

## METALLIC SURFACES AND FILMS

PACS numbers: 62.20.Qp, 62.40.+A, 81.05.ue, 81.05.Ni, 81.30.Bx, 81.40.Pq

### Окиснення заевтектичних сплавів на основі нікелю та ЖС32 з карбідом титану

Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, О. В. Яровицин\*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,  
бульв. Академіка Вернадського, 36,  
03142 Київ, Україна*

*\*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,  
вул. Казимира Малевича, 11,  
03150 Київ, Україна*

Досліджено кінетику окиснення заевтектичних сплавів на основі нікелю та ЖС32 з карбідом титану при 1100°C та визначено їх температуру плавлення і жаростійкість. Вміст карбіду в сплавах становив 30% об. (19% мас.). Встановлено, що приріст маси сплаву на основі легованого нікелю є суттєво меншим, порівняно зі сплавом на основі ЖС32 при відпалі впродовж 50 годин на повітрі при 1100°C. Глибина корозійного пошкодження поверхні нікелевого сплаву після відпалу також менша, порівняно з глибиною пошкодження сплаву на основі ЖС32. Показано, що висока жаростійкість сплаву на основі нікелю з карбідом титану обумовлена оптимальним комплексом легування.

**Ключові слова:** нікелеві сплави, карбід титану, температура плавлення, жаростійкість.

The kinetics of oxidation of hypereutectic alloys based on nickel and ZhS32 with titanium carbide at 1100°C is studied, and their melting temperature

---

Corresponding author: Tetyana Stepanivna Cherepova  
E-mail: [cherepova\\_ts@meta.ua](mailto:cherepova_ts@meta.ua)

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,  
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine  
\*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,  
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

Citation: T. S. Cherepova, G. P. Dmitrieva, and A. V. Yarovytsyn, Oxidation of Hypereutectic Alloys Based on Nickel and ZhS32 with Titanium Carbide, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1469–1482 (2019) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.41.11.1469](https://doi.org/10.15407/mfint.41.11.1469).

and heat resistance are determined. The content of carbide in alloys is 30% by volume (19% by weight). As found, the growth of the alloy mass on the basis of alloyed nickel is significantly lower in contrast to the alloy based on ZhS32 at annealing for 50 hours in air at 1100°C. The depth of corrosion damage of the nickel alloy surface after the annealing is also smaller, compared with the depth of damage of the alloy on the basis of ZhS32. As shown, the high heat resistance of the alloy based on nickel with titanium carbide is due to the optimal doping complex.

**Key words:** nickel alloys, titanium carbide, melting point, heat resistance.

Исследована кинетика окисления заэвтектических сплавов на основе никеля и ЖС32 с карбидом титана при 1100°C, определены их температура плавления и жаростойкость. Содержание карбида в сплавах составляло 30% об. (19% масс.). Установлено, что прирост массы сплава на основе легированного никеля существенно меньше по сравнению со сплавом на основе ЖС32 при отжиге в течение 50 часов на воздухе при 1100°C. Глубина коррозионного повреждения поверхности никелевого сплава после отжига также меньше по сравнению с глубиной повреждения сплава на основе ЖС32. Показано, что высокая жаростойкость сплава на основе никеля с карбидом титана обусловлена оптимальным комплексом легирования.

**Ключевые слова:** никелевые сплавы, карбид титана, температура плавления, жаростойкость.

*(Отримано 24 травня 2019 р.)*

## 1. ВСТУП

Створення нових антифрикційних матеріалів для вузлів тертя енергетичного обладнання в машинобудуванні, зокрема, сплавів авіаційного призначення, є актуальною і виробничо вмотивованою задачею. Основними вимогами до сплавів, що використовуються для захисту від зносу контактних поверхонь робочих лопаток турбіни високого тиску газотурбінних двигунів, є їх високий опір зношуванню в діапазоні робочих температур від 20 до 1100°C, температура плавлення не нижче 1300°C, яка перевищує температуру технологічних операцій при виготовленні лопаток (температуру пайки і дегазації, яка становить 1270°C), достатня жаростійкість при максимальній робочій температурі 1100°C [1–4]. Серійні сплави, що застосовуються для цієї мети — це литі кобальтові сплави евтектичного типу марок ХТН-61 та ХТН-62 розробки Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України [5–7]. Відомо, що при виготовленні та при першому серійному ремонті робочих лопаток турбіни високого тиску авіаційного двигуна Д-18Т зносостійкі сплави ХТН наносяться на торці їх бандажних полиць аргонодуговим наплавленням або вакуумною пайкою [8, 9]. При більшому напрацю-

