
КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СПЛАВІВ

<https://doi.org/10.15407/plit2025.01.003>

УДК 621.74.045:669.24:21.981

Д.О. Тьомкін*, заступник головного металурга;

e-mail: tajdv678@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-4042-4452>

О.О. Педаш**, канд. техн. наук, керівник бюро;

e-mail: tb.ugmet@motorsich.com; <https://orcid.org/0000-0003-1231-9951>

О.О. Наумик***, аспірантка; e-mail: enaumyk2003@gmail.com;

<https://orcid.org/0000-0002-1963-1836>

В.В. Наумик***, д-р техн. наук., проф., проректор;

e-mail: vnaumyk@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-0657-4510>

* Запорізький машинобудівний завод ім. В.І. Омельченка (Запоріжжя, Україна)

** АТ «Мотор Січ» (Запоріжжя, Україна)

*** Національний університет «Запорізька політехніка» (Запоріжжя, Україна)

ВПЛИВ ЗНИЖЕНОГО ВМІСТУ ВУГЛЕЦЮ НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ

Досліджено 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. При введенні ніобію, ітрію та гафнію відбувається утворення карбідів у формі глобулярних частинок, в основному рівномірно розподілених в об'ємі металу. Мікроструктура зразків зі зниженим вмістом вуглецю крупно кристалічна, що, ймовірно, зумовлено відсутністю конкурентного фазового росту при кристалізації розплаву. Дослідні варіанти з низьким вмістом вуглецю мають значення ударної в'язкості на рівні 90...150 Дж/см², але вкрай низьку тривалу міцність, мабуть, через відсутність карбідного зміцнення у сплаві. Високі показники ударної в'язкості пов'язані з рівномірним розподілом у структурі дрібнодисперсної карбонітридної фази. Комплексно модифіковані (Nb+Hf+Y) зразки із вмістом вуглецю 0,06 %, показали достатню ударну в'язкість і тривалу міцність, що значно перевищувало вимоги ОСТ 1.90126-85. У цих зразках практично повністю відсутні великі карбіди в об'ємі зерен основного γ-твердого розчину і наявні дрібні карбіди типу Me₂3C₆, що виділилися в процесі термічної обробки по межах зерен, перешкождали зернограничному прослизанню в умовах високих температур і прикладеного навантаження. Рівень ударної в'язкості в даному випадку забезпечується виділенням і рівномірним розподілом дискретних і глобулярних карбідів та 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.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, хімічний склад, вміст вуглецю, модифікування, структура, механічні властивості, жароміцність.

Вступ

Сьогодні створення нових газотурбінних двигунів (ГТД) вимагає розробки нових структурно стабільних матеріалів для забезпечення високого комплексу механічних властивостей на всіх стадіях життєвого циклу газотурбінного двигуна. Для забезпечення зазначеного комплексу властивостей при виготовленні деталей гарячого тракту ГТД традиційно застосовуються жароміцні сплави на нікелевій основі з інтерметалідним зміцненням [1–5].

Відомо [1, 3, 4], що вуглець у жароміцних сплавах міститься в карбідах як у фазах проникнення, що, у свою чергу, виділяються як по межах зерен основного γ -твердого розчину, так і всередині зерен, забезпечуючи тим самим карбідне зміцнення у сплаві. Оскільки карбіди характеризуються більш високою термічною стабільністю, їх наявність у структурі матеріалу додатково забезпечує зміцнення в умовах високотемпературної повзучості, при температурах, вищих за температурний поріг розчинення основної зміцнюючої γ' -фази.

Як вказано в роботах [1, 3, 4], карбіди утворюються переважно з розплаву при температурах, близьких до температури солідус, і розташовуються переважно між осями дендритів, що зумовлює їх специфічну морфологію у формі т. зв. «китайських ієрогліфів». Оскільки форма первинних карбідів істотно впливає на пластичні характеристики ливарних жароміцних сплавів, то при розробці нових жароміцних сплавів або модифікуванні наявних слід прагнути до формування у структурі сферичних або глобулярних карбідів, які будуть рівномірно розташовані в об'ємі сплаву [1, 4].

