

## СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

### STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

УДК 620.17:620.1:669.245

Дмитро Тьомкін заступник головного металурга Запорізького машинобудівного заводу ім. Омельченка В. І., м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tajdv678@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4042-4452

Валерій Наумик доктор технічних наук, професор, професор кафедри машин і технології ливарного виробництва, проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vnaumyk@gmail.com; naumik@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-0657-4510

### АНАЛІЗ ЕФЕКТУ МОДИФІКУВАННЯ ІТРІЄМ, ГАФНІЄМ ТА НІОБІЄМ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ ЗІ ЗНИЖЕНИМ ВМІСТОМ ВУГЛЕЦЮ

**Мета роботи.** Теоретичне прогнозування утворення карбідів та можливостей компенсації відсутності карбідного зміцнення у сплаві ЖСЗДК-ВІ зі зниженим вмістом вуглецю за рахунок додаткового модифікування ітрієм, гафнієм та ніобієм.

**Методи дослідження.** Аналізом відповідних стехіометричних рівнянь реакцій визначено мінімальні умови отримання карбідів ітрію та гафнію.

З використанням відомих розрахунково-аналітичних методик визначено прогнозовану 100- і 1000-годинну тривалу міцність сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування без модифікування та умовного комплексно-модифікованого ітрієм, гафнієм та ніобієм варіанту.

**Наукова новизна.** Попередніми дослідженнями встановлено, що у структурі зразків зі зниженим вмістом вуглецю (0,015...0,020 % С) карбіди практично відсутні, а межі зерен дуже тонкі. При введенні ніобію, ітрію та гафнію відбувається утворення карбідів у формі глобулярних частинок в основному рівномірно розподілених в об'ємі металу.

Розрахунками встановлено, що для проведення реакції карбідоутворення ітрію 0,015 % і гафнію 0,25 % достатньо 0,02014 % вуглецю.

Як було раніше встановлено, при введенні 0,15...0,25 % гафнію в сплав ЖСЗДК-ВІ, всі карбіди виділені у вигляді глобулярних частинок, і розташовані по межах зерен та міждендритних просторах. Таким чином, оскільки відомо, що карбіди ітрію виділяються з розплаву і є підкладкою для зростання карбідів типів МС у вигляді глобулярних частинок, можна зробити висновок, що отриманої за розрахунками кількості ітрію і гафнію, може бути достатнім для утворення округлих карбідів у металі ЖСЗДК-ВІ із вмістом вуглецю 0,06...0,11 % (відповідно ОСТ 1.90.126-85).

Таким чином можна зробити висновки, що при малому вмісті вуглецю:

- ітрії не бере участі в карбідних реакціях, а витрачається на локальне легування поверхні розділу фаз, що уповільнює дифузійні процеси, підвищує структурну стабільність і жароміцність сплаву, зменшує розміри зерен, і подрібнює дендритну структуру;

- гафній перешкоджає руйнуванню меж зерен за рахунок пригнічення виділення вторинних карбідів, і зміцнює  $\gamma'$ -фазу.

Для компенсації браку карбідного зміцнення сплаву із вмістом вуглецю 0,015...0,020 %, розрахунково-аналітичними методиками вивчено можливості зміцнення  $\gamma'$ - фази за рахунок легування сплаву гафнієм та ніобієм.

**Практична цінність.** Встановлено розрахункове збільшення тривалої міцності умовного комплексно-модифікованого гафнієм, ніобієм та ітрієм сплаву до ~12 % щодо серійного сплаву ЖСЗДК-ВІ за ОСТ 1.90.126-85.

Виходячи з отриманих даних, можна зробити висновок, що присадка гафнію в кількості 0,25 % і ніобію – 0,50 % компенсує відсутність карбідного зміцнення сплаву ЖСЗДК-ВІ при знижених вмістах вуглецю.

**Ключові слова:** жароміцний нікелевий сплав, хімічний склад, вмісту вуглецю, модифікування, структура, механічні властивості, жароміцність, розрахунково-аналітичні методиками.

## Вступ

Розробка сучасних силових агрегатів для авіаційного і енергетичного машинобудування вимагає постійного удосконалення матеріалів відповідно до постійно зростаючих вимог як по рівню фізико-механічних і експлуатаційних властивостей, так і до економічності кінцевої продукції. Традиційно широко використовуваним є клас жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) з інтерметалідним зміцненням [1–5].

