

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

УДК 620.17:620.1:669.245

- Наумик О. О. аспірантка Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: enaumyk2003@gmail.com, ORCID 0000-0002-1963-1836
- Тьомкін Д. О. заступник головного металурга Запорізького машинобудівного заводу ім. Омельченка В.І., м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tajdv678@gmail.com, ORCID 0000-0002-4042-4452
- Наумик В. В. доктор технічних наук, професор, проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності, професор кафедри машин і технологій ливарного виробництва проректор Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vnaumyk@gmail.com, ORCID 0000-0002-0657-4510

АНАЛІТИЧНИЙ РОЗРАХУНОК ЯКІСНИХ ПОКАЗНИКІВ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖСЗДК-ВІ

Мета дослідження. Проведення аналітичних розрахунків найважливіших параметрів, що визначають структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, з використанням відомих розрахунково-аналітичних методик, для оцінки його загальної придатності для широкого застосування модифікування різними комплексами.

Методи дослідження. Відповідно до розрахункових методик PHACOMP і New PHACOMP за хімічним складом γ -твердих розчинів розраховували параметри структурної стабільності: сумарну кількість електронних вакансій у γ -твердому розчині $\bar{N}_{v,\gamma}$ та сумарну кількість валентних електронів у γ -твердому розчині $\bar{M}d_\gamma$, з урахування значень параметра схильності сплаву до утворення топологічно щільно упакованих (ТЩУ) фаз. ДЕ-методом оцінювали збалансованість хімічного складу сплаву за величиною параметра дисбалансу його системи легування, з використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі (JMatPro). Відповідно до розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) визначали температурні параметри, значення границі короточасної міцності та тривалої міцності при різних температурах для сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування за регресійними математичними моделями, отриманими на основі математичної обробки відомих експериментальних даних.

Наукова новизна. Проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

За значеннями параметрів дисбалансу системи легування ДЕ та сумарної кількості валентних електронів в сплаві $\bar{M}d_\gamma$ сплав ЖСЗДК-ВІ є досить збалансованим поблизу середнього рівня вмісту елементів.

Встановлено, що у всьому діапазоні легування Cr, W та Mo значення параметрів $P_{ТЩУ}$, $\bar{N}_{v,\gamma}$ і $\bar{M}d_\gamma$ несуттєво монотонно знижуються, що свідчить про високий рівень структурної стабільності сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Отримані розрахункові дані свідчать про те, що сплав ЖСЗДК-ВІ явно не є розрахованим на роботу при температурах, що наближуються до 1000 °C на протязі 1000 годин.

Практична цінність. Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікування різними комплексами для покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, розрахунково-аналітичні методики, структурна і фазова стабільність, температурні параметри, межа міцності, тривала міцність.

Вступ

Конкурентоспроможність вітчизняної високотехнологічної продукції на світовому ринку, особливо у сучасних умовах воєнного стану, у значній

мірі визначається техніко-економічними показниками таких критичних галузей промисловості, як авіаційне та енергетичне машинобудування.

Найбільш навантаженим і відповідальним елементом силових установок, що перетворює потенційну енергію, що утворюється в процесі згорання палива, в кінетичну енергію турбіни, що обертається є робочі лопатки [1, 2]. Ці деталі силових агрегатів авіаційного та енергетичного машинобудування виготовляються методами рівноосної та спрямованої кристалізації із жароміцних нікелевих сплавів [3–5].

Необхідний рівень фізико-механічних та експлуатаційних властивостей сучасних жароміцних сплавів забезпечується за рахунок досить складної системи легування [3–6]. Відомо достатньо дієві шляхи покращення комплексу властивостей вже існуючих сплавів, такі як модифікування та інші технологічні методи покращення структури та якісних показників матеріалу готових виробів [6–8].

Широко застосовуваним для виготовлення методом рівноосної кристалізації литих робочих лопаток турбін вентилятора, які працюють за температури до 900 °С, є сплав ЖСЗДК-ВІ [3, 4]. Цей сплав є добре відомим, але при цьому лишаються резерви підвищення його фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, у тому числі за рахунок застосування різних методів модифікування.