Основним методом виготовлення таких відповідальних деталей гарячого тракту силових авіаційних та енергетичних установок є лиття за витоплюваними моделями в умовах рівноосної кристалізації [6–8].

Для виготовлення литих лопаток турбін, отриманих методом рівноосної кристалізації, що працюють при температурах до 900 °С, поширеним є сплав ЖСЗДК-ВІ [4, 7].

У цій роботі досліджено вплив карбідної фази на механічні властивості жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ, а насамперед на показники ударної в'язкості.

Матеріали та методика досліджень

У вакуумно-плавильній установці УППФ-3М проведено дослідні плавки вихідного сплаву ЖСЗДК-ВІ з додатковим легуванням та модифікуванням ніобієм марки НБШ0, лігатурами гафній-нікель марки ГФН-10 та нікель-ітрії марки ІТН-1.

Для підвищення однорідності розплаву та покращення засвоюваності модифікаторів у процесі плавки, проводили напуск аргону в робочу камеру печі та нагрівали розплав до 1820 ± 30 °С з подальшою витримкою протягом 12 хв.

Далі в умовах вакууму 6,66...0,66 Па і високої температури 1610 ± 10 °С в однорідний розплав через завантажувальний пристрій печі вводили загорнуті в нікелеву фольгу модифікатори у вигляді зважених порцій ніобію та лігатури гафній-нікель, після чого витримували протягом 60...120 с. Надалі знижували температуру до 1540 ± 10 °С і за 90 с до зливання розплаву вводили навішування нікель-ітрієвої лігатури.

Модифікований розплав заливали в нагріті до температури 300...350 °С керамічні форми, отримані за технологією лиття за моделями, що виплавляються, і після рівноосної кристалізації розплаву отримували заготовки зразків для механічних випробувань (діаметром та стороною квадрату 12 мм) дослідних варіантів модифікування.

Для проведення порівняльних досліджень на установці УППФ-3М також проводили модифікування вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ брикетованими модифікаторами на основі нікелю й титану з добавкою карбонітриду титану $Ti(C, N)$ та отримували сплав зі зниженим вмістом вуглецю. Карбонітрид титану $Ti(C, N)$ вводили таким чином, щоб отримати в готових виливках його об'ємний вміст 0,05 %. Для зазначених варіантів виплавлення сплаву ЖСЗДК-ВІ здійснювали в печі УППФ-3М при температурі 1640 ± 10 °С з витримкою розплаву протягом 10 хв з подальшим введенням брикетованого модифікатора і витримкою 90 с.

Кристалізація та структуроутворення сплавів

Заготовки зразків для механічних випробувань піддавали стандартній термічній обробці за режимом: гомогенізація при температурі $1210 \pm 15^\circ\text{C}$ з витримкою протягом 4 год і подальшим охолодженням на повітрі.

Результати та обговорення

Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ всіх дослідних варіантів модифікування відповідає вимогам нормативно-технічної документації за вмістом основних легуючих елементів (табл. 1). У результаті комплексного модифікування отримали вміст в дослідному сплаві 0,5 % ніобію, 0,25 % гафнію, 0,01 % ітрію. Вміст вуглецю в сплаві дослідних варіантів варіювався в межах від 0,015 до 0,06%.

Таблиця 1

Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів модифікування

Варіант модифікування	Вміст елементів, % за масою									
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Y _{розр.}	Hf	Nb
Без модифікування	0,018	11,00	9,02	4,50	4,60	2,84	4,31	—	—	—
Ni+0,05% Ti(C,N)	0,015	11,00	9,17	4,50	4,57	2,79	4,20	—	—	—
Ti+0,05% Ti(C,N)	0,020	11,58	8,95	4,33	4,54	3,04	4,27	—	—	—
Nb+Hf+Y	0,06	11,11	9,52	4,49	4,65	3,16	4,37	0,01	0,25	0,50
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	—	—	—

Примітка: вміст Fe $\leq 2,0\%$; Si $\leq 0,4\%$; Mn $\leq 0,4\%$; B $\leq 0,02\%$.

