная электрометаллургия*. – 2015. – № 3. – С. 35–40.
25. Вертоградский В. А. Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА / В. А. Вертоградский, Т. П. Рыкова // *Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе*. – М. : Наука, 1984. – С. 223–227.
26. Гайдук С. В. О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // *Вестник двигателестроения*. – 2004. – № 3. – С. 99–102.
27. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, А. Г. Андриенко и др. : утв. проректор по научной работе Н. С. Гамов. – Запорожье, 1995. – 30 с.

Одержано 07.06.2016

Гайдук С.В. Проектування ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву для виготовлення турбінних лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації

За алгоритмом розробленої комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) спроектований новий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-3У-МІ для виготовлення турбінних лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації. Розроблений сплав має корозійну стійкість на рівні промислового корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У, при цьому має підвищені характеристики жароміцності $\sigma_{40}^{975} = 260$ МПа на рівні авіаційного ливарного жароміцного не корозійностійкого нікелевого сплаву ЖС26-ВІ зі спрямованою (моно) структурою.

Ключові слова: ливарні жароміцні нікелеві сплави (ЖНС), параметри працездатності, методика (КРАМ), регресійна модель (РМ), регресійне рівняння (РУ), службові властивості.

Gayduk S. High-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy engineering applied for turbine blades production by directional (mono) crystallization

According to a comprehensive analytical solution method (CASM), a new high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy ЗМІ-3У-МІ has been developed for turbine blades production by directional (mono) crystallization. The developed alloy has the corrosion-resistance values at the same level as the industrial corrosion-resistant alloy ЗМІ-3У has, and at the same time demonstrates the improved high-temperature properties ($\sigma_{40}^{975} = 260$ MPa), that corresponds to the level of the aircraft high-temperature noncorrosion-resistant nickel-base cast alloy ЖС26-ВІ with the directed structure.

Key words: high-temperature nickel-base cast alloys (HTNA), performance parameters, CASM-technique, regression model (RM), regression equation (RE), service properties.