Оскільки проведення натурних випробувань з покращення структури і властивостей жароміцних нікелевих сплавів є дуже коштовним і тривалим процесом, для здешевлення і прискорення досягнення поставленої мети обґрунтованим є використання різних розрахунково-аналітичних методик, які дозволяють на базі аналізу і узагальнення існуючих відомостей про сучасні сплави, передбачити основні якісні показники, що можуть бути досягнуті шляхом додаткового легування, або модифікування [9–11].

Мета роботи

Проведення аналітичних розрахунків найважливіших параметрів, що визначають структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, з використанням відомих розрахунково-аналітичних методик, для оцінки його загальної придатності для широкого застосування модифікування різними комплексами.

Основний матеріал досліджень

Для досягнення поставленої необхідно було вирішити задачу з оцінки структурної і фазової стабільності та інших важливих якісних показників жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування, а саме, на нижній та верхній межі та середньому рівні (табл. 1).

Широко використовуваними є методи РНАСОМР [12, 13] і New РНАСОМР [14], згідно з якими за хімічним складом γ - твердих розчинів розраховуються параметри структурної стабільності: сумарна кількість електронних

вакансій у γ -твердому розчині $\bar{N}_{v\gamma}$ та сумарна кількість валентних електронів у γ - твердому розчині $\bar{M}d_{\gamma}$.

$\bar{N}_{v\gamma}$ - фактор розраховується за середньою кількістю електронних дірок шляхом підсумовування за формулою (1):

$$\bar{N}_{v\gamma} = \sum_{i=1}^n m_i \cdot (N_v)_i,$$

де m_i і $(N_v)_i$ – відповідно атомна маса i -го компонента та число електронних дірок кожного конкретного елемента;

n – число компонентів у γ - твердому розчині.

Результати порівняльного аналізу, проведені на групі відомих промислових сплавів [15], показали, що при малому значенні параметра схильності сплаву до утворення топологічно щільно упакованих (ТЩУ) фаз $P_{\text{ТЩУ}} = \frac{\text{Cr}}{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}} < 0,5$ і

нижчому значенні величини фактора $\bar{N}_{v\gamma} \leq 2,3$ – більш вірогідним є утворення μ - фази або подвійних карбідів типу Me_6C .

При більшому значенні параметра $P_{\text{ТЩУ}} > 0,7$ та більш високому значенні фактора $\bar{N}_{v\gamma} \geq 2,4$ – більш вірогідним є утворення σ - фази.

Відповідно до розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахункової методики (КРАМ) [9–11], виходячи з параметра схильності сплаву до утворення ТЩУ фаз $P_{\text{ТЩУ}}$, параметри структурної стабільності $\bar{N}_{v\gamma}$ і $\bar{M}d_{\gamma}$ можуть бути визначені як:

$$\bar{N}_{v\gamma} = 1,7346 \cdot P_{\text{ТЩУ}} + 0,7593; R^2 = 0,9112,$$

$$\bar{M}d_{\gamma} = 0,0975 \cdot \bar{N}_{v\gamma} + 0,6941; R^2 = 0,9813.$$

Умовами стабільності є: $\bar{N}_{v\gamma} \leq 2,45$; $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$.

Тоді для хімічного складу сплаву ЖСЗДК-ВІ на середньому рівні легування отримуємо такі параметри структурної стабільності (табл. 2).

Видно, що у всьому діапазоні легування Cr, W та Mo значення параметрів $P_{\text{ТЩУ}}$, $\bar{N}_{v\gamma}$ і $\bar{M}d_{\gamma}$ несуттєво монотонно знижуються, що свідчить про високий рівень структурної стабільності сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Також відома методика оцінки збалансованості хімічного складу сплавів. ΔE - методом [16, 17] за величиною параметра дисбалансу системи легування, з урахуванням параметра схильності сплаву до утворення ТЩУ фаз [15].

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування

Джерело	Вміст елементів, % по масі						
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo
Зразок	0,10	12,0	9,20	4,30	4,36	2,90	4,20
Норми ОСТ 1 90126-85	0,06-0,11	11,0-12,5	8,0-10,0	3,8-4,5	4,0-4,8	2,5-3,2	3,8-4,5
Нижня межа	0,06	11,0	8,0	3,8	4,0	2,5	3,8
Середній рівень	0,085	11,75	9,0	4,15	4,4	2,85	4,15
Верхня межа	0,11	12,5	10,0	4,5	4,8	3,2	4,5

Примітка. Відповідно ОСТ 1 90126-85 в сплаві також допускається вміст (по масі) $Fe \leq 2,0\%$; $Si \leq 0,4\%$; $Mn \leq 0,4\%$; $S \leq 0,015\%$.