Металографічним дослідженням встановлено, що ливарний жароміцний сплав ЖСЗДК-ВІ всіх досліджених варіантів модифікування має типову дендритну структуру та складається з основного γ -твердого розчину на основі нікелю, зміцненого частинками вторинної інтерметалідної γ' -фази з наявністю первинних і вторинних карбідів та карбонітридів. У цілому структура відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЖСЗДК-ВІ.

При металографічному дослідженні встановлено, що у структурі термооброблених зразків зі зниженим вмістом вуглецю (0,015...0,020 % C) карбіди практично відсутні, а межі зерен дуже тонкі (рис. 1). При цьому розміри карбідів, що рідко зустрічаються, становлять $\sim 1\text{...}5$ мкм.

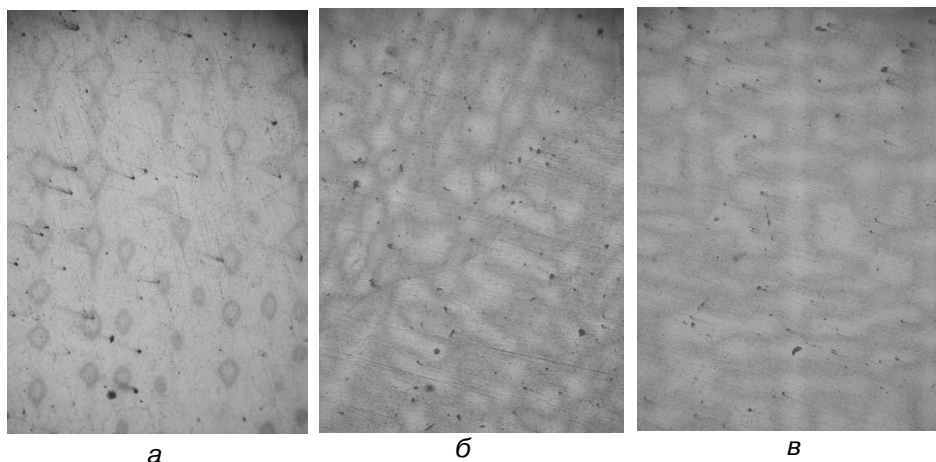


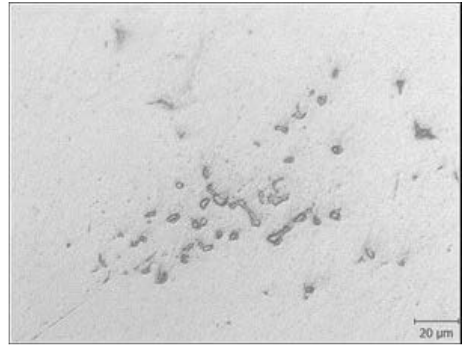
Рис. 1. Мікроструктура сплаву ЖСЗДК-ВІ досліджених варіантів модифікування після термообробки, $\times 200$: а — без модифікування; б — Ni+Ti(C, N); в — Ti+Ti(C, N)

Кристалізація та структуроутворення сплавів

У структурі зразків комплексно модифікованих (Nb+Hf+Y) із вмістом вуглецю 0,06 % карбіди та карбонітриди виділяються в основному у вигляді рівномірно розподілених в об'ємі металу дискретних глобулярних частинок із розмірами ~2...3 мкм (рис. 2). Також у структурі виявлено незначну кількість карбідів пластинчастої морфології типу Me_6C (довжина пластин ~0,01 мм).