ванні при відновленні відповідних лопаток застосовується технологічна схема з попереднім мікроплазмовим порошковим наплавленням шару важкозварюваного нікелевого жароміцного сплаву ЖС32 і наступним вакуумним припаюванням зносостійкої профільної пластинки із сплавів ХТН [10, 11]. Технологічний досвід АТ «Мотор Січ» [11] та опубліковані результати досліджень ІЕЗ ім. Є. О. Патона [12] свідчать про принципову можливість бездефектного наплавлення нікелевого жароміцного сплаву ЖС32 у кілька шарів. З точки зору зміцнення торців бандажних полиць робочих лопаток турбіни останнім є шар наплавленого металу з додатково введеними у відповідний нікелевий жароміцний сплав частками карбіду титану. Завдяки нікелевій основі такі сплави будуть мати близькі фізико-хімічні властивості до матеріалу лопаток авіаційних ГТД, а також меншу вартість порівняно зі зносостійкими сплавами на кобальтовій основі. Тобто, необхідно вирішити завдання в ракурсі результативного об'єднання двох критеріїв — зниження собівартості лопаток і збереження рівня їх експлуатаційних властивостей і надійності.

Слід зауважити, що карбід титану є перспективним матеріалом для зміцнення, його використання обумовлено високою стійкістю до окислення, яка виділяється з-поміж інших карбідів тугоплавких металів [13]. Для підвищення зносостійкості вміст карбіду був вищим за евтектичний, тобто, об'єктом дослідження були сплави заевтектичної області з максимально можливим для виплавлення в дуговій печі вмістом карбіду титану ~30% об., основою яких були легований нікель та лопатковий жароміцний сплав ЖС32. Вміст карбіду в евтектиці обмежується фізичними умовами термодинамічної рівноваги компонентів системи і не може бути збільшений без зміни структурного стану. За результатами дослідження фазових рівноваг і діаграм плавлення систем Ni–MeC (де MeC — карбіди тугоплавких металів — TiC, ZrC, HfC, VC, NbC, TaC [14, 15], вміст карбіду титану в сплаві евтектичного складу системи Ni–TiC становить 10% мас. (15,6% об.), а температура правлення — 1320°C. Структура досліджених в представлений роботі заевтектичних сплавів визначається розвинутими дендритами карбіду і високою температурою ліквідусу. За вмістом карбідної складової досліджені литі сплави наближені до складу порошкових сплавів нікелю з карбідом титану [16]. Опір окисненню нікелевого сплаву обумовлюється комплексом легування, який було визначено по аналогії з кобальтовим [5, 6]. Детермінуючим легувальним елементом є хром, який надає сплавам необхідний опір окисненню в умовах згорання авіаційного палива, а додаткове підвищення жаростійкості надає алюміній. Опір окисненню сплаву на основі лопаткового жароміцного сплаву ЖС32 з карбідом титану визначає легувальний комплекс його основи. Слід зазначити, що контрольоване окиснення

зносостійкого сплаву при температурах експлуатації позитивно впливає на стійкість проти зношування. Мета роботи полягає у визначенні температури плавлення, жаростійкості та дослідженні стану окисненої поверхні обраних об'єктів для встановлення залежності цих властивостей від матеріалу основи.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ МЕТОДИКИ

Сплави для дослідження виплавляли в лабораторній електродуговій печі на мідному водоохолоджуючому поду в атмосфері чистого аргону, застосовуючи багаторазове перемішування і перевертання зразків для досягнення їх однорідності. Для плавлення використовували нікель марок Н0 (Ni + Co — 99,99%) і Н1 (Ni + Co — 99,93%); хром електролітичний марки ЭРХ (99,96%); алюміній марки А-995 (99,995%); армко-залізо (99,84%); карбід титану стандарту ТУ 06173-74 та сплав ЖС32-ВІ у вигляді кусків і порошку, склад якого приведено в табл. 1 [17].

За допомогою флуоресцентного рентгеноспектрального аналізу визначали хімічний склад досліджуваних сплавів. Для визначення температур плавлення та перетворень в твердому стані застосовували метод диференційного аналізу ВДТА-8М. Дослідження мікроструктури проводилися методами оптичної мікроскопії на нетравлених шліфах сплавів. Поверхню зразків досліджували методом скануючої електронної мікроскопії з енергодисперсійним хімічним аналізом, який дозволяє отримати зображення поверхні об'єкту з високою просторовою роздільною здатністю та глибиною різкості у відбитих електронах, а також дає інформацію про хімічний склад, будову та інші характеристики приповерхневих шарів.