Беззаперечно велику роль в жароміцних нікелевих сплавах відіграє вуглець [1, 3, 4]. Карбідні фази характеризуються більш високою термічною стабільністю ніж основна зміцнююча  $\gamma'$ -фаза, вони виділяються як по межах зерен, так і в середині основної  $\gamma$ -матриці, і забезпечують карбідне зміцнення ЖНС в умовах високотемпературної повзучості.

Первинні карбіди утворюються з розплаву при температурах, близьких до солідусу і розташовуються переважно між осями дендритів, чим зумовлена їх така звана форма «китайських ієрогліфів» [1, 3, 4, 6]. Така форма є несприятливою в першу чергу для пластичності ливарних ЖНС, тому основною задачею технологічної операції модифікування поверхнево активними елементами є забезпечення формування в структурі рівномірно розподілених карбідів глобулярної форми [1, 4, 6].

Основним методом виготовлення відповідальних деталей турбін є лиття за витоплюваними моделями в умовах рівноосної або спрямованої кристалізації [7–10].

Широко розповсюдженим матеріалом для виготовлення методом рівноосної кристалізації литих лопаток турбін, що працюють при температурах до 900 °С, є сплав ЖСЗДК-ВІ [4, 8]. При цьому можливості вдосконалення його ще далеко не вичерпані і потребують проведення додаткових досліджень. В даній роботі розглянуто можливість компенсації відсутності карбідного зміцнення в сплавах зі зниженим вмістом вуглецю за рахунок додаткового модифікування.

Раніше проведеними дослідженнями [11] було вивчено вплив зниженого вмісту вуглецю (0,015...0,020 % С) та, відповідно карбідної фази на властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ з додатковим легуванням та модифікуванням ніобієм, лігатурами гафній-нікель та нікель-ітрій.

Встановлено, що у структурі дослідних зразків зі зниженим вмістом вуглецю карбіди практично відсутні, а межі зерен дуже тонкі. Мікроструктура зразків зі зниженим вмістом по вуглецю крупно кристалічна, що, ймовірно, обумовлено відсутністю конкурентного фазового росту при кристалізації розплаву.

При введенні ніобію, ітрію та гафнію відбувається утворення карбідів у формі глобулярних частинок, в основному, рівномірно розподілених в об'ємі металу.

Дослідні варіанти з низьким вмістом вуглецю мають значення ударної в'язкості на рівні 90...150 Дж/см<sup>2</sup>, але вкрай низьку тривалу міцність, вірогідно через відсутність карбідного зміцнення в сплаві [11]. Високі показники ударної в'язкості пов'язані з рівномірним

розподілом у структурі дрібнодисперсної карбонітридної фази.

Комплексно модифіковані ітрієм, гафнієм та ніобієм зразки, з вмістом вуглецю 0,06 %, показали достатню ударну в'язкість і тривалу міцність, що значно перевищувало вимоги ОСТ 1.90.126-85 [11]. В цих зразках практично повна відсутність великих карбідів в об'ємі зерен основного  $\gamma$ -твердого розчину і наявність дрібних карбідів типу  $Me_2C_6$ , що виділилися в процесі термічної обробки по межах зерен, перешкождали зернограничному прослизання в умовах високих температур і прикладеного навантаження. Рівень ударної в'язкості, в даному випадку, забезпечується виділенням і рівномірним розподілом дискретних і глобулярних карбідів і карбонітридів (розміром приблизно 2...3 мкм) при обробці розплаву ітрієм і гафнієм. Зниження ударної в'язкості, порівняно з варіантами з низьким вмістом вуглецю, ймовірно, пов'язане з виділенням подвійних карбідів шрифтової морфології [11].

## Основний матеріал досліджень

Практичні результати попередньо проведених досліджень дозволяють виконати теоретичне прогнозування утворення карбідів та можливостей компенсації відсутності карбідного зміцнення у сплаві ЖСЗДК-ВІ зі зниженим вмістом вуглецю за рахунок додаткового модифікування.