Таблиця 2 – Розрахункові параметри структурної стабільності жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування

Рівень легування	Розрахункові параметри структурної стабільності		
	$P_{тщ}$	$\bar{N}_{v\gamma}$	$\bar{M}d_{\gamma}$
Нижній	0,5914	1,78514	0,86815
Середній	0,5860	1,77584	0,86724
Верхній	0,5814	1,76779	0,86646

Розрахунок чисельного значення параметра дисбалансу системи легування ΔE провадиться за наступною формулою.

$$\Delta E = \sum_{i=1}^n E_i \cdot C_i - \left(0,0036 \cdot \sum_{i=1}^n A_i \cdot C_i - 6,28 \right),$$

де C_i , A_i і E_i – відповідно концентрація, атомна маса і кількість валентних електронів i -го компонента сплаву (sp -електронів алюмінію і ds -електронів перехідних елементів);

n – число компонентів сплаву, включаючи основу.

Величина і знак ΔE характеризує дисбаланс системи легування сплаву і ймовірність напрямку протікання фазових перетворень. Знак величини ΔE визначає характер фазових реакцій і свідчить про ступінь збалансованості багатокомпонентного складу сплаву.

Порівняльний аналіз результатів, отриманих за допомогою розрахункового ΔE -методу для відомих промислових нікелевих жароміцних сплавів, призначених для спрямованої (моно) кристалізації показав, що збалансованість хімічного складу більшості з них низька або практично відсутня [16, 17].

Відповідно до ΔE -методу, сплави вважаються збалансованими за хімічним складом при виконанні граничних умов величини параметра дисбалансу системи легування $\Delta E = \pm 0,04$.

Таблиця 3 – Розрахунок хімічного складу сплаву ЖСЗДК-ВІ в атомних %

Параметр	Елемент								
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Ni	
Атомна маса	12,0	52,0	58,9	183,9	27,0	47,9	96,0	58,7	
Норми ОСТ 1 90126-85	0,06-0,11	11,0-12,5	8,0-10,0	3,8-4,5	4,0-4,8	2,5-3,2	3,8-4,5	основа	
Нижня межа	% по масі	0,06	11,0	8,0	3,8	4,0	2,5	3,8	66,84
	відносна кільк. ат.	0,005	0,212	0,136	0,021	0,148	0,052	0,040	1,139
	% ат.	0,28	12,08	7,75	1,18	8,46	2,98	2,26	65,01
Середній рівень	% по масі	0,085	11,75	9,0	4,15	4,4	2,85	4,15	63,615
	відносна кільк. ат.	0,007	0,226	0,153	0,023	0,163	0,064	0,043	1,084
	% ат.	0,4	12,85	8,69	1,28	9,28	3,39	2,46	61,65
Верхня межа	% по масі	0,11	12,5	10,0	4,5	4,8	3,2	4,5	60,39
	відносна кільк. ат.	0,009	0,240	0,170	0,024	0,178	0,067	0,047	1,029
	% ат.	0,52	13,63	9,62	1,39	10,08	3,79	2,66	58,32

Сплави, що мають більше позитивного значення параметра, ніж величина $\Delta E \geq 0,04$, є схильними до утворення надлишкових фаз типу Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta несприятливої морфології.

Сплави, що мають більше негативного значення параметра, ніж величина $\Delta E \leq -0,04$, є схильними до утворення надлишкових топологічно щільно упакованих фаз (μ -фази) або подвійних карбідів типу Me_6C [16–18].

Сплав вважається ідеально збалансованим за хімічним складом за умови: $\Delta E = 0$.

Для розрахунку параметра дисбалансу системи легування ΔE необхідно визначити склад сплавів в атомних %. Для цього треба розділити вміст кожного елемента (включаючи основу – Ni) у масових % на його атомну масу, та визначити питомий вміст у сплаві атомів кожного елемента (табл. 3).