Для визначення жаростійкості сплавів зразки після вимірювання їх площі поверхні і зважування в тиглях з окису алюмінію поміщали в кам'яну електричну піч опору типу ТВВ-4. Кожен зразок знаходився в окремому тиглі, всі тиглі накривали керамічною кришкою. Нагрівання в печі до температури 1100°C на повітрі контролювалось термопарою, витримка становила 10 годин і охолодження здійснювалось з піччю. Процедура повторювали п'ять ра-

**ТАБЛИЦЯ 1.** Хімічний склад жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ [17].

**TABLE 1.** Chemical composition of heat-resistant nickel alloy ZhS32 [17].

Сплав	Ni	C	Cr	Co	Al	Mo	W	Nb	Ta	Re	Fe	B
ЖС32-ВІ Осн.		0,12– 0,18	4,3– 5,6	8,0– 10,0	5,6– 6,3	0,8– 1,4	7,7– 9,5	1,4– 1,8	3,5– 4,5	3,5– 4,5	<1,0	<0,02

зів. Загальна витримка зразків при 1100°C становила, таким чином, 50 годин. Жаростійкість сплаву визначали за збільшенням ваги зразка після кожних 10 годин відпалу, віднесеного до його площі поверхні.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Склад нікелевого (№ 1) і на основі ЖС32-ВІ (№ 2) сплавів з карбідом титану та їх температура початку плавлення представлено в табл. 2.

Згідно даних диференційного термічного аналізу температура початку плавлення (солідус) досліджених сплавів перевищує 1300°C, причому, сплав № 2 має суттєве перевищення. На термічних кривих відсутні додаткові ефекти, які свідчили б про наявність додаткових легкоплавких фаз в сплавах, тобто, зміцнені карбідами титану сплави на основі нікелю і сплаву ЖС32-ВІ не мають фазових перетворень до температури плавлення.

Величини приросту маси зразків під час випробувань на жаростійкість при 1100°C цих сплавів на повітрі (табл. 3) свідчать про те, що литий сплав на основі легованого нікелю з вмістом карбіду титану 30% об. має суттєво менший приріст маси, ніж сплав на основі ЖС32-ВІ з аналогічним вмістом карбіду. Така різниця в показниках пояснюється легувальним комплексом в кожному з них, зокрема, вмістом хрому і алюмінію, які мають найбільший вплив на опір окисненню, особливо при високих температурах. Хром стабілізує поверхню та бере участь в утворенні оксидів, алюміній підсилює поверхневий опір окисненню та гарячій корозії. Для захисту від окиснення сумарний вміст цих елементів в твердому розчині промислових сплавів становить не менше 20–25% мас. В сплаві ЖС32-ВІ хрому всього 4–6%, а алюміній (5–7%) призначений, в основному, для утворення  $\gamma'$ -фази. Тому ЖС32-ВІ менш жаростійкий, порівняно з легованим нікелевим сплавом і, як наслідок, сплав на його основі з карбідом титану також менш жаростійкий.

Підвищена кількість карбіду обумовлює заевтектичну структуру отриманих сплавів, яка характеризується рівномірним розподілом та високою дисперсністю твердих часток карбіду титану в основі.

ТАБЛИЦЯ 2. Склад та температура плавлення сплавів.

TABLE 2. Composition and melting point of alloys.

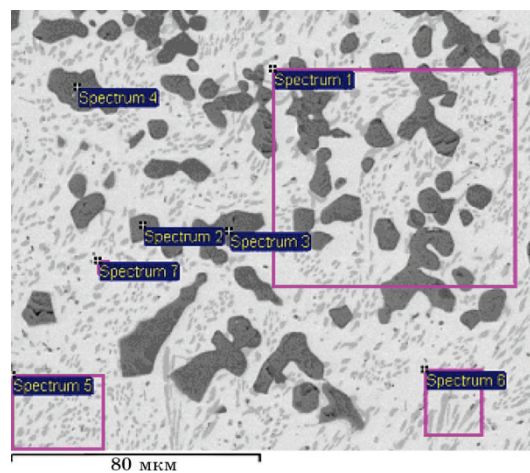
№	Основа		TiC		Cr	Fe	Al	$T_{\text{солідус}}, ^\circ\text{C}$
	Ni	ЖС32-ВІ	% об.	% мас.				
1	55,5		30	19	19,6	2,95	2,95	1310
2		81	30	19				1430

**ТАБЛИЦЯ 3.** Жаростійкість сплавів при 1100°C.**TABLE 3.** Heat resistance of alloys at 1100°C.

№	Збільшення маси, $\Delta m \cdot 10^{-5}$ , г/мм <sup>2</sup>				
	10 год	20 год	30 год	40 год	50 год
1	4,19	6,9	8,68	9,0	10,48
2	3,4	8,7	23,7	47,5	71,2

Отримання сплавів методом лиття гарантує високе зчеплення дисперсних карбідних часток з матеріалом матриці. Така структура відіграє важливу роль в наданні сплаву потенційних структурно залежних властивостей — зносостійкості і твердості.