Найбільш активними елементами стосовно утворення карбідів в ЖНС є ітрій і гафній. Для аналізу мінімальних умов отримання карбідів ітрію та гафнію розглянемо відповідні стехіометричні рівняння реакцій (1, 2).



Необхідні умови:

1. Зміст ітрію має бути в межах 0,01...0,015 %, оскільки при збільшенні його вмісту ітрій буде витрачатися на утворення евтектичних інтерметалідних фаз типу  $Ni-Y_2Ni_{17}$  з частковим окисленням. В означеному випадку весь ітрій буде зв'язуватися в інтерметаліди, і не впливатиме на формування інших фазових складових сплаву, а при вмісті ітрію менше 0,01 % утворення карбідів сприятливої сферичної форми буде незначним [1, 4, 6].

2. При введенні 0,25...0,35 % гафнію відбувається виділення нехарактерних для сплаву ЖСЗДК-ВІ евтектичних фаз, що мають температуру плавлення нижче за 1190 °С [12, 13].

Проведемо розрахунок маси вуглецю для реакції з 0,015 % ітрію на масу сплаву ЖСЗДК-ВІ 100 кг. Для отримання означеного вмісту необхідно ввести в сплав 15 г ітрію.

У реакції рівняння (1) 1 моль ітрію реагує з 2 молями вуглецю. Таким чином маса вуглецю, необхідна для реакції з 15 г ітрію може бути розрахована за рівнянням (3).

$$m_C = m_Y \cdot \frac{2 \cdot M_C}{M_Y}, \quad (3)$$

де  $m_C$  – маса вуглецю, г;  
 $m_Y$  – маса ітрію, г;  
 $M_C$  – молярна маса вуглецю,  $M_C = 12$  г/моль;  
 $M_Y$  – молярна маса ітрію,  $M_Y = 89$  г/моль.  
 Підставивши значення в рівняння (3) отримаємо:

$$m_C = 15 \cdot \frac{2 \cdot 12}{89} = 4,04.$$

Таким чином для реакції 0,015 % ітрію необхідно 0,00404 % вуглецю.

Розрахуємо масу вуглецю для реакції з 0,25 % гафнію. Для отримання означеного вмісту необхідно ввести в сплав 250 г гафнію.

У реакції рівняння (2) 1 моль гафнію реагує з 1 молем вуглецю. Таким чином маса вуглецю, необхідна для реакції з 250 г гафнію може бути розрахована за рівнянням (4).

$$m_C = m_{Hf} \cdot \frac{M_C}{M_{Hf}}, \quad (4)$$

де  $m_C$  – маса вуглецю, г;  
 $m_{Hf}$  – маса гафнію, г  
 $M_C$  – молярна маса вуглецю,  $M_C = 12$  г/моль  
 $M_{Hf}$  – молярна маса гафнію,  $M_{Hf} = 178,49$  г/моль  
 Підставивши значення в рівняння (4) отримаємо:

$$m_C = 250 \cdot \frac{12}{178,49} = 16,08.$$

Таким чином для реакції 0,25 % гафнію необхідно 0,0161 % вуглецю.

**Таблиця 1** – Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування та умовного варіанту комплексно модифікованого сплаву

Варіант	Вміст елементів, % по масі						
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo
Норми ОСТ 1.90.126-85	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
Умовний комплексно модифікований	0,018	11,00	9,02	4,50	4,60	2,84	4,31

Примітки. 1. Відповідно ОСТ 1.90.126-85 в сплаві також допускається вміст (по масі)  $Fe \leq 2,0$  %;  $Si \leq 0,4$  %;  $Mn \leq 0,4$  %;  $S \leq 0,015$  %.

2. Умовний комплексно модифікований додатково містить 0,0120 % Y 0,23 % Hf та 0,51 % Nb.

Обчислення проведемо відповідно до розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахункової методики (КРАМ) [15–18], згідно якої для визначення розрахункової 100- і 1000-годинної тривалої міцності сплаву спочатку потрібно розрахувати об'єм  $\gamma'$ - фази в ньому. Результати порівняємо з даними розрахункових показників

Тобто при спільному легуванні сплаву ітрієм та гафнієм для отримання карбідів ітрію та гафнію сумарно достатньо ввести 0,02014 % вуглецю.

