

Данилов С.М.¹, Тьомкін Д.О.¹, Педаш О.О.², Наумик В.В.³

(¹ЗМЗ ім. В.І. Омельченко; ²АТ «Мотор Січ»;

³НУ«Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ЧАСТКАМИ ТУГОТОПКИХ З'ЄДНАНЬ

E-mail: ugmet@motorsich.com

Зазвичай лопатки газотурбінних двигунів мають складну геометрію з наявністю зон з підвищеною концентрацією напружень, та працюють під дією відцентрових сил й динамічних навантажень від газового потоку, тому розподілення напружень за їх перерізом зазвичай має нерівномірний характер. Пластична деформація дозволяє розподілити напруження в матеріалі й суттєво їх знизити в об'ємах, рівень діючих напружень в котрих максимальний. На сьогодні забезпечення підвищених характеристик деталей гарячого тракту та в цілому експлуатаційного ресурсу газотурбінних двигунів як правило, здійснюють за двома основними напрямками: розробкою нових складнолегованих жароміцних сплавів з високим вмістом елементів, котрі володіють низькими коефіцієнтами дифузії в умовах високих температур та підвищення комплексу службових характеристик шляхом додаткового легування, модифікування та мікролегування промислових сплавів, що підтвердили свою надійність впродовж тривалої експлуатації в реальних умовах.

В даній роботі розглянуте питання забезпечення в конструкції лопаток достатнього рівня пластичності й ударної в'язкості й наведено результати досліджень зразків, отриманих методом литва за витоплюваними моделями з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що був комплексно модифікований ітрієм (0,01 % (мас.)) та частками карбонітриду титану $Ti(C,N)$ з перемінним вмістом останнього – 0,025 %, 0,050 %, 0,075 %. Зразки були відлиті у керамічну форму, перший робочий шар котрої виконано з використанням інокулюючої добавки – алюмінату кобальту. Виливки піддавали гарячому ізостатичному пресуванню та стандартній термічній обробці.

Встановлено, що хімічний склад комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ всіх дослідних варіантів, за основними елементами, відповідав вимогам НТД на матеріал.

Встановлено, що під дією комплексного модифікування всіх дослідних варіантів у виливках сформована макроструктура з трьох зон: зона стовпчастих кристалів, що розповсюджується від поверхні виливків до центральної частини, та зона рівновісних зерен, що розташована переважно в центрі виливків. Простежується тенденція до зниження розмірів макрозерна при збільшенні об'ємного вмісту карбонітридів, що вводяться у розплав, й при введенні 0,075 % $Ti(C,N)$ макрозерно подрібнювалося більш інтенсивно у порівнянні з іншими дослідними варіантами.

У структурі сплаву після комплексного модифікування, карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дрібних дискретних частинок переважно сферичної форми, що рівномірно розподілені в об'ємі матеріалу. Введення в розплав 0,025 % $Ti(C,N)$ призводило до формування карбідів у вигляді пластин, що характерні для евтектичних карбідів типу Me_6C з довжиною $\sim 8 \mu m$ і відповідно призводило до формування більш грубих меж зерен. Збільшення швидкості кристалізації розплаву при збільшенні об'ємного вмісту карбонітридів $Ti(C,N)$, що вводяться до нього у кількостях до 0,050 %-0,075 %, призводило до формування тонких меж зерен з наявністю дрібних примежових карбідів розміром, що переважно не перевищував 2 мкм.

Наряду із карбідами сферичної морфології в структурі всіх дослідних варіантів виявлені глобулярні карбіди, в місцях розташування котрих спостерігаються зони, що збагачені на ітрій, молібден та титан, та збіднені на хром (рис. 1). Проаналізувавши діаграму стану $Y-C$, слід відзначити, що формування цих карбідів відбувається в умовах високих температур, близьких до температури ліквідус, що сприяє формуванню їх глобулярної морфології. Результати рентгено-спектрального аналізу показали що в місцях розташування ітрієвмісних карбідів також виявляються і карбіди титану й молібдену, що дозволяє зробити припущення, що високотемпературні карбіди YC можуть виступати підложкою для

зародження на них карбідів низькотемпературних модифікацій типу MC. Слід зазначити, що в загальному полі зору об'ємний вміст таких карбідів був значно меншим у порівнянні із частками сферичної морфології. Спостерігається тенденція до зменшення середнього розміру карбідної й карбонітридної складової в сплаві при збільшенні об'єму карбонітридів титану, котрі вводяться в розплав при модифікуванні. При цьому об'ємна частка цих складових збільшується.