Розподіл легувальних елементів в структурних складових сплаву на основі легованого нікелю з карбідом титану (№ 1) методом енер-



Спектр	C	Al	Ti	Cr	Fe	Ni
Спектр 1	13,33	1,67	20,66	17,07	2,54	44,73
Спектр 2	20,55		75,49	2,86		1,1
Спектр 3	21,11		74,46	3,38		1,05
Спектр 4	22,11		73,21	3,72		0,96
Спектр 5	6,95	2,98	4,33	23,71	3,08	58,94
Спектр 6	7,5	2,67	4,1	26,41	3,14	56,18
Спектр 7	2,18	3,01	2,68	13,73	5,05	73,35

**Рис. 1.** Мікроструктура та хімічний склад фаз сплаву № 1.**Fig. 1.** Microstructure and chemical composition of the phases of alloy No. 1.

годисперсійної спектроскопії після 50 годин ізотермічної витримки при 1100°C представлено на рис. 1. Хімічний склад фаз свідчить про те, що титан і вуглець з малими добавками нікелю і хрому є основою карбідної складової, твердий розчин на основі нікелю містить хром, алюміній, залізо та титан. Розмір частинок карбіду титану в середньому не перевищує 5–10 мкм, хоча можна спостерігати карбіди значно більшого розміру. В основі сплаву є незначна кількість високодисперсних поліедричних або голчастих карбідів хрому розміром 2–5 мкм, утворених, вочевидь, за рахунок вільного вуглецю, що завжди є в промисловому порошку карбіду титану.

Товщина зони корозійного пошкодження сплаву на основі легovanого нікелю з карбідом титану (№ 1) орієнтовно складає 100 мкм (рис. 2).

Дослідження методом рентгеноспектрального мікроаналізу основних фаз зони корозійного пошкодження сплаву і окисної плівки на поверхні зразка після ізотермічної витримки на повітрі при температурі 1100°C впродовж 50 год представлено на рис. 3. Склад поверхневої окисної плівки, що утворилася в результаті ізотермічного відпалу дозволяє припустити утворення складних оксидів типу шпінелей, основу яких складає хром та титан з незначною кількістю нікелю і заліза. Під поверхневою окисною плівкою спостерігається зона корозійного пошкодження матеріалу у вигляді скупчень оксидів та карбо-оксидів титану, хрому та нікелю. В цій зоні також утворюється оксид алюмінію. Характерною особливістю окисної

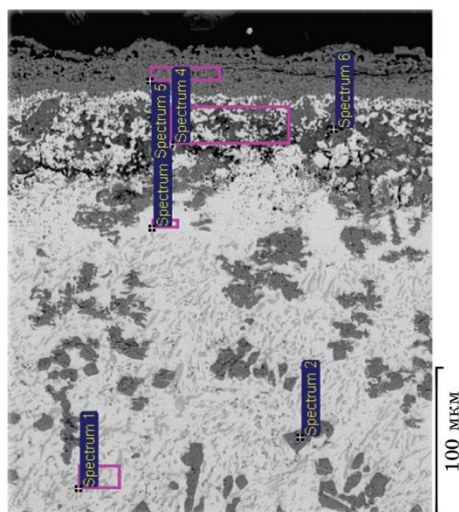


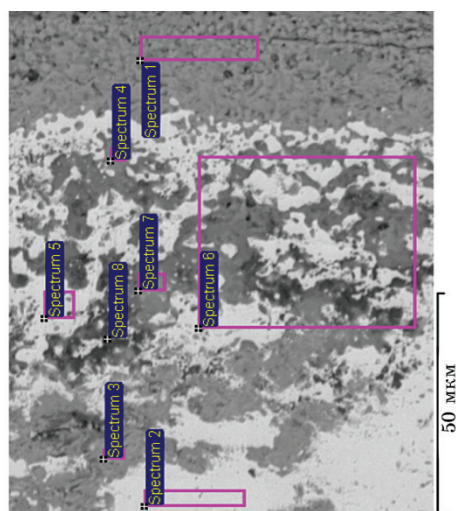
Рис. 2. Зона корозійного пошкодження сплаву № 1.

Fig. 2. Zone of corrosion damage of alloy No. 1.

плівки та зони корозійного пошкодження є підвищений вміст кисню. Поза межами дифузійної зони вміст кисню в основі сплаву та карбідах не фіксується.

За даними рентгеноструктурного аналізу основними складовими порошку окалини після випробувань на жаростійкість зразка сплаву № 1 на нікелевій основі з 30% об. TiC були рутил  $\text{TiO}_2$ , титанат нікелю  $\text{NiTiO}_3$ , хроміт нікелю  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ , який належить до структурного типу шпінелі, карбонат нікелю  $\text{NiCO}_3$  та оксид нікелю  $\text{NiO}$ .