Однак, як зазначається в [12], при введенні 0,15...0,25 % гафнію в сплав ЖСЗДК-ВІ, всі карбіди виділені у вигляді глобулярних частинок, і розташовані по межах зерен та міждендритних просторах.

Відомо [1, 4, 6], що карбіди ітрію виділяються з розплаву і є підкладкою для зростання карбіду типів MC у вигляді глобулярних частинок.

Отже, можна зробити висновок, що отриманої за розрахунками кількості гафнію і ітрію, може бути достатнім для утворення округлих карбідів у металі ЖСЗДК-ВІ із вмістом вуглецю 0,06...0,11 % (відповідно ОСТ 1.90.126-85).

Таким чином можна зробити висновки, що при малому вмісті вуглецю:

- ітрію, не бере участі в карбідних реакціях, а буде витрачатися на локальне легування поверхні розділу фаз, що призведе до уповільнення дифузійних процесів, підвищення структурної стабільності і жароміцності сплаву, а також зменшення розмірів зерен, і подрібнення дендритної структури [1, 4, 6, 14];

- гафній перешкоджає руйнуванню меж зерен за рахунок пригнічення виділення вторинних карбідів, і зміцнює  $\gamma'$ - фазу [4].

Для компенсації браку карбідного зміцнення сплаву із вмістом вуглецю 0,015...0,020 %, (виражене зниженням тривалої міцності, встановленого раніше проведеними дослідженнями), розглянемо можливість зміцнення  $\gamma'$ - фази за рахунок легування сплаву гафнієм та ніобієм.

Проаналізуємо хімічний склад варіантів сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування без модифікування та умовного комплексно модифікованого ітрієм, гафнієм та ніобієм (табл. 1).

сплаву ЖСЗДК-ВІ, наведених у роботі [15].

Кількість зміцнюючої  $\gamma'$ - фази  $V_{\gamma'}$ , % по масі, при різних температурах залежно від суми вмісту по масі  $\gamma'$ - утворюючих елементів  $\Sigma C_{\gamma'} = Al + Ti + Nb + Ta + Hf$ , може бути визначена за наступними математичними регресійними моделями [15–18].

$$V_{\gamma}^{20} = -0,1028 (\Sigma C_{i\gamma})^2 + 5,0757 (\Sigma C_{i\gamma}) + 16,209;$$

$$V_{\gamma}^{800} = -0,4437 (\Sigma C_{i\gamma})^2 + 12,769 (\Sigma C_{i\gamma}) - 26,493;$$

$$V_{\gamma}^{900} = -0,3556 (\Sigma C_{i\gamma})^2 + 10,892 (\Sigma C_{i\gamma}) - 21,033;$$

$$V_{\gamma}^{1000} = -0,2879 (\Sigma C_{i\gamma})^2 + 10,259 (\Sigma C_{i\gamma}) - 30,409.$$

Результати розрахунку параметрів жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ з різними рівнями легування та умовного сплаву ЖСЗДК-ВІ модифікованого ітрієм, гафнієм та ніобієм наведені в табл. 2.

**Таблиця 2** – Кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази  $V_{\gamma t}$  залежно від сумарного вмісту  $\gamma'$ - утворюючих елементів  $\Sigma C_{i\gamma}$  у жароміцному нікелевому сплаві ЖСЗДК-ВІ при нормальній та стандартних підвищених температурах [12]

Варіант	Сумарна кількість $\gamma'$ -утворюючих елементів $\Sigma C_{i\gamma}$ , % по масі	Кількість основної зміцнюючої $\gamma'$ -фази $V_{\gamma t}$ , % по масі, при температурах			
		$V_{\gamma}^{20}$	$V_{\gamma}^{800}$	$V_{\gamma}^{900}$	$V_{\gamma}^{1000}$
Нижня межа	6,5	44,86	37,76	34,74	24,11
Середній рівень	7,25	47,60	42,76	39,24	28,84
Верхня межа	8,0	50,24	47,26	43,34	33,24
Умовний комплексно модифікований	8,18	50,85	48,27	44,27	33,24

Границя 100- та 1000-годинної тривалої міцності  $\sigma_{\tau}^t$ , МПа, розраховується виходячи з кількості основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази  $V_{\gamma t}$ , % за масою, для стандартних підвищених температур за наступними регресивними моделями, [15–17].