Відповідні чисельні значення параметру дисбалансу системи легування ΔE для різних рівнів легування було розраховано методом CALPHAD (JMatPro) [19, 20].

На нижній межі: $\Delta E = 0,168595$.

На середньому рівні: $\Delta E = 0,029792$.

На верхній межі: $\Delta E = -0,10624$.

Відповідно до методики КРАМ такий параметр структурної стабільності, як сумарна кількість валентних електронів в сплаві $\bar{M}d_C$, може бути визначений за величиною параметру збалансованості системи легування ΔE за наступним регресійним рівнянням [9–11]:

$$\bar{M}d_C = 0,1879 \cdot (\Delta E) + 0,9803; R^2 = 0,9886.$$

Умовою стабільності в цьому разі є $\bar{M}d_C = 0,980 \pm 0,008$

Для сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування маємо наступне.

На нижній межі: $\bar{M}d_C = 1,012$.

На середньому рівні: $\bar{M}d_C = 0,9859$.

На верхній межі: $\bar{M}d_C = 0,9603$.

Таким чином, за значеннями параметрів дисбалансу системи легування ΔE та сумарної кількості валентних електронів в сплаві $\bar{M}d_C$, сплав ЖСЗДК-ВІ є досить збалансованим поблизу середнього рівня вмісту елементів.

Температурні параметри дослідних жароміцних нікелевих сплавів залежно від їх хімічного складу, згідно з розробленою комплексною методикою, визначаються за наступними регресійними математичними моделями, отриманими на основі математичної обробки відомих експериментальних даних [9–11, 21].

Виходячи із суми масових часток елементів, що зміцнюють γ -твердий розчин $\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Mo+W+Ta+Re+Ru}$, % по масі:

температура ліквідус t_L , °C

$$t_L = 5,5572 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1309,3; R^2 = 0,9801;$$

температура солідус t_S , °C

$$t_S = 8,7819 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1189,6; R^2 = 0,9816.$$

Виходячи із суми масових часток елементів, що утворюють γ' -фазу $\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al+Ti+Nb+Ta+Hf}$, % по масі:

температура локального плавлення евтектики $t_{\text{ЕВТ.}}$, °C

$$t_{\text{ЕВТ.}} = 16,059 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1101,8; R^2 = 0,9563);$$

температура повного розчинення γ' -фази $t_{\text{П.Р.}}$, °C

$$t_{\text{П.Р.}} = 25,073 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 955,01; R^2 = 0,9715;$$

температура начала розчинення γ' -фази $t_{\text{Н.Р.}}$, °C

$$t_{\text{Н.Р.}} = 3,0087 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 818,49; R^2 = 0,9691.$$

Для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування маємо наступні температурні параметри (табл. 4).

Кількість основної зміцнюючої γ' - фази $V_{\gamma'}$, % за масою, при різних температурах залежно від суми масових часток γ' - утворюючих елементів $\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al+Ti+Nb+Ta+Hf}$, може бути визначено за наступними математичними регресійними моделями [9–11], отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних по групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

$$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 5,0757 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 16,209; R^2 = 0,9671;$$

$$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 12,769 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 26,493; R^2 = 0,9665;$$

$$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,892 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 21,033; R^2 = 0,9677;$$

$$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,259 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 30,409; R^2 = 0,9686.$$

Результати розрахунку для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування наведено в таблиці 5.

Границя короткочасної міцності σ_B , МПа може бути розрахований виходячи з кількості основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}$, % по масі, для нормальної та стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та апробованими на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [9–11].

$$\sigma_B^{20} = 16,625 \cdot (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049; R^2 = 0,9479;$$

$$\sigma_B^{800} = 8,432 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67; R^2 = 0,9517;$$

$$\sigma_B^{900} = 13,331 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60; R^2 = 0,9857;$$

$$\sigma_B^{1000} = 9,0038 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07; R^2 = 0,9461.$$

Результати розрахунків для різних рівнів легування сплаву ЖСЗДК-ВІ наведені в таблиці 6.