Перед дослідженнями сплаву на основі ЖС32-ВІ з карбідом титану (№ 2) методом енергодисперсійної спектроскопії доцільно визначити структурні особливості самої основи. Мікроструктура зразків сплаву ЖС32-ВІ є складною гетерогенною системою, основними



Спектр	C	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni
Спектр 1	6,49	36,83		13,19	41,52	0,83	1,14
Спектр 2	4,22		1,43	1,59	13,66	3,14	75,96
Спектр 3	13,97		0,44	71,33	12,81		1,45
Спектр 4	1,79	35,22	1,89	36,1	20,38	0,37	4,25
Спектр 5	4,28	4,84	3,2	2,24	5,32	5,25	74,88
Спектр 6	4,3	22,09	11,44	15,93	6,82	3,06	36,35
Спектр 7	5,45	31,03	2,99	43,84	6,91	0,62	9,16
Спектр 8	5,68	47,96	31,51	9,96	2,48		2,42

**Рис. 3.** Хімічний склад окисленого шару на поверхні сплаву № 1.

**Fig. 3.** The chemical composition of the oxidized layer on the surface of the alloy No. 1.

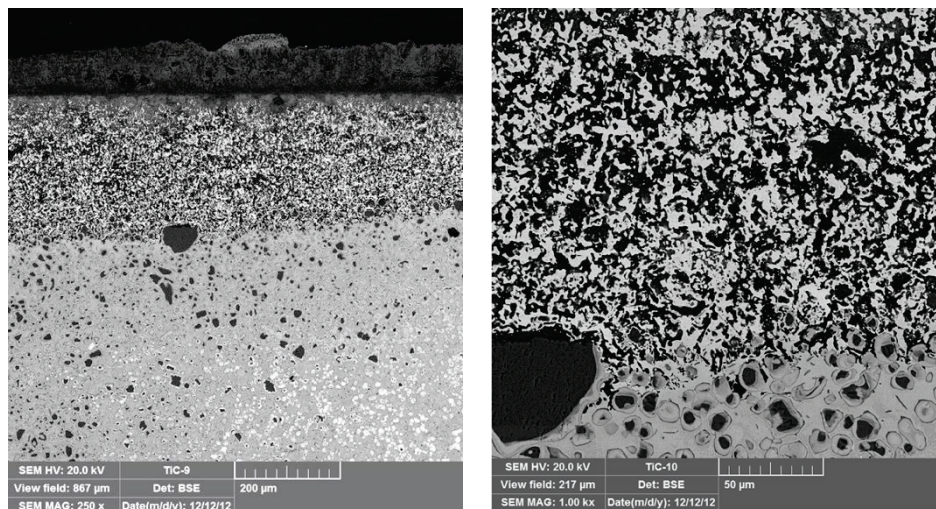


фазами в якій є: ГЦК-аустеніт ( $\gamma$ -матриця) на основі нікелю; інтерметаллідна  $\gamma'$ -фаза на основі  $Ni_3(Ti, Al)$ ; ( $\gamma - \gamma'$ )-евтектична фаза; карбіди типу  $MeC$  і  $Me_{23}C_6$ ; подвійний карбід типу  $Ni_3W_3C$ ; карбонітриди типу  $Me(C,N)$ ; карбоборид типу  $Me_{23}(C, B)_6$  та боридаи  $Me_3B_2$ ,  $Me_5B_3$ ,  $Me_2B$  [18]. В ньому реалізується механізм дисперсійного зміцнення пересичених твердих розчинів на основі нікелю за рахунок гальмування дислокацій на дрібнодисперсних частках нерівноважних фаз. Таким дисперсно-зміцненим матеріалам міцність надають частинки інтерметаллідних фаз в структурі матриці.

Заевтектичний сплав на основі ЖС32-ВІ з карбідом титану (№ 2) має завеликий інтервал плавлення, тому в його структурі спостерігається карбідна фаза у вигляді дендритів. Повне та достатнє перемішування і переплавлення для досягнення повної гомогенізації в процесі виготовлення такого сплаву в дуговій печі досягається дуже важко.

Методи оптичної мікроскопії дозволили оцінити величину окисної плівки та зони корозійного пошкодження сплаву № 2 (рис. 4).

На поверхні зразка спостерігається рихла оксидна плівка товщиною 80–100 мкм. Між оксидною плівкою та шаром з ознаками окислення знаходиться прошарок суцільного окиснення товщиною 10–15 мкм. Загальна товщина окисненого шару складає 200–250 мкм з урахуванням зони виразкового корозійного пошкодження. В окремих випадках спостерігаються локальні проникнення корозійного пошкодження в основний метал на більшу глибину. Характер оки-



**Рис. 4.** Зовнішній вигляд окисної плівки та корозійного пошкодження сплаву № 2.

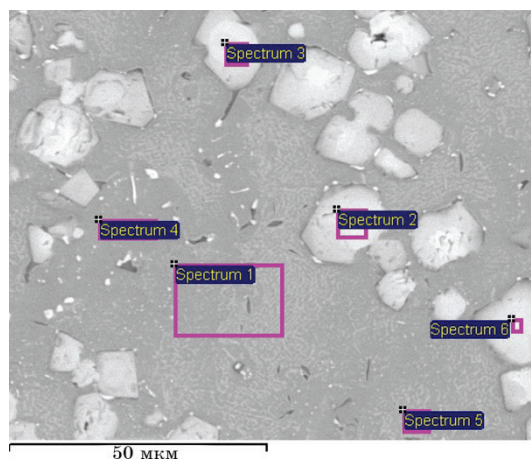
**Fig. 4.** Appearance of oxide film and corrosion damage of alloy No. 2.