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

$$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot V_{\gamma}^{800} + 127,09;$$

при 900 °С

$$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot V_{\gamma}^{900} - 99,463;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot V_{\gamma}^{1000} - 56,666.$$

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

$$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot V_{\gamma}^{800} + 1,4101;$$

при 900 °С

$$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot V_{\gamma}^{900} - 231,47;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot V_{\gamma}^{1000} - 141,95.$$

Результати розрахунків групи досліджуваних сплавів наведено у табл. 3.

**Таблиця 3** – Межа 100- і 1000- годинної тривалої міцності  $\sigma_{\tau}^t$ , МПа, жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ при стандартних, підвищених температурах [18]

Варіант	Межа 100- та 1000-годинної тривалої міцності $\sigma_{\tau}^t$ , МПа, при стандартних підвищених температурах					
	$\sigma_{100}^{800}$	$\sigma_{100}^{900}$	$\sigma_{100}^{1000}$	$\sigma_{1000}^{800}$	$\sigma_{1000}^{900}$	$\sigma_{1000}^{1000}$
Нижня межа	441,47	229,15	80,97	294,19	101,54	-12,40
Середній рівень	483,10	271,72	107,97	332,96	144,68	13,01
Верхня межа	520,56	310,50	133,09	367,85	183,98	36,66
Умовний комплексно модифікований	528,96	319,30	138,83	375,67	192,89	42,06
Збільшення тривалої міцності	~1,5 %	~2,7 %	~4,1 %	~2,1 %	~4,6 %	~12 %

З аналізу таблиць 2 і 3 видно, що в умовному комплексно модифікованому сплаві ЖСЗДК-ВІ легованому ніобієм і гафнієм, кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ - фази  $V_{\gamma}^t$ , % за масою, при температурах, збільшено щодо верхньої межі легування на ~2%.

Слід зазначити, що сумарна кількість  $\gamma'$ -утворюючих елементів  $\Sigma C_{i\gamma}$  знаходиться в межах граничних умов  $Ti+Al=7,8...8,2$  %, при перевищенні яких, по межах зерен можуть утворюватися локальні потовщення, виділення евтектичної  $\gamma$ - $\gamma'$ -фази [19].

Збільшення тривалої міцності умовного комплексно модифікованого сплаву відбувається пропорційно зі збільшенням температур 800, 900, 1000 °С та часу випробувань (100 та 1000 годинні випробування).

Максимальне збільшення тривалої міцності спостерігається під час проведення 1000 годинних випробувань при 1000 °С.

Ґрунтуючись на проведених розрахунках [16–18], можна зробити висновок, що присадка гафнію і ніобію в кількості  $Hf=0,25$  %,  $Nb=0,50$  % компенсує відсутність карбідного зміцнення сплаву ЖСЗДК-ВІ зі знизеним вмістом вуглецю.

## Висновки

Попередніми дослідженнями встановлено, що у структурі зразків зі зниженим вмістом вуглецю (0,015...0,020 %C) карбіди практично відсутні, а межі зерен дуже тонкі. При введенні ніобію, ітрію та гафнію відбувається утворення карбідів у формі глобулярних частинок, в основному, рівномірно розподілених в об'ємі металу.

Проаналізовано мінімальні умови отримання карбідів ітрію та гафнію. Розрахунками встановлено, що для проведення реакції карбідоутворення ітрію 0,015 % і гафнію 0,25 % достатньо 0,02014 % вуглецю.

Як було раніше встановлено, при введенні 0,15...0,25 % гафнію в сплав ЖСЗДК-ВІ, всі карбіди виділені у вигляді глобулярних частинок, і розташовані по межах зерен та міждендритних просторах. Таким чином, оскільки відомо, що карбіди ітрію виділяються з розплаву і є підкладкою для зростання карбиду типів МС у вигляді глобулярних частинок, можна зробити висновок, що отриманої за розрахунками кількості гафнію і ітрію, може бути достатньою для утворення округлих карбідів у металі ЖСЗДК-ВІ із вмістом вуглецю 0,06...0,11 % (відповідно ОСТ 1.90.126-85).

