

МНОГОКРИТЕРИАЛЬНАЯ ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЛОПАТОК МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

С. В. Гайдук¹, В. В. Кононов¹, В. В. Куренкова²

¹Запорожский национальный технический университет.

69063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64. E-mail: rector@zntu.edu.ua

²ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз».

03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: VKurenkova@patontt.com

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 характеризуется 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 никелевого сплава ЖС26-ВИ направленной кристаллизации. Библиогр. 27, табл. 11, ил. 2.

Ключевые слова: литейные жаропрочные никелевые сплавы; параметры работоспособности; методика КРАМ; регрессионная модель; регрессионное уравнение; служебные свойства

Введение. Увеличение рабочей температуры современных газотурбинных установок (ГТУ) и авиационных газотурбинных двигателей (АГТД) требует применения для их составляющих жаропрочных сплавов направленной кристаллизации или монокристаллических сплавов (II–IV поколений), обеспечивающих необходимые служебные характеристики компонентов при сохранении кристаллической структуры во время эксплуатации.

Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов нашла широкое применение при изготовлении лопаток газовых турбин. Этот процесс разработан для того, чтобы зерна, характеризующиеся сниженным модулем упругости, ориентированные вдоль кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$, росли вдоль оси Z отливаемых лопаток [1–7]. Отсутствие в лопатке поперечных границ зерен в сочетании со сниженным модулем упругости обеспечивает металлу трех-пятикратное увеличение долговечности в условиях термической усталости по сравнению с отливками, имеющими равноосную структуру.

Поэтому одним из важных направлений повышения эксплуатационных характеристик ответственных деталей ГТД является получение турбинных лопаток методом направленной (или моно-) кристаллизации из новых литейных коррозионностойких никелевых сплавов, имеющих повышенную жаропрочность [1–6]. В настоя-

щее время 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 мас. %, в котором объемная доля γ' -фазы достигает 58...62 об. %, имеет более высокую жаропрочность и лучшее сопротивление высокотемпературной ползучести материала при 1000 °С по сравнению с коррозионностойким промышленным сплавом ЗМИ-3У, легированным алюминием в количестве 2,8...4,0 мас. % при объемной доле упрочняющей фазы 44...52 об. %. Промышленный сплав ЖС26 не отличается стойкостью к газовой коррозии, что делает его применение для стационарных ГТУ малоперспективным. В то же время промышленный сплав ЗМИ-3У имеет необходимый уровень высокотемпературной коррозионной стойкости, однако не отличается требуемым уровнем жаропрочности, что также ограничивает его возможности применения в перспективных ГТУ [6–11].

Следовательно, проектирование и внедрение в производство новых литейных коррозионностойких ЖНС с повышенным уровнем жаропрочности для получения лопаток методом направленной (моно-) кристаллизации для перспективных ГТУ с помощью разработанного экспрессного метода компьютерного проектирования, заменившего

Таблица 1. Химический состав промышленных литейных никелевых сплавов ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ среднего уровня легирования [6], мас. %

Марка сплава	С	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	Основа
ЖС26-ВИ	0,15	5,0	9,0	1,1	11,7	5,9	1,0	1,6	1,0	–	0,015	Основа

малоэффективный эмпирический метод «проб и ошибок», является в настоящее время актуальным, конкурентным и экономически выгодным направлением развития.

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

Поиск перспективных композиций разрабатываемого сплава проводили по алгоритму компьютерного моделирования методом КРАМ на основе системы легирования промышленного литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЗМИ-3У, взятого как прототип. Его химический состав приведен в табл. 1 вместе с составом промышленного жаропрочного сплава ЖС26-ВИ с хорошими механическими характеристиками.

В основную систему легирования сплава ЗМИ-3У (Ni–Co–Cr–Al–Ti–Mo–W–Y–B–C) вводили новый элемент — тантал. Его введение базировалось на том, что тантал способствует:

увеличению объемной доли основной упрочняющей γ' -фазы и повышению ее термодинамической стабильности;

повышению температуры эвтектических превращений и температуры 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;

сужению интервала кристаллизации, что положительно влияет на ликвационную однородность сплава и на технологичность сплава при получении бездефектной направленной (моно-) структуры в образцах и лопатках,

а также положительно влияет на температурную стабильность и морфологию карбидной фазы типа MeC, заметно подавляя при этом механизм образования неблагоприятных и менее термодинамически устойчивых карбидов типа Me₂₃C₆, что

способствует повышению структурной и фазовой стабильности материала.

Опираясь на изложенное выше, сформулированы исходные условия для проектирования сплава в новой системе многокомпонентного легирования Ni–Co–Cr–Al–Ti–Mo–W–Ta–B–Y–La–C.

Ниже приведены основные контролируемые параметры, закладываемые в расчет для многокритериальной оптимизации состава проектируемого сплава.