Таблиця 4 – Температурні параметри жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування

Рівень легування	Значення температурних параметрів, °C								
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	t_L	t_S	$\Delta t_{\text{кр.}} = t_L - t_S$	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$T_{\text{ЕВТ.}}$	$t_{\text{П.Р.}}$	$t_{\text{Н.Р.}}$	$\Delta t_{\text{ГО}} = T_{\text{ЕВТ.}} - t_{\text{П.Р.}}$
Нижній	7,6	1351,5	1256,3	95,2	6,5	1206,2	1118,0	838,0	88,2
Середній	8,3	1355,4	1262,5	92,9	7,25	1218,2	1136,8	840,3	81,4
Верхній	9,0	1359,3	1268,6	90,7	8,0	1230,3	1155,6	842,6	74,7

Таблиця 5 – Кількість основної зміцнюючої γ' - фази $V_{\gamma'}$ залежно від сумарного вмісту γ' - утворюючих елементів $\Sigma C_{\gamma'}$ у жароміцному нікелевому сплаві ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування при нормальній та стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Сумарна кількість γ' -утворюючих елементів $\Sigma C_{\gamma'}$, % по масі	Кількість основної зміцнюючої γ' - фази $V_{\gamma'}$, % по масі, при температурах			
		$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
Нижній	6,5	44,86	37,76	34,74	24,11
Середній	7,25	47,60	42,76	39,24	28,84
Верхній	8,0	50,24	47,26	43,34	33,24

Таблиця 6 – Границя короткочасної міцності σ_B^t , МПа, жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування за нормальної та стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Межа короткочасної міцності σ_B^t , МПа, при температурах			
	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}
Нижній	817,85	812,06	594,72	381,15
Середній	863,40	854,22	654,71	423,74
Верхній	907,29	892,17	709,37	463,36

Математично залежність границі короткочасної міцності σ_B^t , МПа жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування від температури t може бути описана за допомогою наступних поліноміальних залежностей:

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0025 \cdot t^2 - 0,4117 \cdot t + 823,59; \quad R^2 = 0,9906;$$

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0026 \cdot t^2 - 0,4353 \cdot t + 870,15; \quad R^2 = 0,9963;$$

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0026 \cdot t^2 - 0,4519 \cdot t + 914,87; \quad R^2 = 0,9992.$$

Границя 100- і 1000-годинної тривалої міцності σ_t^t , МПа, може бути розрахований виходячи з кількості основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}$, % по масі, для стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та апробованих на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [9 – 11].

Для границі 100-годинної тривалої міцності: при 800 °С

$$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09; \quad R^2 = 0,9859;$$

при 900 °С

$$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463; \quad R^2 = 0,9802;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666; \quad R^2 = 0,9875.$$

Для границі 1000-годинної тривалої міцності: при 800 °С

$$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101; \quad R^2 = 0,9645;$$

при 900 °С

$$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47; \quad R^2 = 0,9692;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95; \quad R^2 = 0,9650.$$

Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено у таблиці 7.

Таблиця 7 – Границя 100- і 1000-годинної тривалої міцності σ_t^t , МПа, жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування при стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Границя 100- і 1000-годинної тривалої міцності σ_t^t , МПа, при стандартних підвищених температурах					
	σ_{100}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{800}	σ_{1000}^{900}	σ_{1000}^{1000}
Нижній	441,47	229,15	80,97	294,19	101,54	-12,40
Середній	483,10	271,72	107,97	332,96	144,68	13,01
Верхній	520,56	310,50	133,09	367,85	183,98	36,66

Наведені в таблиці розрахункові дані свідчать про те, що сплав ЖСЗДК-ВІ явно не є розрахованим на роботу при температурах, що наближуються до 1000 °С на протязі 1000 годин.

Графічно залежність розрахункової границі 100- і 1000-годинної тривалої міцності σ_t^t , МПа, від температури для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на середньому рівні легування наведено на рисунку 1.