Таким чином можна зробити висновки, що при малому вмісті вуглецю:

- ітрію, не бере участі в карбідних реакціях, а витрачається на локальне легування поверхні розділу фаз, що уповільнює дифузійні процеси, підвищує структурну стабільність і жароміцність сплаву, зменшує розміри зерен, і подрібнює дендритну структуру;

- гафній перешкоджає руйнуванню меж зерен за рахунок пригнічення виділення вторинних карбідів, і зміцнює  $\gamma'$ -фазу.

Для компенсації браку карбідного зміцнення сплаву із вмістом вуглецю 0,015...0,020 %, розрахунково-аналітичними методиками вивчено можливості зміцнення  $\gamma'$ - фази за рахунок легування сплаву гафнієм та ніобієм.

Встановлено розрахункове збільшення тривалої міцності умовного комплексно модифікованого гафнієм, ніобієм та ітрієм сплаву до ~12 % щодо серійного сплаву ЖСЗДК-ВІ за ОСТ 1.90.126-85.

Виходячи з отриманих даних, можна зробити висновок, що присадка гафнію в кількості 0,25 % і ніобію – 0,50 % компенсує відсутність карбідного зміцнення сплаву ЖСЗДК-ВІ при знижених вмістах вуглецю.

## Список літератури

1. Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газових турбінних двигунів [Текст] / Г. П. Мьяльниця, А. М. Верховлюк, А. В. Нарівський та ін. – К. : Наукова думка, 2023. – 180с. <https://doi.org/10.15407/978-966-000-1810-5>.

2. Erickson G. L. The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas

Turbine Application [Text] / G. L. Erickson // Superalloys. – 1996. – P. 45–52.

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

4. Sims Ch. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power [Text] / Sims Ch., Stoloff N., Hagel W. – New York: John Wiley & Sons, 1987. – 640 p.

5. Satyanarayana D. V. V. Nickel-based superalloys [Text] // Aerospace Materials and Material Technologies / Satyanarayana D. V. V. and Prasad N. E.. – Vol. 1: Aerospace Materials. – Singapore: Springer Nature, Pte Ltd., 2017. – P. 199–228. DOI:10.1007/978-981-10-2134-3\_9.

6. Теорія ливарних сплавів: навчальний посібник [Текст] / Бялік Г. А., Наумик В. В., Луньов В. В., Пархоменко А. В. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2013. – 156 с.

7. Хричиков В. С. Ливарне виробництво чорних та кольорових металів : навчальний посібник [Текст] / Хричиков В. С., Меньяло О. В. – Дніпропетровськ : Нац. металургійна акад. України, 2013. – 88 с.

8. Наумик В. В. Получение качественных отливок из медных и никелевых сплавов в условиях управляемой кристаллизации: монография. [Текст] / В. В. Наумик – Запорожье : ЗНТУ, 2014. – 246 с.

9. Ливарні властивості металів і сплавів для прецизійного лиття: підручник для вищих учбових закладів [Текст] / В. О. Богуслаєв, С. І. Репях, В. Г. Могилаєнко та ін. – Запоріжжя : АТ «Мотор Січ», 2016. – 474 с.

10. Crystallization processes, structure and properties of Ni superalloy castings [Text] / É. I. Tsvirko, P. D. Zhemanyuk, V. V. Klochikhin, et al. // Metal Science and Heat Treatment. – 2001. – № 43 (9–10). – P. 382–386.

11. Вплив зниженого вмісту вуглецю на властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ [Текст] / Тьомкін Д. О., Педаш О. О., Наумик О. О., Наумик В. В. // Процеси лиття. – 2025. – № 1 (159). – С. 3–10.

12. Влияние микролегирования иттрием и гафнием на прочностные характеристики и морфологию карбидной фазы сплава ЖСЗДК-ВІ при замедленной кристаллизации [Текст] / Тихомирова Т. В., Гордиенко Е. И., Бехтер Р. В., Подобный А. В. // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2021. – № 4. – С. 125–131.

13. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Том 2. [Текст] : Справочник / Под ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1997. – 1024 с.