Основные параметры для многокритериальной оптимизации состава

Параметр стабильности	
$P_{\text{ТНУ}} = \% \text{ Cr} / [\% \text{ Cr} + \% \text{ Mo} + \% \text{ W}]$	0,825 ± 0,025
Суммарное количество электронных вакансий в γ -тв. растворе N_{v}	2,40
Суммарное к-во валентных электронов в γ -тв. растворе M_{d}	0,93
Суммарное к-во валентных электронов в сплаве $M_{\text{dс}}$	0,980 ± 0,008
Параметр дисбаланса системы легирования ΔE	± 0,04
Суммарное содержание $\sum_{\gamma} = (\text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru})$, мас. %	≥ 11,0
Суммарное содержание $\sum_{\gamma'} = (\text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf})$, мас. %	≥ 11,0
Температура солидус t_s , °C	≥ 1290
Температурный интервал кристаллизации $\Delta t_{\text{кр}}$, °C	≤ 80
Температурный интервал для гомогенизации $\Delta t_{\text{гом}}$, °C	≥ 20
Количество упрочняющей γ' -фазы (20 °C) $V_{\gamma'}^{20}$, об. %	≥ 60
Размерное несоответствие решеток γ - и γ' - (мисфит) δ , %	0,15...0,45
Предел кратковременной прочности (20 °C) σ_B^{20} , Па	≥ 950
Относительное удлинение (20 °C) δ^{20} , %	≥ 5,0
Длительная прочность ($\tau_{\text{разр.}}$) при σ_{260}^{975} , ч	≥ 40
Критическая температура ускоренной ВТК $t_{\text{крит.}}$, °C	≥ 800
Параметр коррозии $P_{\text{КС}} = \% \text{ Cr} / [\% \text{ Ti} / \% \text{ Al}]$	≥ 3,0
Уровень выхода годного литья лопаток по макроструктуре, % на уровне сплава ЖС26-ВИ	

Анализ результатов. В данной работе представлены результаты компьютерного проектирования и экспериментальных исследований нового литейного коррозионностойкого никелевого сплава, отличающегося 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 5 % Cr; 1,0 % Ti и не отличающегося



Рис. 1. Алгоритм компьютерного расчета проектируемого сплава ЗМИ-3У-М1 по разработанной методике КРАМ [12]

коррозионной стойкостью, промышленный коррозионностойкий сплав ЗМИ-3У содержит в составе большее количество хрома и титана — 13,3 и 4,8 % соответственно. При этом сплав ЗМИ-3У не имеет требуемый уровень жаропрочности, так как количество основной упрочняющей γ' -фазы не соответствует условию ($V_{\gamma'}^{20} \geq 60 \%$).

Указанные выше значения характеристик для разрабатываемого сплава достигались путем многокритериальной оптимизации состава, легированного танталом на основе промышленного сплава ЗМИ-3У, взятого как прототип, с помощью алгоритма разработанного экспрессного метода КРАМ (рис. 1).

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

Изначально в компьютерном эксперименте проводилась оценка структурной стабильности сплавов расчетных составов в заданном диапазоне варьирования химического состава указанными элементами по параметрам $N_{v\gamma}$, $M_{d\gamma}$, M_{dc} 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].

В табл. 2 представлены варианты опытных составов №№ 1...5 проектируемого сплава, вместе с составами промышленных сплавов ЗМИ-3У и ЖС26 среднего уровня легирования. Композиции составов, которые удовлетворяли условиям: $P_{ТПУ} = 0,80...0,85$; $N_{v\gamma} \leq 2,40$ и $M_{d\gamma} \leq 0,93$; $-0,04 < \Delta E < 0,04$ и $0,972 < M_{dc} < 0,988$, считались фазовостабильными. Расчеты параметров структурной стабильности $N_{v\gamma}$, $M_{d\gamma}$, ΔE , M_{dc} проводили путем перевода химических составов γ -твердых растворов и общих составов в ат. %.

Из табл. 2 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. Вместе с тем, величина дисбаланса системы легирования состава 5 ($\Delta E = -0,0856$) не удовлетворяет условиям сбалансированного легирования состава.

Далее в соответствии с алгоритмом методики КРАМ (рис. 1, табл. 2) для фазовостабильных композиций 1...4 рассчитывали группы параметров: структурно-фазовые, физические, температурные, коррозионные и прочностные.

При выборе оптимальной композиции проектируемого сплава установлено, 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

Таблица 2. Влияние варьирования количества легирующих элементов в базовом составе промышленного сплава ЗМИ-3У на параметры структурной стабильности

Номер состава	Варьирование элементами, мас. %			Количество, об. %	Мисфит, %	Параметры структурной стабильности				
	С	Ta	Cr	$V_{\gamma'}^{20}$	δ	$P_{\text{тпв}}$	$N_{\gamma'}$	$M_{d_{\gamma'}}$	M_{d_C}	ΔE
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 3. Параметры структурной стабильности сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 19]

Метод расчета	$P_{\text{тпв}} = 0,825 \pm 0,025$	$N_{\gamma'} \leq 2,40$	$M_{d_{\gamma'}} \leq 0,93$	$\Delta E = \pm 0,04$	$M_{d_C} = 0,980 \pm 0,008$
РУ	–	2,2159	0,9020	–0,0400	0,9720
РМ	0,8265	2,3016	0,9185	–0,0400	0,9728

величина объемной доли γ' -фазы, которая должна достигать 60 об. %, а также мисфит — фактор, величина которого должна находиться в пределах $\delta = 0,15...0,45$ %.