снення в зоні корозійного пошкодження — дискретний пористий; темна окиснена зона займає орієнтовно 60–70% площі окисненої зони. В середині зони корозійного пошкодження наявність карбідів не спостерігається, в областях, що межують з зоною корозійного пошкодження сплаву, спостерігається часткове їх окиснення.

Методи електронної мікроскопії та рентгеноспектрального мікроаналізу дозволили дослідити закономірності високотемпературного окиснення сплаву № 2, хімічний склад фаз якого, представлено на рис. 5.

Аналіз внутрішніх зон зразка показав, що в матриці сплаву присутня значна кількість титану, на відміну від паспортного хімічного складу сплаву ЖС32-ВІ, де він відсутній. В матриці сплаву зустрічаються більш темні зони, збіднені хромом, присутні в околі голчастих і поліедричних виділень карбідів розміром 3–5 мкм. Карбіди титану мають розмір 7–20 мкм і додатково містять вольфрам і тантал.

Рентгеноспектральний мікроаналіз окисненого шару на поверхні



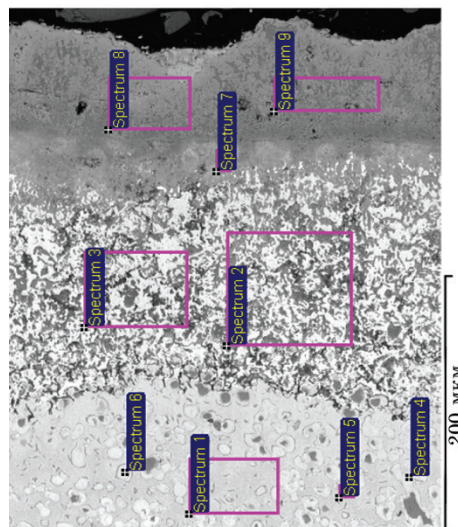
Спектр	C	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
Спектр 1	2,76	5,53	5,13	4,67	0,58	10,38	65,86		0,41	0,55	0,25	3,89
Спектр 2	13,61		33,17	0,41			1,5	6,14		16,28	28,89	
Спектр 3	13,54		34,33				1,88	5,48		16,71	28,04	
Спектр 4	3,16	6,65	5,67	2,73	0,48	8,9	72,41					
Спектр 5	3,59	5,21	3,59	5,69	0,82	11,52	65,14					4,44
Спектр 6	14,29		34,05	0,43	0,21	0,4	1,35	5,47		17,13	26,68	

Рис. 5. Структура та хімічний склад основних фаз сплаву № 2.

Fig. 5. Structure and chemical composition of the main phases of the alloy No. 2.

сплаву № 2 після ізотермічної витримки на повітрі при температурі 1050°C представлено на рис. 6.

В результаті окиснення сплаву на повітрі при високій температурі на його поверхні утворюється шар рутилу  $\text{TiO}_2$ , який легко руйнується. Це полегшує доступ кисню до матриці сплаву і спричиняє приріст маси. Поверхнева окисна плівка, що утворилася в результаті тривалого ізотермічного відпалу, переважно складається з шпінелей, основними складовими яких є титан, нікель, кобальт, алюміній та хром. Характерною особливістю окисної плівки та дифузійної зони (зони суцільного окислення) сплаву є підвищений вміст кисню. У дифузійній зоні також фіксується незначна кіль-



Спектр	C	O	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
Спектр 1	9,13		4,03	11,3	4,02	0,45	8	52,3	0,55	0,41	1,62	4,67	3,52
Спектр 2		18,8	5,31	17,6	2,63		4,73	40,52	1,35	0,65	1,32	4,87	2,23
Спектр 3	3,61	16,38	9,61	10,12	1,88		5,71	44,55	0,89	0,67	0,8	2,91	2,87
Спектр 4	17,21			43,17	0,8		0,95	4,01	3,2	1,99	4,57	22,21	1,9
Спектр 5	2,6		6,11	2,25	4,41	0,48	10,53	70,28					3,34
Спектр 6	17,6			45,5	0,54			1,27	3,61	1,63	6,41	23,44	
Спектр 7		39,11	1,07	32,2	11,36		1,52	1,42	2,09	1,46	0,94	8,83	
Спектр 8	2,38	36,28	2,59	24,71	2,85	1,5	8,65	21,03					
Спектр 9	2,91	44,63	4,08	27,54	3,57	0,68	4,42	12,16					

**Рис. 6.** Структура і склад окисненого шару сплаву № 2.

**Fig. 6.** Structure and composition of the oxidized layer of alloy No. 2.

кість кисню на світлих ділянках (основа сплаву). Поза межами дифузійної зони вміст кисню в матриці сплаву та карбідах не зафіксовано.