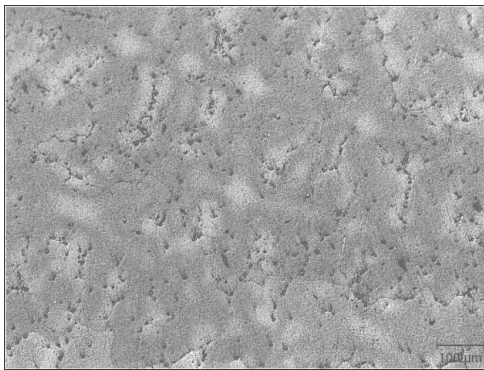
а × 200



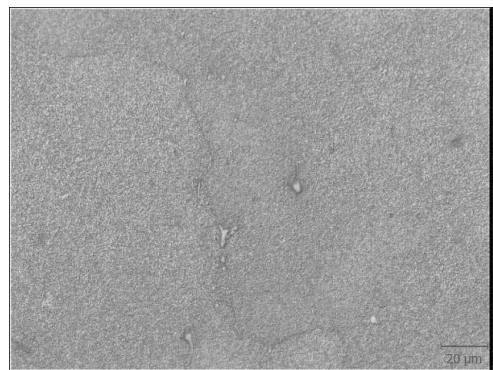
б × 500

Рис. 2. Розподіл (а) та морфологія (б) карбідів та карбонітридів у зразках із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ (Nb+Hf+Y) до термічної обробки при різних збільшеннях

Термічна обробка сприяла додатковому виділенню вторинних карбідів Me_{23}C_6 та карбонітридів $\text{Me}(\text{C}, \text{N})$ (рис. 3).



а × 50



б × 500

Рис. 3. Мікроструктура термооброблених зразків із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ при різних збільшеннях

Мікроструктура зразків, отриманих зі зниженим вмістом вуглецю (0,015...0,020 % С), характеризується крупною кристалічністю, зумовленою, ймовірно, відсутністю конкурентного фазового росту при кристалізації розплаву, а також наявністю малої кількості карбідів і карбонітридів (рис. 4, а–в). Межі зерен тонкі, карбіди на них практично відсутні (рис. 4, г–е). Така структура дозволяє зробити висновок про те, що засвоєння частинок карбонітриду титану $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ практично не відбулося і потрібно здійснити коригування технології введення даних частинок у розплав.

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність зразків дослідних варіантів наведено у табл. 2.

Як видно з результатів, представлених у табл. 2, дослідні варіанти з низьким вмістом вуглецю (0,015...0,020 % С) після випробувань показали значення ударної в'язкості на рівні 90...150 Дж/см², але при цьому час до їх руйнування при 850 °С під навантаженням 350 МПа перебуває на вкрай низькому рівні і не перевищує 2 год. У той же час комплексно модифіковані (Nb+Hf+Y) зразки із вмістом вуглецю 0,06 %,