14. Вплив збалансованості хімічного складу кондиційного вороття і модифікування на властивості сплаву ЖС6У-ВІ [Текст] / Д. О. Тьомкін, С. М. Данілов, О. О. Педаш та ін. // Процеси лиття. – 2024. – № 1 (155). – С. 39–46.

15. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов [Текст] / Гайдук С. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 92–103.

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

17. Гайдук С. В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отли-

вок [Текст] / Гайдук С. В., Гнатенко О. В., Наумик В. В. // Вісник ДДМА. – 2011. – № 4 (25). – С. 40–43.

18. Наумик О. О. Аналітичний розрахунок якісних показників ливарного жароміцного нікелевого сплава ЖСЗДК-ВІ. [Текст] / Наумик О. О., Тьомкін Д. О., Наумик В. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2023. – № 2. – С. 51–58.

19. Вплив модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-ВІ [Текст] / Д. О. Тьомкін, В. В. Клочихін, С. М. Данілов та ін. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудування. – 2022. – № 2. – С. 50–56.

Одержано 03.03.2025

## ANALYSIS OF THE MODIFICATION EFFECT WITH YTTRIMIUM, HAFNIUM AND NIOBIUM ON ЖСЗДК-ВІ ALLOY WITH REDUCED CARBON CONTENT

Dmytro Tomkin

Deputy of head metallurgist in Zaporizhzhia Omelchenko machine-building plant, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tajdv678@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4042-4452

Valeriy Naumyk

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 machinery and technology, doctor of technical sciences, professor, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: vnaumyk@gmail.com; naumik@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-0657-4510

**The aim of the study.** Theoretical prediction of carbide formation and possibilities of compensating for the lack of carbide strengthening in the ЖСЗДК-ВІ alloy with a reduced carbon content through additional modification with yttrium, hafnium, and niobium.

**Research methods.** By analyzing the corresponding stoichiometric reaction equations, the minimum conditions for obtaining yttrium and hafnium carbides were determined.

Using known computational and analytical techniques, the predicted 100- and 1000- hour long-term strength of the ЖСЗДК-ВІ alloy at different alloying levels without modification and a conditional complexly modified with yttrium, hafnium and niobium variant were determined.

**Scientific novelty.** Previous studies have established that in the structure of samples with a reduced carbon content (0.015...0.020 % C) carbides are practically absent, and the grain boundaries are very thin. When niobium, yttrium and hafnium are introduced, carbides are formed in the form of globular particles, mainly evenly distributed in the volume of the metal.

Calculations have established that 0.02014 % carbon is sufficient for the carbide formation reaction of 0.015% yttrium and 0.25 % hafnium.

As was previously established, when 0.15...0.25 % hafnium is introduced into the ЖСЗДК-ВІ alloy, all carbides are isolated in the form of globular particles, and are located along the grain boundaries and interdendritic spaces. Thus, since it is known that yttrium carbides are released from the melt and are a substrate for the growth of carbides of the MC type in the form of globular particles, we can conclude that the amount of yttrium and hafnium obtained by calculations may be sufficient for the formation of rounded carbides in the metal ЖСЗДК-ВІ with a carbon content of 0.06...0.11% (according to OST 1.90.126-85).

Thus, it can be concluded that with a low carbon content:

- yttrium does not participate in carbide reactions, but is spent on local alloying of the phase interface, which slows down diffusion processes, increases the structural stability and heat resistance of the alloy, reduces grain size, and refines the dendritic structure;

- hafnium prevents the destruction of grain boundaries by suppressing the release of secondary carbides, and strengthens the  $\gamma'$ - phase.

*To compensate for the lack of carbide strengthening of the alloy with a carbon content of 0.015...0.020 %, the possibilities of strengthening the  $\gamma'$ - phase by alloying the alloy with hafnium and niobium were studied using computational and analytical methods.*

**Practical value.** *The calculated increase in the long-term strength of a conventional alloy complexly modified with hafnium, niobium and yttrium up to ~12 % relative to the serial alloy ЖСЗДК-ВІ according to OST 1.90.126-85 has been established.*

*Based on the data obtained, it can be concluded that the addition of hafnium in an amount of 0.25% and niobium – 0.50 % compensates for the lack of carbide strengthening of the ЖСЗДК-ВІ alloy at reduced carbon contents.*