Між поверхневою окисною плівкою та матеріалом сплаву спостерігається зона корозійного пошкодження у вигляді осередків темно-сірого та світлого кольору. Темні ділянки цієї зони відрізняються підвищеним вмістом титану, хрому та алюмінію, а також значним вмістом кисню. Локальні зони темних ділянок корозійного пошкодження мають підвищений вміст алюмінію, титану, нікелю та ніобію одночасно з підвищеним вмістом кисню. Світлі ділянки зони корозійного пошкодження характеризуються високим вмістом нікелю. Вміст кобальту, вольфраму, ренію, титану та молібдену в їх складі — на рівні складу основи сплаву — ЖС32-ВІ, а вміст кисню тут невисокий. Такі світлі ділянки представляють собою матрицю сплаву — твердий розчин на основі нікелю. Таким чином, в зоні корозійного пошкодження присутні титан-хромовий з домішками вольфраму і ренію оксид, титан-нікелевий оксид, нікель-кобальтові шпінелі з добавками вольфраму і ренію, титан-алюмінієві оксиди.

Отримані результати щодо процесів окиснення дисперснозміцнених карбідом титану сплавів на основі нікелю і ЖС32-ВІ можуть бути використані при створенні зносостійких високотемпературних матеріалів для вузлів тертя енергетичного обладнання в машинобудуванні. Розробка зносостійких сплавів такого класу має перспективу практичного застосування для зміцнення і відновлення різних контактних поверхонь, зокрема, робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів.

#### 4. ВИСНОВКИ

1. Підвищена кількість карбіду титану в литих сплавах на основі легованого нікелю та на основі лопаткового жароміцного сплаву ЖС32-ВІ, яка обумовлює їх заевтектичну структуру і характеризується рівномірним розподілом та високою дисперсністю твердих часток карбіду в основі, відіграє важливу роль в наданні сплаву потенційних структурно залежних властивостей — зносостійкості і твердості.
2. Температура плавлення сплаву на основі легованого нікелю становить  $1310 \pm 10^\circ\text{C}$ , а сплаву на основі ЖС32-ВІ —  $1430^\circ\text{C}$ , що перевищує температуру технологічних операцій при виготовленні лопаток на 40 і 160 градусів, відповідно.
3. Визначено жаростійкість нікелевих сплавів з дисперсним зміцненням карбідом титану. За результатами дослідження приріст маси сплаву на основі нікелю перевищує в 5–7 разів приріст маси сплаву на основі ЖС32-ВІ при температурі  $1100^\circ\text{C}$ , що пояснюється

недостатнім вмістом хрому в останньому.

4. Встановлено, що товщина зони корозійного пошкодження сплаву на основі легованого нікелю з карбідом титану орієнтовно складає 100 мкм, що майже втричі менше, ніж у сплаву на основі ЖС32-VI (~300 мкм). При високотемпературному ізотермічному відпалі в залежності від кількості хрому у матриці нікелевих сплавів спостерігаються дифузійні процеси з глибини на поверхню сплаву: хрому при його вмісті в матриці до 20% в сплаві на основі легованого нікелю з карбідом титану; титану та нікелю при вмісті хрому в матриці 5–6% в сплаві на основі ЖС32-VI. В свою чергу, з поверхні в глибину матеріалу рухається кисень по карбідам титану.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Nageswara Rao Muktinutalapati, *Advances in Gas Turbine Technology. Publisher in Tech.*, 293 (2011).
2. Г. И. Пейчев, В. Е. Замковой, Н. В. Андрейченко, *Авиационно-космическая техника и технология*, № 9: 102 (2010).
3. Г. И. Пейчев, А. К. Шурин, Л. И. Ивченко, В. Е. Замковой, Н. В. Андрейченко, *Вестник двигателестроения*, № 2: 188 (2006).
4. А. Ю. Бутенко, А. М. Костин, А. Б. Малый, *Вісник НУК*, № 5: 137 (2012).
5. Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, А. В. Носенко, О. М. Семирга, *Наука та інновації*, 10: № 4: 22 (2014).
6. Г. П. Дмитриева, Т. С. Черепова, Т. А. Косорукова, В. И. Ничипоренко, *Металлофиз. новейшие технол.*, 37, № 7: 973 (2015).
7. Г. П. Дмитриева, Т. С. Черепова, *Технологические системы*, № 2: 46 (2017).
8. Г. И. Пейчев, А. К. Шурин, В. Е. Замковой и др. *Технологические системы*, № 3: 40 (2000).
9. И. А. Петрик, И. А. Перемиловский, *Технологические системы*, № 3: 90 (2001).
10. К. А. Ющенко, В. С. Савченко, А. В. Яровицын и др. *Автомат. сварка*, № 8: 25 (2010).
11. П. Д. Жеманюк, И. А. Петрик, С. Л. Чигилейчик, *Автомат. сварка*, № 8: 43 (2015).
12. К. А. Ющенко, А. В. Яровицын, Н. О. Червяков, *Автомат. сварка*, № 2: 3 (2017).
13. Р. Ф. Войтович, *Окисление карбидов и нитридов* (Киев: Наукова думка: 1981).
14. А. К. Шурин, Г. П. Дмитриева, Н. А. Разумова, *Металлы*, № 6: 67 (1988).
15. А. К. Шурин, Г. П. Дмитриева, *Современное состояние и перспективы* (Киев: ИПМ АН УССР: 1981), с. 28.
16. Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, О. І. Духота, М. В. Кіндрачук, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 52, № 2: 29 (2016).
17. *Дисперсно-упрочненный сплав на основе никеля*: Патент № 2016119 Российской Федерация, С22С19/05. 5047394/02 (Заявл. 15.06.1992; опубл. 15.07.1994).
18. В. М. Ажажа, В. Я. Свердлов, А. Н. Ладыгин, Т. Ю. Рудычева, П. Д. Же-