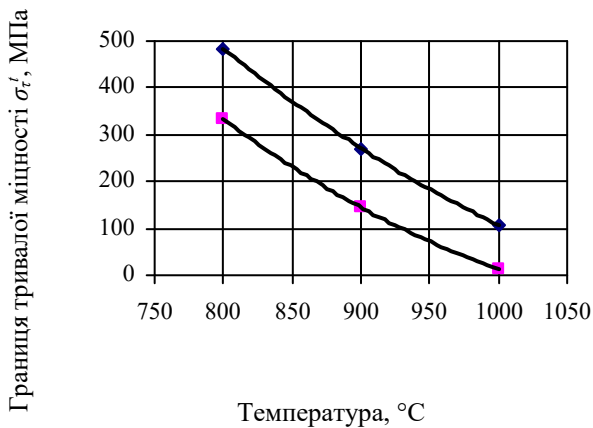


Рисунок 1. Залежність розрахункової границі 100- (верхня крива) і 1000-годинної (нижня крива) тривалої міцності σ_t , МПа, від температури для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на середньому рівні легування.

Математично вказані залежності можуть бути описаними за допомогою наступних поліноміальних залежностей:

$$\sigma_{100}^t = 0,0024 \cdot t^2 - 6,26 \cdot t + 3927,9; R^2 = 1,0;$$

$$\sigma_{1000}^t = 0,0028 \cdot t^2 - 6,69 \cdot t + 3877,2; R^2 = 1,0.$$

Висновки

З використанням відомих методик, проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. Розрахункові показники відповідають рівню вимог ОСТ 1 90126-85.

Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікуванням різними комплексами для покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей.

Список літератури

1. Bader G. H. GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features / G. H. Bader // GE Power Systems. – 2000. – 20 p.
2. Ресурсозберігаючі технології виробництва литва для авіаційного двигунобудування. Моногр. / Богуслаєв В.О., Балушок К.Б., Клочихін В.В. та ін. – Запоріжжя : АТ «Мотор Січ», 2021. – 197 с.
3. Симс Ч. Жаропрочные сплавы / Ч. Симс, В. Хагель // Пер. с англ. под ред. Савицкого Е. М. – М. : Металлургия, 1976. – 567 с.
4. Симс Ч. Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: В 2-х кн. / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столофа, У.К. Хагеля ; пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – Кн. 1. – 384 с. ; Кн. 2. – 384 с.

5. Sanchugov Y. L. Some peculiarities of alloying of nickel superalloys resistant to high-temperature corrosion / Y. L. Sanchugov, A. D. Koval, S. B. Belikov // NACE – International Corrosion Conference Series, 4, P. 3435–3438, 2012.

6. Michels H. T. Nickel-Base Superalloys / H. T. Michels, W. Z. Friend // Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys. – New York, 1980. – P. 435–449.

7. Разработка технологии модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВІ ультрадисперсными порошками карбонитрида титана / Клочихин В. В., Данилов С. Н., Лысенко Н. А., Наумик В. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2020. – № 2. – С. 37–44. DOI: <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2020-2-5>.

8. Вплив комплексного модифікування на структуру й можливості жароміцного нікелевого сплаву / С. М. Данілов, Д. О. Тьомкін, В. В. Наумик та ін. // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2022. – № 4 спецвыпуск 2 (182). – С. 101–107 DOI: <https://doi.org/10.32620/akt.2022.4sup2.15>

9. 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.

10. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с требуемыми служебными свойствами / С. В. Гайдук, Т. В. Тихомирова // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2016. – №5(302). – С. 62–69.

11. Гайдук С. В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок / С. В. Гайдук, О. В. Гнатенко, В. В. Наумик // Вісник ДД-МА. – 2011. – № 4 (25). – С. 40–43.

12. Murphy H. J. PHACOMP Revisited / H. J. Murphy, C. T. Sims and A. M. Reltran // Superalloys. – 1968. – P. 47–66.

13. 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.

14. Morinaga M. New PHACOMP and its application to alloy design / M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki // Superalloys 1984 (eds. M. Gell et al.), AIME, 1984. – P. 523–532.

15. Пигрова Г.Д. Условия образования σ - и μ -фаз в жаропрочных сплавах на никелевой основе / Г.Д. Пигрова, Е.Е. Левин // Физика металлов и металловедение. – 1969. – Т. 28. – Вып. 5. – С. 858–861.

16. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932 – 2007. Юбилейный научно-технический сборник.; под общ. ред. акад. РАН Е.Н. Каблова. – М. : ВИАМ, 2007. – 438 с.