Путем сравнительного анализа полученных данных по группам расчетных характеристик для опытных композиций путем многокритериальной оптимизации состава по контролируемым параметрам для дальнейших экспериментальных исследований был выбран опытный состав 4 (табл. 2), получивший обозначение ЗМИ-3У-М1.

Экспериментальные исследования проводили на образцах тестовых плавок по заданным параметрам, приведенным выше. Химический состав оптимального уровня легирования спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 следующий, мас. %: 0,06 С; 11,5 Cr; 5,0 Со; 3,5 Al; 4,5 Ti; 7,0 W; 0,8 Мо; 4,0 Та; 0,03 Y; 0,01 La; 0,010 В; Ni — основа.

Для сравнительной оценки структурной и фазовой стабильности оптимизированного состава спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 использовали как традиционные расчетные методы PHASOMP ($N_{\gamma'}$) [7, 11], New PHASOMP ($M_{d_{\gamma'}}$) [13], ΔE -метод [14, 15] с их известными регрессионными уравнениями (РУ), так и полученные мате-

матические РМ [12, 19–22]. Полученные данные представлены в табл. 3.

На основе критериев (параметров) работоспособности литейных ЖНС, обоснованных в работах [12, 19–22], 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 табл. 4 и 5 представлены расчетные значения структурно-фазовых и физических параметров спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 оптимального уровня легирования.

В табл. 6 представлены расчетные и экспериментальные значения, которые получены методом дифференциального термического анализа (ДТА) на установке ВДТА-8М в среде гелия при постоянной скорости нагрева (охлаждения), равной 80 °С/мин [25, 26].

Комплекс сравнительных экспериментальных исследований проводили на опытных образцах тестовых

Таблица 4. Значения структурно-фазовых параметров сплава ЗМИ-3У-М1 [24]

Тип фазы	Количество фазы, об. %		CALPHAD-метод [23]									
			Расчетный химический состав фаз при 20 °С, мас. %									
	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	
MC	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 5. Значения физических параметров при 20 °С сплава ЗМИ-ЗУ-М1 (CALPHAD-метод) [24]

Сплав ЗМИ-ЗУ-М1	ρ , г/см ³	E , ГПа	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К	C_p , Дж/(г·К)	$r \cdot 10^6$, Ом·м	λ , Вт/(м·К)	a_γ , 10 ⁻⁴ мкм	a_α , 10 ⁻⁴ мкм	δ , %
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_γ — параметр кристаллической решетки γ' -фазы; a_α — параметр кристаллической решетки γ -твердого раствора; δ — размерное несоответствие параметров решеток (мисфит).

Таблица 6. Температурные параметры сплава ЗМИ-ЗУ-М1

Метод оценки	Σ_γ	t_L	t_S	Σ_γ	$t_{эвт.}$	$t'_{н.р.}$	$t'_{п.р.}$	$t_{кр}$	$\Delta t_{гом}$	$t_{гом}$
Расчет по РМ	11,8	1374	1296	12,1	1293	850	1258	78	38	—
Эксперимент	—	1365	1305	—	1290	—	1248	60	42	1250

Примечание. Σ_γ — суммарное содержание элементов, упрочняющих γ -твердый раствор; Σ_γ — суммарное содержание элементов, стабилизирующих γ' -фазу; t_L — температура ликвидус; t_S — температура солидус; $t_{эвт.}$ — температура локального плавления эвтектической γ' -фазы; $t_{н.р.}^\gamma, t_{п.р.}^\gamma$ — температуры начала и полного (конца) растворения γ' -фазы; $t_{кр}$ — интервал кристаллизации сплава; $\Delta t_{гом}$ — температурный интервал для проведения гомогенизации; $t_{гом}$ — оптимальная температура гомогенизации для сплава.

вых плавков из разработанного сплава ЗМИ-ЗУ-М1, в сравнении с аналогичными образцами промышленных сплавов ЗМИ-ЗУ и ЖС26-ВИ. Опытные образцы из спроектированного сплава ЗМИ-ЗУ-М1 получали вакуумно-индукционной плавкой на установке марки УВНК-8П для направленной (моно-) кристаллизации по серийной технологии.