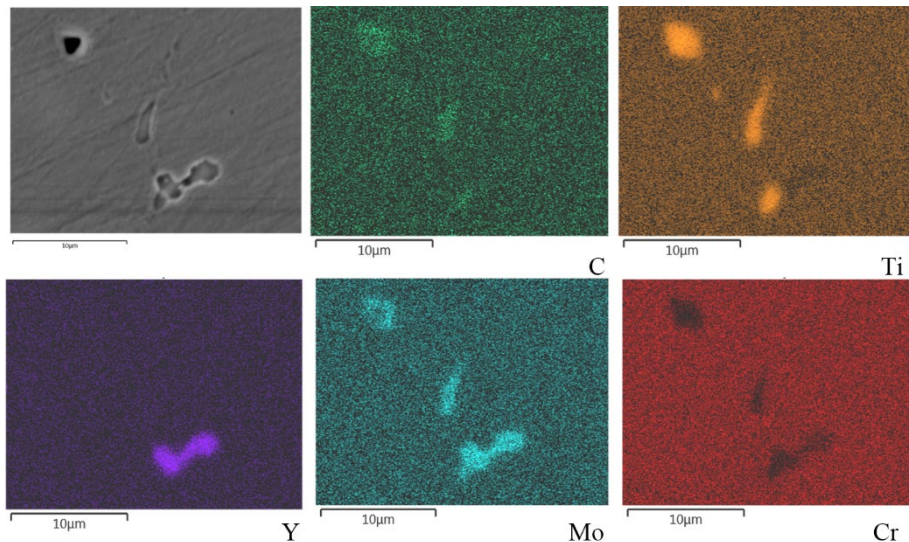


Рис. 1. Результати рентгеноспектрального мікроаналізу (режим картирування) у місцях розташування карбідів

Механічними випробуваннями встановили, що усі дослідні варіанти комплексного модифікування забезпечують рівень механічних властивостей, що відповідає вимогам нормативно-технічної документації (табл. 1). При випробуваннях на ударну в'язкість, отримали значення, що перевищували 50 Дж/см². Більші показники ударної в'язкості отримали при введенні у розплав 0,050 % Ti(C,N) (~70 Дж/см²). В цьому випадку в зламах ударних зразків спостерігали в'язко-крихкий характер руйнування із наявністю в'язкої складової у зонах розташування основного γ -твердого розчину та крихких ділянок сколу у місцях залягання карбідної й карбонітридної складової.

Таблиця 1 – Середні показники механічних властивостей та часу до високотемпературного руйнування зразків із сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів модифікування

Варіант модифікування	Механічні властивості при температурі 20 °С						Час до руйнування, τ_{340}^{850} , ГОД
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	НВ (d, мм)	
0,025 % Ti(C,N)	1175	853	17,6	20,4	50,5	341 (3,30)	283
0,050 % Ti(C,N)	1162	867	18,8	24,5	67,5	341 (3,30)	505
0,075 % Ti(C,N)	1139	852	18,0	22,0	53,5	341 (3,30)	310,5
Вимоги НТД	≥ 930	-	$\geq 7,0$	-	$\geq 29,0$	-	$\geq 50,0$

Час до високотемпературного руйнування (критичний параметр жароміцних сплавів, що визначається при випробуваннях на жароміцність) дослідних модифікованих зразків відповідав вимогам нормативної документації та суттєво їх перевищував. Зокрема, можна відмітити приблизно однакові значення цього показника в зразках отриманих з 0,025 % Ti(C,N) та 0,075 % Ti(C,N) (~300 год). Сприятлива морфологія помежових карбідів та рівномірний розподіл карбонітридної складової за об'ємом матеріалу, вірогідно, наряду із традиційним зміцненням інтерметалідною γ' -фазою, притаманному сплавам цього класу, слугували одним із чинників, котрий сприяв отриманню високих значень часу до руйнування (> 500 год) при комплексному модифікуванні розплаву ітрієм та 0,050 % Ti(C,N).

Література:

1. Chester T. Sims, Norman S. Stoloff, William C. Hagel Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power (2nd edition) / Wiley-Interscience. John Wiley & Sons, New York – 1987. – 615 p.

2. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. В 2 х ч.: Ч. 2. «Лопатки турбины» / В. А. Богуслаев, Ф.М. Муравченко, П.Д. Жеманюк, В.К. Яценко, А.Я. Качан, Э.И. Цивирко, С. Б. Беликов, М. Р. Орлов, В. Е. Замковой, В. Ф. Мозговой, О. В. Рубель. – Запорожье: Издательский