17. Морозова Г. И. Особенности структуры и фазового состава высокоренивого никелевого жаропрочного сплава / Г.И. Морозова, О.Б. Тимофеева,

Н.В. Петрушин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 2. – С. 10–16.

18. Каблов Е. Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений / Е. Н. Каблов // Вестн. Моск. ун-та. – Сер. 2. – Химия, 2005. – Т. 46. – № 3. – С. 155–167.

19. Perrut M. Thermodynamic Modeling by the CALPHAD Method and its Applications to Innovative Materials / M. Perrut // AerospaceLab, Iss. 9 – July, 2015. – P. 1–11.

20. Lukas H. L. Computational thermodynamics: the Calphad method / H. L. Lukas, S. G. Fries, B. Sundman // Cambridge University Press. – 2007. – 307 p.

21. Caron P. High γ' -solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications / P. Caron // Superalloys 2000. T.M Pollock, et. all. (Eds.). A Publ. of the TMS. Seven Springs Mountain Resort in Champion, Pennsylvania // Minerals, Metals & Materials Society. – 2000. – P. 737–746.

Одержано 27.02.2023

ANALYTICAL CALCULATION OF QUALITY INDICATORS ЖСЗДК-ВІ FOUNDRY HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY

- Naumyk O. Postgraduate, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: enaumyk2003@gmail.com, ORCID: 0000-0002-1963-1836
- Tomkin D. Deputy of head metallurgist in Zaporizhzhia Omelchenko machine-building plant, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tajdv678@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4042-4452
- Naumyk V. Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Scientific and Pedagogical Work and International Affairs National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Professor of the Department of Foundry Machines and Technology, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: vnaumyk@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0657-4510

Purpose. Carrying out analytical calculations of the most important parameters that determine the structural and phase stability and workability of the cast heat-resistant nickel alloy ЖСЗДК-ВІ, using known calculation and analytical methods, to assess its general suitability for wide application of modification with various complexes.

Research methods. According to the PHACOMP and New PHACOMP calculation methods, the parameters of structural stability were calculated based on the chemical composition of γ -solid solutions: the total number of electron vacancies in the γ -solid solution $\bar{N}_{v\gamma}$ and the total number of valence electrons in the γ -solid solution $\bar{M}d_{\gamma}$, taking into account the values of the parameter of the tendency of the alloy to form topologically densely packed (TDP) phases. The balance of the chemical composition of the alloy was assessed by the ΔE method based on the value of the imbalance parameter of its alloying system, using computer modeling of thermodynamic processes by the CALPHAD method in the program (JMatPro). In accordance with the complex calculation and analytical methodology (CCAM) developed at NU “Zaporizhzhia Polytechnic”, temperature parameters, short-term strength limit values and long-term strength values at different temperatures for the ЖСЗДК-ВІ alloy at different levels of alloying were determined using regression mathematical models obtained on the basis of mathematical processing of known experimental data.

Scientific novelty. A complex of computational and analytical studies was carried out and the most important parameters characterizing the structural and phase stability and workability of the cast heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI were determined.

According to the parameters of the imbalance of the alloying system ΔE and the total number of valence electrons in the $\bar{M}d_{\gamma}$ alloy, the ЖСЗДК-ВІ alloy is enough balanced near the average level of element content.

It was established that in the entire range of Cr, W, and Mo alloying, the values of the parameters of the P_{TDP} , $\bar{N}_{v\gamma}$ and $\bar{M}d_{\gamma}$ decrease slightly monotonically, which indicates a high level of structural stability of the ЖСЗДК-ВІ alloy.

The obtained calculation data indicate that the ЖСЗДК-ВІ alloy is clearly not designed for operation at temperatures approaching 1000 °C for 1000 hours.

Practical value. The obtained results indicate the sufficient stability of the ЖСЗДК-ВІ alloy and its general suitability for wide application of modification with various complexes to improve the level of physical-mechanical and operational properties.

Key words: heat-resistant nickel alloy, calculation and analytical methods, structural and phase stability, temperature parameters, strength limit, long-term strength.