Расчетные исследования ВТК-стойкости проводили для состава спроектированного сплава ЗМИ-ЗУ-М1 для синтетической золы при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С на базе 100 ч по полученным математическим РМ для данной группы параметров [12, 21]. Экспериментальные исследования ВТК-стойкости образцов тестовой плавки сплава ЗМИ-ЗУ-М1 с направленной (моно-) [001] структурой проводили в синтетической золе при температурах испытаний 800, 850, 900 и 950 °С, в сравнении со сплавами ЗМИ-ЗУ и ЖС 26ВИ по методике, широко применяемой в отрасли [8–10]. В табл. 7 представлены расчетные и экспериментальные значения параметров коррозионной стойкости спроектированного сплава ЗМИ-ЗУ-М1. Количество γ' -фазы в разработанном сплаве ЗМИ-ЗУ-М1 представлено в табл. 8.

Механические испытания проводили на стандартных цилиндрических образцах из разработанного сплава ЗМИ-ЗУ-М1 с направленной (моно-) структурой на кратковременную и длительную

прочность стандартными методами. Испытания на кратковременную прочность проводили 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), а на длительную прочность при температурах 800, 900, 975 и 1000 °С на машинах АИМА-5-2 и ZTZ 3/3 (ГОСТ 10145–81).

В табл. 9, 10 представлены расчетные и экспериментальные значения пределов кратковременной и длительной прочности соответственно образцов тестовых плавков спроектированного сплава ЗМИ-ЗУ-М1 при разных температурах.

Путем многокритериальной оптимизации состава на основе расчетных и экспериментальных исследований спроектированный сплав ЗМИ-ЗУ-М1 при заданных условиях проектирования обеспечивает необходимый уровень требуемых параметров и характеристик. Сбалансированный состав сплава содержит с указанными пределами легирования оптимальное содержание Та — $4,0 \pm 0,3$ мас. %; более низкое содержание Сг — $11,5 \pm 0,3$ мас. % и С — $0,06 \pm 0,02$ мас. %, чем у сплава ЗМИ-ЗУ, взятого за прототип; более низкое содержание W — $7,0 \pm 0,3$ мас. %, чем у сплава ЖС26-ВИ, взятого за аналог.

В табл. 11 представлены сравнительные результаты расчетных и экспериментальных зна-

Таблица 7. Средняя скорость коррозии сплава ЗМИ-ЗУ-М1 при разных температурах [12, 21]

Метод оценки	Средняя скорость коррозии V_q^t , г/(м ² ·с)					$t_{крт.}^\circ$, °С
	$\Pi_{ис} \geq 3,0$	$V_q^{800} \cdot 10^3$	$V_q^{850} \cdot 10^3$	$V_q^{900} \cdot 10^3$	$V_q^{950} \cdot 10^3$	
Расчет по РМ	4,24	0,0322	0,6653	2,5354	4,4107	829
Эксперимент	—	0,02	0,60	2,50	3,95	830

Т а б л и ц а 8. Количество γ' -фазы в сплаве ЗМИ-3У-М1 при разных температурах [12, 22]

Метод оценки	$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
Расчет по РМ	62,60	63,00	58,70	51,60
Эксперимент	61,80	–	–	–

Т а б л и ц а 9. Прочностные свойства сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 22]

Метод оценки	Предел кратковременной прочности σ'_B , МПа				Относительное удлинение, %			
	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

Т а б л и ц а 10. Предел длительной прочности (100- и 1000-часовой) сплава ЗМИ-3У-М1 [12, 22]

Метод оценки	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

чений характеристик разработанного 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].

Выход годных лопаток, отлитых из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1, составлял 48...50 % по сравнению с 20..25 и 48...50 % годных лопаток при отливке из сплавов ЗМИ-3У и ЖС26-ВИ соответственно.

Исследования микроструктуры опытных образцов из спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 с направленной (моно-) структурой проводили 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 $\times 200, 1000$.

Металлографические исследования показали, что после литья образцы и отливки лопаток из разработанного сплава ЗМИ-3У-М1 имели типичную для ЖНС направленную литую структуру, в которой γ -твердый раствор первично кристаллизовался в виде дендритов (рис. 2, а, б). Как известно, в сплавах направленной кристаллизации при малом количестве углерода или полном его отсутствии имеет место ликвационная неоднородность структуры основы. Вследствие микроликвации легирующих элементов в микроструктуре образцов и отливок лопаток сплава ЗМИ-3У-М1 наблюдалась

химическая и структурная неоднородность, которая в большей степени устранялась последующей термической обработкой.

После термообработки, проведенной по оптимальному режиму, гомогенизация при 1250 ± 10 °С в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе, произошло достаточно полное растворение неравновесной пограничной эвтектики $\gamma + \gamma'$. Размеры и распределение частиц γ' -фазы по дендритной ячейке практически выровнялось, однако в осях дендритов частицы γ' -фазы несколько мельче, чем в междендритных областях (см. рис. 2). Таким образом, регулярное распределение в матрице кубоидных частиц упрочняющей γ' -фазы размером 0,1...0,3 мкм (60...63 об. %) является эффективным структурным фактором, повышающим сопротивление ползучести сплава при высокой температуре (рис. 2, в–е).

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 разработанного сплава ЗМИ-3У-М1 изготовлены пять опытных комплектов рабочих лопаток первой ступени установки Д-336. Лопатки первого комплекта отстояли более 10 тыс. ч с положительным результатом и после восстановления защитного покрытия, технологически совмещенного с восстановительной термообработкой структуры, эксплуатируются до настоящего времени.