**Key words:** *heat-resistant nickel alloy, chemical composition, carbon content, modification, structure, mechanical properties, heat resistance, calculation and analytical methods.*

## References

1. Myalnitsa H. P., Verkhovlyuk A. M., Narivskiy A. V. et al. (2023). Materials and technologies for blades of domestic industrial gas turbine engines. Kyiv: Naukova dumka, 180 p. <https://doi.org/10.15407/978-966-000-1810-5>.
2. Erickson G.L. (1996). The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas Turbine Application. *Superalloys*, 45–52.
3. Michels H.T., Friend W.Z. (1980). Nickel-Base Superalloys. *Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys*. New York, 435–449.
4. Sims Ch., Stoloff N., Hagel W. (1987). *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. New York: John Wiley & Sons. 640 p.
5. Satyanarayana D, Prasad N (2017). Nickel-based superalloys. *Aerospace Materials and Material Technologies*. Vol. 1: Aerospace Materials. Singapore. Springer Nature. Pte Ltd., 199-228. DOI:10.1007/978-981-10-2134-3\_9.
6. Bialik G. A., Naumyk V. V., Lunyov V. V. and Parkhomenko A. V. (2013). *Theory of foundry alloys: textbook*. Zaporizhzhia, ZNTU, 156.
7. Khrychikov V. E., Menyaylo O. V. (2013). *Foundry production of ferrous and non-ferrous metals: teaching book*. Dnipropetrovsk, National Metallurgical Acad. of Ukraine, 88.
8. Naumyk V. V. (2014). *Production of high-quality castings from copper and nickel alloys under conditions of controlled crystallization: monograph*. Zaporizhzhia, ZNTU, 246.
9. Boguslaev V.O., Repiah S. I., Mohylatenko V. G. et al. (2016). *Foundry properties of metals and alloys for precision casting: a textbook for higher educational institutions*. Zaporizhzhia, JSC “Motor Sich”, 474.
10. É. I. Tsivirko, P. D. Zhemanyuk, V. V. Klochikhin, et al. (2001). Crystallization processes, structure and properties of Ni superalloy castings *Metal Science and Heat Treatment*, 43 (9–10), 382–386.
11. Tomkin D. O., Pedash O. O., Naumyk O. O., Naumyk V. V. (2025). The influence of reduced carbon content on the properties of the ZhS3DK-VI alloy. *Casting Processes*, 1 (159). – P. 3–10.
12. Tikhomirova, T. V., Gordienko E. I., Bekhter R. V., Podobny A. V. (2021). Effect of Yttrium and Hafnium Microalloying on the Strength Characteristics and Morphology of the Carbide Phase of ZhS3DK-VI Alloy during Delayed Crystallization. *Aviation and Space Engineering and Technology*, 4, 125–131.
13. *Phase Diagrams of Binary Metallic Systems*. Volume 2. (1997). Ed. by N. P. Lyakishev. M.: Mechanical Engineering, 1024 p.
14. Tyomkin D.O., Klochikhin V.V., Danilov S.M. et al. (2024). Influence of conditional return chemical composition and modification balance on the properties of ZHS6U-VI alloy. *Processy littyi*, 1 (155), 39–46.
15. Gaiduk S. V. (2015). Integrated calculation and analytical methodology for designing cast heat-resistant nickel alloys. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 92–103.
16. Gaiduk S. V., Tikhomirova T. V. (2016). Integrated calculation and analytical methodology for designing cast heat-resistant nickel alloys with required service properties. *Metallurgical and mining industry*, 5 (302), 62–69.
17. Gaiduk S. V., Gnatenko O. V., Naumyk V. V. (2011). Predicting the structural and phase stability of a sparingly alloyed heat-resistant alloy for critical castings. *Bulletin of DDMA*, 4 (25), 40–43.
18. Naumyk O.O., Tiomkin D.O., Naumyk V.V. (2023). Analytical calculation of quality indicators ZHS3DK-VI foundry heat-resistant nickel alloy. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 51–58.
19. Tyomkin D.O., Klochikhin V.V., Danilov S.M. et al. (2022). Influence of modification by yttrium into the structure and properties of castings obtained from ZhS6U-VI alloy return. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 50–56.