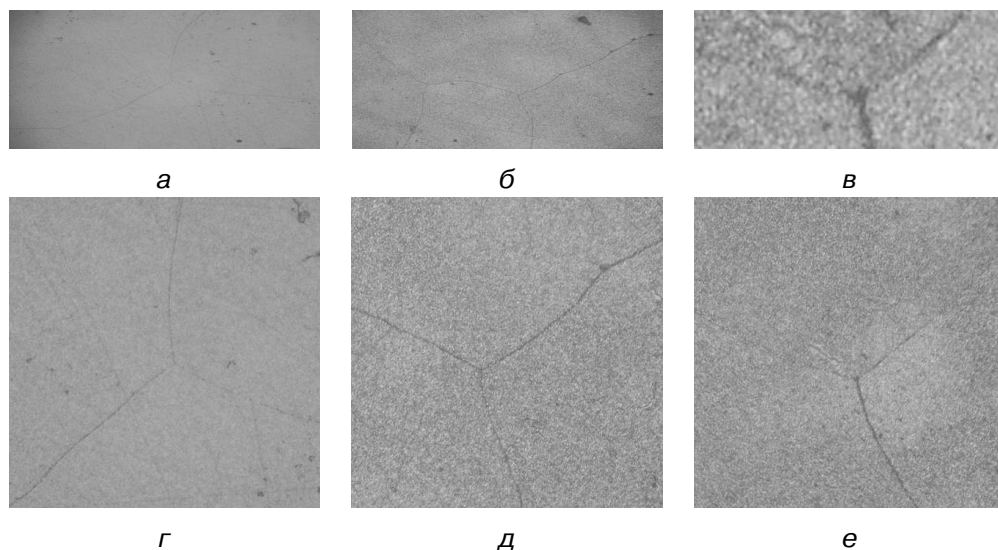


Рис. 4. Стан меж зерен у зразках із сплаву ЖСЗДК-ВІ після термічної обробки при різних збільшеннях (а...в — $\times 850$, г...е — $\times 500$): а, г — без модифікування; б, д — Ni+Ti(C, N); в, е — Ti+Ti(C, N)

показали значення ударної в'язкості $\sim 50,0$ Дж/см², а час до руйнування при 850 °С під навантаженням 350 МПа 671 год, що значно перевищувало вимоги ОСТ 1.90126-85.

Грунтуючись на металографічному аналізі досліджених варіантів модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ зі зниженим вмістом вуглецю, можна зробити висновок, що причиною низьких показників часу до руйнування зразків при високих температурах є відсутність карбідного зміцнення у сплаві і формування тонких меж зерен, на яких відсутні виділення зміцнення, що, у свою чергу, сприяє більш вільному зернограничному прослизанню в умовах високих температур і прикладеного навантаження при випробуваннях. Високі показники ударної в'язкості пов'язані з рівномірним розподілом у структурі дрібнодисперсної карбонітридної фази.

У комплексно модифікованих (Nb+Hf+Y) зразках практично повністю відсутні великі карбіди в об'ємі зерен основного γ -твердого розчину і наявні дрібні карбіди типу $Me_{23}C_6$, що виділилися в процесі термічної обробки по межах зерен, перешкоджали зернограничному прослизанню в умовах високих температур і прикладеного навантаження, що забезпечило найвищі показники часу до руйнування. Рівень ударної в'язкості в даному випадку забезпечується виділенням і рівномірним розподілом

Таблиця 2

Механічні властивості і час до руйнування сплаву ЖСЗДК-ВІ (середні значення)

Варіант модифікування	Вміст вуглецю, % за масою	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування при 850 °С під навантаженням 350 МПа, год
		s_b , МПа	d , %	KCU, Дж/см ²	
Без модифікування	0,018	1017,5	18,0	149,5	0,8
Ni+0,05%Ti(C, N)	0,015	958,5	15,6	118,2	1,5
Ti+0,05% Ti(C, N)	0,020	1026,5	18,4	93,5	0,25
Nb+Hf+Y	0,060	1097,5	14,0	49,2	671,0
Норми ОСТ 1.90126-85	0,06...0,11	≥ 950	$\geq 7,0$	$\geq 30,0$	$\geq 50,0$

дискретних і глобулярних карбідів і карбонітридів (розміром приблизно 2...3 мкм) при обробці розплаву ітрієм і гафнієм [1, 7]. Зниження показників ударної в'язкості, порівняно з варіантами з низьким вмістом вуглецю, ймовірно, пов'язане з виділенням подвійних карбідів шрифтової морфології, які, зрештою, негативно вплинули на ударну в'язкість сплаву [1].

Висновки

У результаті аналізу отриманих даних можна зробити такі висновки.

У структурі дослідних 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.

Мікроструктура зразків зі зниженим вмістом по вуглецю (0,015...0,020 % C) характеризується крупною кристалічністю, зумовленою, ймовірно, відсутністю конкурентного фазового росту при кристалізації розплаву.