Т а б л и ц а 11. Сравнительные значения характеристик сплавов

Характеристики параметров по группам	Значения характеристик сплавов		
	Сплав ЗМИ-ЗУ	Спроектированный сплав ЗМИ-ЗУ-М1	Сплав ЖС26-ВИ
Параметры структурной стабильности			
$\Pi_{\text{ГПУ}} = 0,825 \pm 0,025$	0,8419	0,8265	0,5614
$N_j \leq 2,40$	2,2801	2,3016	1,9604
$M_{d_j} \leq 0,93$	0,9164	0,9185	0,8852
$M_{d_c} = 0,980 \pm 0,008$	0,9870	0,9728	0,9835
$\Delta E = \pm 0,04$	0,0356	-0,0400	0,0168
Структурно-фазовые параметры			
$\sum \gamma' \geq 11, \text{ мас. \%}$	8,2	12,1	8,4
$\sum \gamma \geq 11, \text{ мас. \%}$	8,1	11,8	12,8
$V_{\gamma'}^{20} \geq 60, \text{ мас. \%}$	48,0...52,0	60,5...63,0	58,0...62,0
Физические параметры			
$\rho, \text{ г/см}^3$	8,29	8,46	8,57
мисфит $0,15 \leq \delta \leq 0,45 \%$	0,203	0,359	0,213
Температуры характеристические			
$t_L, ^\circ\text{C}$	1343	1365	1383
$t_S, ^\circ\text{C}$	1245	1305	1310
$\Delta t_{\text{кр.}} \leq 80, ^\circ\text{C}$	98	60	73
$t_{\text{энт.}}, ^\circ\text{C}$	1235	1290	1284
$t_{\text{Н.р.}}^{\gamma'}, ^\circ\text{C}$	840	850	855
$t_{\text{П.р.}}^{\gamma'}, ^\circ\text{C}$	1167	1248	1260
$\Delta t_{\text{гом}} 20, ^\circ\text{C}$	68	42	24
$t_{\text{гом}}, ^\circ\text{C}$	$1180^\circ \pm 10^\circ$	$1250^\circ \pm 10^\circ$	$1265^\circ \pm 10^\circ$
Параметры коррозионной стойкости			
$\Pi_{\text{КС}} \geq 3,0$	5,15	4,24	0,39
$V_q^{800} \cdot 10^3, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{с)}$	0,014	0,02	1,19
$V_q^{850} \cdot 10^3, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{с)}$	0,30	0,60	19,7
$V_q^{900} \cdot 10^3, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{с)}$	1,22	2,50	56,1
$V_q^{950} \cdot 10^3, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{с)}$	2,29	3,95	71,5
$t_{\text{крит.}}, ^\circ\text{C}$	850	830	590
Механические параметры			
Кратковременная прочность:			
$\sigma_B^{20}, \text{ МПа}$	840...940	1090...1220	860...930
$\sigma_B^{800}, \text{ МПа}$	850...955	930...1030	910...1030
$\sigma_B^{900}, \text{ МПа}$	720...750	835...900	850...880
$\sigma_B^{1000}, \text{ МПа}$	—	620...680	670...690
Длительная прочность:			
$\sigma_{100}^{800}, \text{ МПа}$	450...520	580...640	545...620
$\sigma_{1000}^{800}, \text{ МПа}$	350...390	460...500	460...500
$\sigma_{100}^{900}, \text{ МПа}$	260...280	380...400	380...410
$\sigma_{100}^{900}, \text{ МПа}$	140...170	180...220	220...240
$\sigma_{100}^{900}, \text{ МПа}$	—	180...200	180...200
$\sigma_{100}^{1000}, \text{ МПа}$	—	80...90	80...100
$\sigma_{1000}^{1000}, \text{ МПа}$	—	58...101	67...121
$\sigma_{260}^{975}, \text{ МПа (40 ч)}$			