References

1. G.H. Badeer (2000). GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features. *GE Power Systems*, 20.
2. V.O. Boguslaev, K.B. Balushok, V.V. Klochikhin et al. (2021). Resource-saving technologies of production in foundry for aircraft engine construction. Zaporizhzhia, Ukraine: JSC "Motor Sich", [in Ukrainian].
3. Ch. Sims, W. Hagel, Heat-resistant alloys, tr. from english ed. E.M. Savitsky. Moscow, Russia: Metallurgy, 1976.
4. Ch.T. Sims (1995). Superalloys II: Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants: in 2 books, ed. Ch.T. Sims, N.S. Stoloff, W.K. Hagel, tr. from english ed. R.E. Shalin. Moscow, Russia: Metallurgy,.
5. Y. L. Sanchugov, A. D. Koval and S. B. Belikov (2012). Some peculiarities of alloying of nickel superalloys resistant to high-temperature corrosion. *NACE – International Corrosion Conference Series*, 4, 3435–3438.
6. H.T. Michels, W.Z. Friend (1980). Nickel-Base Superalloys, *Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys*. New York, 435–449.
7. V.V. Klochikhin, S.N. Danilov, N.A. Lysenko and V.V. Naumyk (2020). Development of technology for modifying heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI with ultrafine powders of titanium carbonitride. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 37–44, [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2020-2-5>.
8. S.M. Danilov, D.O. Tyomkin, V.V. Naumyk, et al. (2022). The injection of a complex modification-forging on the structure and feasibility of a heat-treated nickel alloy. *Aviation and space technology and technology*, no. 4 special issue 2 (182), 101–107, [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.32620/aktt.2022.4sup2.15>.
9. S.V. Gaiduk (2015). Complex calculation and analytical technique for designing foundry heat-resistant nickel alloys. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 92–103, [in Russian].
10. S.V. Gaiduk, T.V. Tikhomirova (2016). Complex calculation and analytical technique for designing foundry heat-resistant nickel alloys with required service properties. *Metallurgical and mining industry*, 5 (302), 62–69, [in Russian].
11. S.V. Gaiduk, O.V. Gnatenko and V.V. Naumyk (2011). Predicting the structural and phase stability of an economically alloyed heat-resistant alloy for responsible castings, *Bulletin of DDMA*, 4 (25), 40–43, [in Russian].
12. H. J. Murphy, C. T. Sims and A. M. Reltran (1968). PHACOMP Revisited, *Superalloys*, 47–66.
13. D. Kotsoradis, P. Felix, H. Fishmeister, et al. (1981). Heat-resistant alloys for gas turbines. Proceedings of the international conference, per. from English. ed. R.E. Shalin. Moscow, Russia: Metallurgy, [in Russian].
14. M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki (1984). New PHACOMP and its application to alloy design, *Superalloys 1984* (eds. M. Gell et al.), AIME, 523–532.
15. G.D. Pigrov, E.E. Levin (1969). Conditions for the formation of σ - and μ -phases in nickel-based heat-resistant alloys, *Physics of metals and metal science*, 28, 5, 858–861.
16. 75 years old. Aviation materials. Selected works of "VIAM" 1932-2007 (2007). Anniversary scientific and technical collection. under total ed. acad. RAS E.N. Kablov. Moscow, Russia: VIAM, [in Russian].
17. G.I. Morozova, O.B. Timofeeva, N.V. Petrushin (2009). Features of the structure and phase composition of a high-rhenium nickel heat-resistant alloy. *Metal Science and Thermal Processing of Metals*, 2, 10–16, 2009. [in Russian].
18. E.N. Kablov (2005). Physico-chemical and technological features of creating heat-resistant alloys containing rhenium. *Vestn. Moscow university*, ser. 2, Chemistry, 46, 3, 155–167, [in Russian].
19. M. Perrut (2015). "Thermodynamic Modeling by the CALPHAD Method and its Applications to Innovative Materials" *AerospaceLab*, Iss. 9, July, 1–11.
20. H. L. Lukas, S. G. Fries and B. Sundman (2007). Computational thermodynamics: the Calphad method. *Cambridge University Press*.
21. P. Caron (2000). High γ' -solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications, *Superalloys 2000*. T.M Pollock, et. all. (Eds.). A Publ. of the TMS. Seven Springs Mountain Resort in Champion, Pennsylvania. *Minerals, Metals & Materials Society*, 737–746.