Дослідні варіанти з низьким вмістом вуглецю мають значення ударної в'язкості на рівні 90...150 Дж/см², але при цьому їх тривала міцність перепебує на вкрай низькому рівні, причиною чого, очевидно, є відсутність карбідного зміцнення у сплаві. Високі показники ударної в'язкості пов'язані з рівномірним розподілом у структурі дрібнодисперсної карбонітридної фази.

Комплексно модифіковані (Nb+Hf+Y) зразки із вмістом вуглецю 0,06 %, показали значення ударної в'язкості ~50,0 Дж/см² і тривалу міцність, що значно перевищувало вимоги ОСТ1.90126-85. У цих зразках практично повністю відсутні великі карбіди в об'ємі зерен основного γ -твердого розчину і наявні дрібні карбіди типу $Me_{23}C_6$, що виділилися в процесі термічної обробки по межах зерен, перешкоджали зернограничному прослизанню 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.

Список літератури

- 1 Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газових турбінних двигунів / Г. П. Мьяльніца, А. М. Верховлюк, А. В. Нарівський та ін. Київ: Наукова думка, 2023. 180 с.
- 2 Erickson G.L. The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas Turbine Application. Superalloys. 1996. P. 45–52.
- 3 Michels H.T., Friend W.Z. Nickel-Base Superalloys. Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys. New York, 1980. P. 435–449.
- 4 Sims Ch., Stoloff N., Hagel W. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. New York: John Wiley & Sons, 1987. 640 p.
- 5 Satyanarayana D.V.V., Prasad N.E. Nickel-based superalloys – Aerospace Materials and Material. Vol. 1: Aerospace Materials, 2017. P. 199–228.
- 6 Satyanarayana D.V.V., Prasad N.E. Nickel-based superalloys – Aerospace Materials and Material. Vol. 1: Aerospace Materials, 2017. P. 199–228.
- 7 Ливарні властивості металів і сплавів для прецизійного лиття: підручник для вищих учбових закладів / В. О. Богуслаєв, С. І. Репях, В. Г. Могилатенко та ін. Запоріжжя. АТ “Мотор Січ”, 2016. 474 с.
- 8 Crystallization processes, structure and properties of Ni superalloy castings / Ё. І. Tsivirko, P. D. Zhemanyuk, V. V. Klochikhin, et al. // Metal Science and Heat Treatment, 2001. № 43 (9-10). P. 382–386.

Надійшла 12.11.2024

References

- 1 Materials and technologies for blades of domestic industrial gas turbine engines / H. P. Myalnitsa, A. M. Verkhovlyuk, A. V. Narivskyi and others. Kyiv: Naukova dumka, 2023. 180 p. [in Ukrainian].
- 2 Erickson G.L. The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas Turbine Application. Superalloys. 1996. P. 45–52.
- 3 Michels H.T., Friend W.Z. Nickel-Base Superalloys. Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys. New York, 1980. P. 435–449.
- 4 Sims Ch., Stoloff N., Hagel W. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. New York: John Wiley & Sons, 1987. 640 p.
- 5 Satyanarayana D.V.V., Prasad N.E. Nickel-based superalloys – Aerospace Materials and Material. Vol. 1: Aerospace Materials, 2017. P. 199–228.
- 6 Khrychikov V. E., Menyaylo O. V. Foundry production of ferrous and non-ferrous metals: teaching book. Dnipropetrovsk: National Metallurgical Acad. of Ukraine, 2013. 88 p. [in Ukrainian].
- 7 Foundry properties of metals and alloys for precision casting: a textbook for higher educational institutions / V. O. Boguslaev, S. I. Repiah, V. G. Mohylatenko and others. Zaporizhzhia, JSC “Motor Sich”, 2016. 474 p. [in Ukrainian].
- 8 Crystallization processes, structure and properties of Ni superalloy castings / Ё. І. Tsvirko, P. D. Zhemanyuk, V. V. Klochikhin, et al. // Metal Science and Heat Treatment, 2001. № 43 (9–10). P. 382–386.