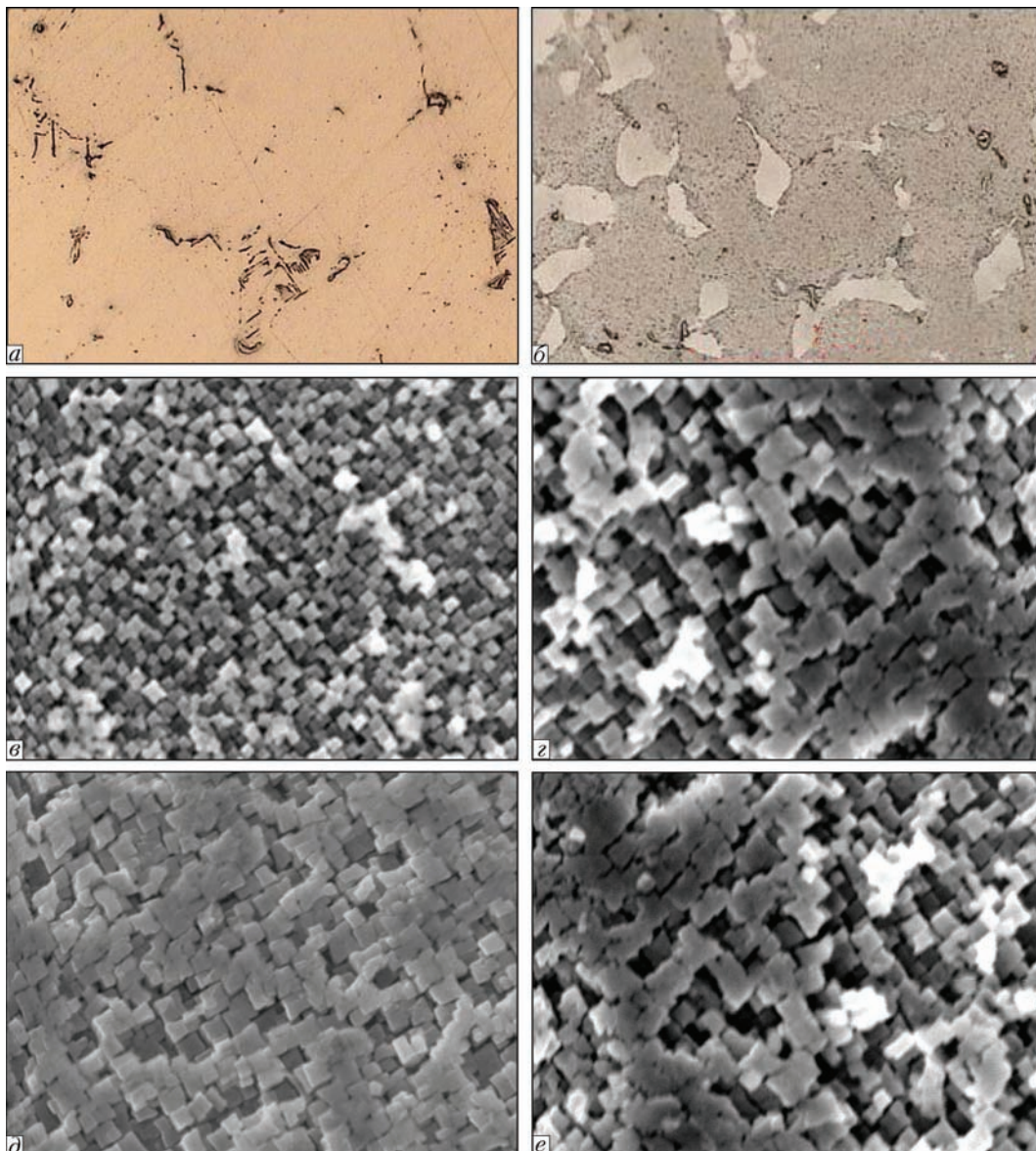


Рис. 2. Микроструктура спроектированного сплава ЗМИ-3У-М1 при разных увеличениях в литом состоянии (а, б, $\times 200$), (в, г, $\times 10000$); в термообработанном состоянии (д, е, $\times 10000$)

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, характеризующийся повышенными прочностными характеристиками на уровне промышленного литейного жаропрочного некоррозионностойкого сплава ЖС26-ВИ, а также имеющего коррозионную стойкость 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 модифика-

ций, взамен широко применяемого некоррозионностойкого промышленного сплава ЖС26-ВИ.

Список литературы

1. Каблов Е. Н. (2006) Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина. *Науч.-техн. сб. к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина*. Москва, Наука.
2. Каблов Е. Н. (2007) 75 лет. Авиационные материалы. *Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. Юбилейный научно-технический сборник*. Москва, ВИАМ.
3. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. и др. (1997) *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов*. Москва, Машиностроение.
4. Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. (1987) *Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе*. Москва, Машиностроение.
5. Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т. и др. (1987) *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления*. Киев, Наукова думка.