манюк, Н. А. Лысенко, В. В. Ключихин, А. А. Педаш, *Вопросы атомной науки и техники*, № 6: 128 (2004).

## REFERENCES

1. Nageswara Rao Muktinutalapati, *Advances in Gas Turbine Technology. Publisher in Tech.*, 293 (2011).
2. H. I. Peychev, V. E. Zamkovoy, and N. V. Andreychenko, *Aviatsionno-kosmicheskaya Tekhnika i Tekhnologiya*, No. 9: 102 (2010) (in Russian).
3. H. I. Peychev, A. K. Shurin, L. I. Ivshchenko, and V. E. Zamkovoy, *Vestnik Dvigatelsestroeniya*, No. 2: 188 (2006) (in Russian).
4. A. Yu. Butenko, A. M. Kostyn, and A. B. Malyy, *Visnyk NUK*, No. 5: 137 (2012) (in Russian).
5. T. S. Cherepova, H. P. Dmytryieva, A. V. Nosenko, and O. M. Semyrha, *Nauka ta Innovatsii*, **10**, No. 4: 22 (2014) (in Ukrainian).
6. G. P. Dmitrieva, T. S. Cherepova, T. O. Kosorukova, and V. I. Nichiporenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 7: 973 (2015) (in Russian).
7. H. P. Dmytryieva and T. S. Cherepova, *Tekhnologichni Systemy*, No. 2: 46 (2017) (in Russian).
8. H. Y. Peychev, A. K. Shuryin, V. E. Zamkovoy et al., *Tekhnologichni Systemy*, No. 3: 40 (2000) (in Russian).
9. I. A. Petryk and I. A. Peremylovs'kyi, *Tekhnologichni Systemy*, No. 3: 90 (2001) (in Russian).
10. K. A. Yushchenko, V. S. Savchenko, A. V. Yarovytsyn et al., *Avtomat. Svarka*, No. 8: 25 (2010) (in Russian).
11. P. D. Zhemanyuk, I. A. Petryk, and S. L. Chyhyleychyk, *Avtomat. Svarka*, No. 8: 43 (2015) (in Russian).
12. K. A. Yushchenko, A. V. Yarovytsyn, and N. O. Chervyakov, *Avtomat. Svarka*, No. 2: 3 (2017) (in Russian).
13. R. F. Voytovych, *Okislenie Karbidov i Nitridov* (Kyiv: Naukova Dumka: 1981) (in Russian).
14. A. K. Shurin, H. P. Dmytryieva, and N. A. Razumova *Metally*, No. 6: 67 (1988) (in Russian).
15. A. K. Shurin and H. P. Dmytryieva, *Sovremennoe Sostoyanie i Perspektivy* (Kyiv: YPM AN USSR: 1981), p. 28 (in Russian).
16. T. S. Cherepova, H. P. Dmytryieva, O. I. Dukhota, and M. V. Kindrachuk, *Fizyko-Khimichna Mekhanika Materialiv*, **52**, No. 2: 29 (2016) (in Ukrainian).
17. *Dispersno-Uprochnennyi Splav na Osnove Nikelya*: Patent No. 2016119 Russian Federation, C22C19/05. 5047394/02 (Declared 15.06.1992; Published 15.07.1994) (in Russian).
18. V. M. Azhazha, V. Ya. Sverdlov, A. N. Ladyhyn, T. Yu. Rudycheva, P. D. Zhemanyuk, N. A. Lysenko, V. V. Klochykhyn, and A. A. Pedash, *Voprosy Atomnoy Nauki Tekhniki*, No. 6: 128 (2004) (in Russian).