Received 12.11,2024

Dmytro Tomkin*, Deputy Chief Metallurgist of the Zaporizhzhia Machine-Building Plant named after V.I. Omelchenko; e-mail: tajdv678@gmail.com;

<https://orcid.org/0000-0002-4042-4452>

Oleksii Pedash**, PhD (Engin), Department head Joint Stock Company «Motor Sich»; e-mail: alexpedash@gmail.com;

<https://orcid.org/0000-0003-1231-9951>

Olena Naumyk***, PhD student, National University «Zaporizhzhia Polytechnic»; e-mail: enaumyk2003@gmail.com; <https://orcid.org/0000-0002-1963-1836>

Valeriy Naumyk***, Dr. Sci. (Engin) Prof.; e-mail: vnaumyk@gmail.com; naumik@zp.edu.ua;

<https://orcid.org/0000-0002-0657-4510>

*Zaporizhzhia Machine-Building Plant named after V.I. Omelchenko, JSC “Motor Sich”, Testers str., 9, Zaporizhzhia, Ukraine 69124

**Joint Stock Company “Motor Sich”, Motorostroiteley Ave., 15, Zaporizhzhia, Ukraine 69068

*** National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zhukovsky str., 64, Zaporizhzhia, Ukraine 69063

INFLUENCE OF REDUCED CARBON CONTENT ON THE PROPERTIES OF ZHS3DK-VI ALLOY

The effect of reduced carbon content (0.015...0.020 % C) and, accordingly, the carbide phase on the properties of ЖСЗДК-ВІ alloy with additional alloying and modification with niobium, hafnium-nickel and nickel-yttrium alloys was investigated. It was established that in the structure of test samples with reduced carbon content, carbides are practically absent, and grain boundaries are very thin. When niobium, yttrium and hafnium are introduced, carbides are formed in the form

of globular particles mostly uniformly distributed in the volume of the metal. The microstructure of samples with reduced carbon content is coarsely crystalline, which is probably due to the absence of competitive phase growth during melt crystallization. Experimental variants with low carbon content have impact toughness values at the level of 90... 150 J/cm², but extremely low long-term strength, probably due to the lack of carbide strengthening in the alloy. High impact toughness values are associated with the uniform distribution of the finely dispersed carbonitride phase in the structure. Complex modified (Nb+Hf+Y) samples, with a carbon content of 0.06%, showed sufficient impact toughness and long-term strength, which significantly exceeded the requirements of OST 1.90126-85. In these samples, the almost complete absence of large carbides in the bulk of the main γ -solid solution grains and the presence of small carbides of the $Me_{23}C_6$ type, which were released during heat treatment along the grain boundaries, prevented grain boundary slippage under conditions of high temperatures and applied load. The level of impact toughness, in this case, is provided by the release and uniform distribution of discrete and globular carbides and carbonitrides (approximately 2...3 μ m in size) during the treatment of the melt with yttrium and hafnium. The decrease in impact strength, compared to low-carbon options, is probably due to the release of double carbides of font morphology.

Keywords: heat-resistant nickel alloy, chemical composition, carbon content, modification, structure, mechanical properties, heat resistance.

Шановні читачі

Науково-технічний журнал

«Процеси лиття»

зареєстрований у категорії «Б» Переліку наукових фахових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата технічних наук

До уваги читачів та передплатників!

Журнал виходить 4 рази на рік.

Для регулярного одержання журналу потрібно оформити підписку через редакцію, надіславши лист-запит на адресу редакції для оформлення **рахунку-фактури**.

Вартість одного журналу — 200 грн., передплата на рік — 800 грн.
Доступні також архівні номери журналу.

Адреса: бульвар Вернадського, 34/1
03142, Київ-142
proclit@ptima.kiev.ua