6. Каблов Е. Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)*. Москва, МИСИС.
7. Симс Ч. Т., Столофф Н. С., Хагель У. К. (1995) *Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок*; пер. с англ. в 2-х кн. Шалин Р. Е. (ред.). Москва, Металлургия.
8. Коваль А. Д., Беликов С. Б., Санчугов Е. Л., Андриенко А. Г. (1990) *Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК)*. Препринт Запорож. машиностр. ин-т. Киев.
9. Никитин В. И. (1987) *Коррозия и защита лопаток газовых турбин*. Ленинград, Машиностроение.
10. Никитин В. И., Ревзюк М. Б., Комисарова И. П. (1978) Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива. *Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова*, **158**, 71–74.
11. Котсорадис Д., Феликс П., Фишмайстер Х. и др. (1981) *Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции*; пер. с англ. Шалин Р. Е. (ред.). Москва, Металлургия.
12. Гайдук С. В. (2015) Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, **2**, 92–103.
13. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. (1984) New PHACOMP and its application to alloy design. *Superalloys* (eds. M. Gell et al.), *AIME*, 523–532.
14. Морозова Г. И. (1993) Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов. *Металлы*, **1**, 38–41.
15. Морозова Г. И. (2012) Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **690(12)**, 52–56.
16. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. (2014) Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть I. *Технология металлов*, **5**, 3–9.
17. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. (2014) Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть II. *Там же*, **6**, 3–10.
18. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. (2014) Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть III. *Там же*, **7**, 3–11.
19. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. (2015) Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' -фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Авиационно-космическая техника и технология*, **126(9)**, 33–37.
20. Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. (2015) Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Современная электрометаллургия*, **4**, 31–37.
21. Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. (2016) Регрессионные модели для прогнозирующих расчетов коррозионных параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Там же*, **3**, 51–56.
22. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. (2015) Применение CALPHAD-метода для расчета количества γ' -фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Металлургическая и горно-рудная промышленность*, **6**, 64–68.
23. Saunders N., Fahrman M., Small C. J. (2000) The application of CALPHAD calculations to Ni-based superalloys. In «Superalloys 2000». Green K. A., Pollock T. M., Kissing R. D. (eds.). TMS, Warrendale, pp. 803–811.
24. Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. (2015) Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD. *Современная электрометаллургия*, **3**, 35–40.
25. Вертоградский В. А., Рыкова Т. П. (1984) Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА. *Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе*. Москва, Наука, сс. 223–227.
26. Гайдук С. В., Беликов С. Б., Кононов В. В. (2004) О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов. *Вестник двигателестроения*, **3**, 99–102.
27. Коваль А. Д., Беликов С. Б., Андриенко А. Г. и др. (1995) *Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ)*.

References

1. Kablov, E.N. (2006) Cast high-temperature alloys. S.T. Kishkin effect. In: *Transact. to 100th Anniversary of S.T. Kishkin*. Ed. by Kablov. Moscow, Nauka [in Russian].
2. Kablov, E.N. (2007) 75 years. Aviation materials. *Selected works of VIAM: Jubilee Scie.-Techn. Transact.* Ed. by E.N. Kablov. Moscow, VIAM [in Russian].
3. Shalin, R.E., Svetlov, I.L., Kachanov, E.B. et al. (1997) *Single crystals of nickel high-temperature alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
4. Kishkin, S.T., Stroganov, G.B., Logunov, A.V. (1987) *Cast high-temperature nickel-base alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. Paton, B.E., Stroganov, G.B., Kishkin, S.T. et al. (1987) *High-temperature strength of cast nickel alloys and their protection from oxidation*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas-turbine engines (alloys, technology, coatings)*: State Scientific Center of Russian Federation. Moscow, MISIS [in Russian].
7. Sims, Ch.T., Stoloff, N.S., Hagel, U.K. (1995) *Superalloys II: High-temperature materials for aerospace and industrial power units*. Ed. by R.E. Shalin. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
8. Koval, A.D., Belikov, S.B., Sanchugov, E.L., Andrienko, A.G. (1990) *Scientific basics of alloying of high-temperature nickel alloys resistant to high-temperature corrosion (HTC)*. Zaporozhye Machine Building Institute [in Russian].
9. Nikitin, V.I. (1987) *Corrosion and protection of gas turbine blades*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
10. Nikitin, V.I., Revzyuk, M.B., Komisarova, I.P. (1978) Influence of composition of nickel alloys on their corrosion resistance in ash of gas turbine fuel. *Trudy TsKTI im. I.I. Polzunova*, **158**, 71–74 [in Russian].
11. Kotsoradis, D., Felix, P., Fishmeister, Kh. et al. (1981) High-temperature alloys for gas turbines. In: *Proc. of Int. Conf.* Ed. by R.E. Shalin. Moscow, Metallurgiya.
12. Gajduk, S.V. (2015) Complex calculated-analytical procedure for design of cast high-temperature nickel-base alloys. *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, **2**, 92–103 [in Russian].
13. Morinaga, M., Yukawa, N., Adachi, H., Ezaki, H. (1984) New PHACOMP and its application to alloy design. Ed. by M. Gell et al. *Superalloys*, *AIME*, 523–532.
14. Morozova, G.I. (1993) Balanced alloying of high-temperature nickel alloys. *Metally*, **1**, 38–41 [in Russian].
15. Morozova, G.I. (2012) Compensation of disbalance of alloying of high-temperature nickel alloys. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **690(12)**, 52–56 [in Russian].
16. Logunov, A.V., Shmotin, Yu.N., Danilov, D.V. (2014) Methodological basics of automated design of high-temperature

