

УДК 621.921:621.81.004:620.178.16

## ЖАРОСТІЙКІСТЬ ТА ГАЗОАБРАЗИВНА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ З ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ

М. Студент

Ст. наук. співр., канд. техн. наук,  
Фізико-механічний інститут  
ім. Г. В. Карпенка НАН України,  
м. Львів

*Показано, що електродугові покриття з порошкових дротів системи Fe-Cr-B-Al істотно (більше ніж у 10 разів) підвищують жаростійкість оццанолегованої теплостійкої сталі 12Х1МФ. Внаслідок додавання до шихти порошкового дроту таких елементів як Ni, W, Mo, V, Mn та N відбувається істотне дисперсійне зміцнення покриттів за підвищеної температури та одночасно децю знижує їхню жаростійкість. Витримування зразків з покриттями впродовж двох годин за температури 550...700 °С супроводжується виділенням у структурі покриття дрібнодисперсних фаз: інтерметалідів ( $Fe_3Al$  та  $Ni_3Al$ ), боридів ( $Fe_2B$  та  $CrB$ ), спеціальних карбідів ( $Me_{23}C_6$ , легованих вольфрамом, молібденом та ванадієм), нітридів алюмінію та хрому, що істотно підвищує мікротвердість покриттів. Показано, що газоабразивна зносостійкість досліджених покриттів за температури 550 °С у 3...4 вища, ніж сталі 12Х1МФ. Це зумовлено зміцненням ламелей у покритті, виділенням дрібнодисперсних фаз та появою на поверхні покриття та між ламелями оксидів алюмінію та хрому, які мають високу опірність удару.*

**електродугове покриття, жаростійкість, газоабразивна зносостійкість**

Інтенсивне зношування теплообмінних поверхонь котлів ТЕС, зокрема великогабаритних екранних труб та труб економайзерів, зумовлено використанням за паливо вугільного пилу з високим відсотком твердих негорючих домішок. За підвищеної температури (в діапазоні 500...600 °С) на поверхні екранних труб утворюються слабо зчеплені з поверхнею сталі плівки оксидів заліза, що полегшує їхнє зношування абразивними частинками. Велика за площею зовнішня поверхня труб зношується нерівномірно з локалізацією зносу в певних місцях. Труби розриваються з досягненням критичної товщини їх стінки, що стає причиною позапланової зупинки ТЕС. Останнім часом для захисту нагрівних елементів котлів ТЕС від газоабразивного зношування почали використовувати дешеві електродугові покриття з порошкових

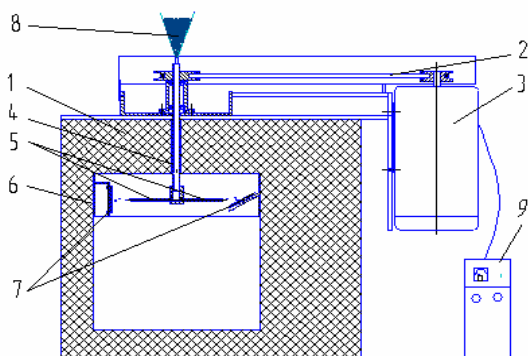
дротів (ПД) [1 — 3]. Їх розглядають як альтернативу дорогим плазмовим та газополуменевим покриттям з порошків на нікелевій основі [4 — 10]. Недостатнє висвітлення в літературі механічних властивостей покриттів і впливу підвищеної температури під час тривалої експлуатації на зміну їхньої структури стримують широкомасштабне впровадження електродугових покриттів з ПД у виробництво.

Мета статті — розкрити природу впливу елементів легування на структуру покриттів під час їх витримування за підвищеної температури та на характер руйнування покриттів за умов газоабразивного зношування.

**Методика досліджень.** Для отримання покриттів використовували ПД діаметром 1,8 мм у сталевій оболонці товщиною 0,4 мм зі сталі 08кп. За основу шихти ПД

Розрахунковий хімічний склад ПД, у ваг. %

$\Delta T$ , °C	$max \sigma_{срн}$ , МПа			$x_0$ , м		
	AM	MCE	$\delta$ , %	AM	MCE	$\delta$ , %
-30 °C	201,7	191,2	5,2	0,103	0,097	3,0
30 °C	227,8	225,0	1,2	0,125	0,148	15,5



**Рис. 1.** Схема установки для випробування на газообразное зношування покриттів за підвищеної температури: 1 — електропіч; 2 — пасова передача; 3 — двигун постійного струму; 4 — трубка для подавання абразиву; 5 — патрубки; 6 — диск для кріплення зразків; 7 — зразки з покриттями; 8 — ємність з абразивом; 9 — блок керування

використали порошки системи Fe-Cr-B-Al, додатковим додаванням інших складників (табл. 1).