- nickel-base alloys. Part 1. *Tekhnologiya Metallov*, **5**, 3–9 [in Russian].
17. Logunov, A.V., Shmotin, Yu.N., Danilov, D.V. (2014) Methodological basics of automated design of high-temperature nickel-base alloys. Part 2. *Ibid.*, **6**, 3–10 [in Russian].
 18. Logunov, A.V., Shmotin, Yu.N., Danilov, D.V. (2014) Methodological basics of automated design of high-temperature nickel-base alloys. Part 3. *Ibid.*, **7**, 3–11 [in Russian].
 19. Gajduk, S.V., Tikhomirova, T.V. (2015) Application of analytical methods for calculation of chemical composition of γ -, γ' -phases and parameters of phase stability of cast high-temperature nickel-base alloys. *Aviats.-Kosmich. Tekhnika i Tekhnologiya*, **126(9)**, 33–37 [in Russian].
 20. Gajduk, S.V., Kononov, V.V., Kurenkova, V.V. (2015) Construction of predictive mathematical models for calculation of thermodynamical parameters of cast high-temperature nickel alloys. *Sovrem. Elektrometall.*, **4**, 31–37 [in Russian].
 21. Gajduk, S.V., Kononov, V.V., Kurenkova, V.V. (2016) Regression models for predictive calculations of corrosion parameters of cast high-temperature nickel alloys, *Ibid.*, **3**, 51–56 [in Russian].
 22. Gajduk, S.V., Tikhomirova, T.V. (2015) Application of CALPHAD- method for calculation of γ' -phase and prediction of long-term strength of cast high-temperature nickel alloys. *Metallurg. i Gornorudnaya Promyshlennost*, **6**, 64–68 [in Russian].
 23. Saunders, N., Fahrman, M., Small, C.J. (2000) The application of CALPHAD calculations to Ni-based superalloys. In: *Superalloys 2000*. Ed. by K.A. Green et al. TMS, Warrendale, 803–811.
 24. Gajduk, S.V., Kononov, V.V., Kurenkova, V.V. (2015) Calculation of phase composition of cast high-temperature corrosion-resistant nickel alloy by CALPHAD method. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 35–40 [in Russian].
 25. Vertogradsky, V.A., Rykova, T.P. (1984) Investigation of phase transformations in alloys of high-temperature type by DTA method. In: *High-temperature and heat-resistant nickel-base steels and alloys*. Moscow, Nauka, 223–227.
 26. Gajduk, S.V., Belikov, S.B., Kononov, V.V. (2004) About influence of tantalum on characteristic points of high-temperature nickel alloys. *Vestnik Dvigatelistroeniya*, **3**, 99–102.
 27. Koval, A.D., Belikov, S.B., Andrienko, A.G. et al. (1995) *Certificate on high-temperature corrosion-resistant nickel alloy ZMI-ZU (khN64VMKYuT)*.

БАГАТОКРИТЕРІАЛЬНА ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО КОРОЗІЙНОСТІЙКОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

С. В. Гайдук¹, В. В. Кононов¹, В. В. Куренкова²

¹Запорізький національний технічний університет.

69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64. E-mail: rector@zntu.edu.ua

²ТОВ «Патон Турбайн Текнолоджіс».

03028, м. Київ, вул. Ракетна, 26. E-mail: VKurenkova@patontt.com

За алгоритмом розробленої комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) спроектований новий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-ЗУ-М1 для виготовлення турбінних лопаток методом спрямованої (моно-) кристалізації. Розроблений сплав має корозійну стійкість на рівні промислового корозійностійкого сплаву ЗМІ-ЗУ, при цьому має підвищені характеристики жароміцності $\sigma_{40}^{975} = 260$ МПа на рівні авіаційного ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ зі спрямованою кристалізацією. Бібліогр. 27, табл. 11, іл. 2.

Ключові слова: ливарні жароміцні нікелеві сплави; параметри працездатності; методика КРАМ; регресійна модель; регресійне рівняння; службові властивості

MULTI-CRITERION OPTIMIZATION OF HIGH-TEMPERATURE CORROSION-RESISTANT NICKEL-BASE CAST ALLOY CHEMICAL COMPOSITION APPLIED FOR TURBINE BLADES PRODUCTION BY DIRECTIONAL METHOD

S.V. Gayduk¹, V.V. Kononov¹, V.V. Kurenkova²

¹Zaporozhye National Technical University.

64 Zhukovsky Str., 69063, Zaporozhye, Ukraine. E-mail: rector@zntu.edu.ua

²LCC «Paton Turbine Technologies».

26 Raketnaya Str. 03028, Kyiv, Ukraine. E-mail: VKurenkova@patontt.com

According to the algorithm of a comprehensive analytical solution method (CASM), a new high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy ZMI-ZU-M1 has been developed for manufacture of turbine blades by the method of a directional (mono-) crystallization. The developed alloy is characterized by the corrosion resistance at the level of the industrial corrosion-resistant alloy ZMI-ZU, having the improved high-temperature properties ($\sigma_{40}^{975} = 260$ MPa) at the level of the aircraft high-temperature nickel-base cast alloy ZhS26-VI with the directed crystallization. 27 Ref., 11 Tables, 2 Fig.

Key words: high-temperature nickel-base cast alloys; performance parameters; CASM-technique; regression model; regression equation; service properties

Поступила 05.10.2017