Покриття отримували за допомогою електродугового розпилення ПД з використанням режимів з такими параметрами: напруга — 30...32 В, струм — 150 А, тиск повітря — 0,6 МПа, дистанція напилання — 150 мм, товщина покриття — 0,7 мм. Для отримання покриттів використали електродуговий металізатор, оснащений спеціальною голівкою для розпилення, яка забезпечувала покращану структуру та характеристики покриття [1].

Для дослідження газообразного зношування за підвищеної температури на основі електропечі розроблено експериментальну установку (рис. 1) [3]. Її оснастили системами подавання абразиву та контролю температури, яку підтримували з точністю до  $\pm 1$  °C. Швидкість подавання абразиву регулювали швидкістю обертання ротора електродвигуна.

Зразки для випробування з напиленими покриттями мали розміри 30×20×6 мм. Їх розташовували у печі, закріпивши на диску 6 з дотриманням заданого кута атаки абразиву. Абразивну зносостійкість покриттів визначали за втратою маси зразків після заданої тривалості випробування за двох швидкостей абразиву (18 та 36 м/с). Як абразив використовували кварцевий пісок з розмірами часток до 200 мкм. Випробування на жаростійкість проводили на повітрі за температури 700 °C. Металографічні

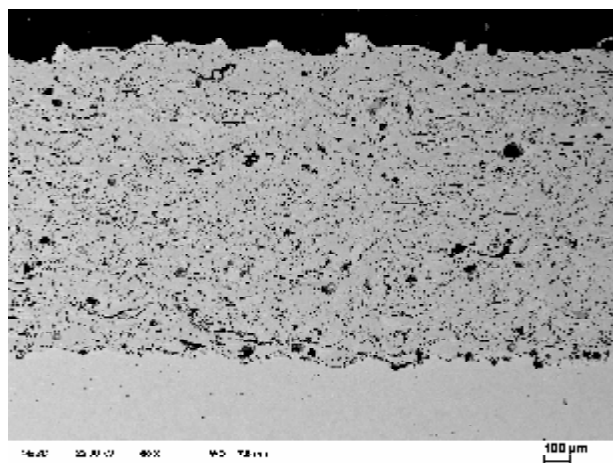
дослідження проводили на оптичному РВ-21 та електронному EVO-40 XVP (Carl Zeiss) з системою мікроаналізу EVO-4XVP мікроскопах.

**Результати досліджень та їх обговорення.** *Результати випробування на жаростійкість.* Всі отримані електродугові покриття мали типову ламелярну будову (рис. 2). Їхньою матричною фазою є твердий розчин хрому та алюмінію у залізі. У покриттях виявили бориди Fe<sub>2</sub>B, а також сліди оксидів заліза Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, алюмінію Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та хрому Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. У ламелях, кристалізованих з найбільших краплин, спостерігали виділення дрібнодисперсних фаз.

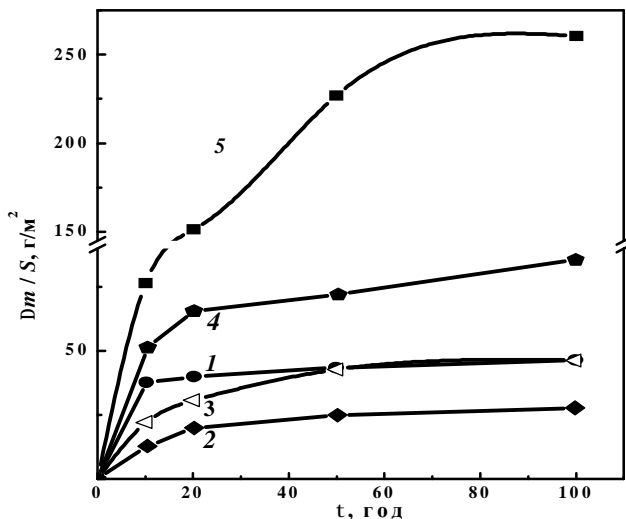
Висока швидкість охолодження під час напилання сприяє утворенню пересичених твердих розчинів та аморфної структури покриття у вихідному стані.

Випробування на жаростійкість виявили, що залежно від складу шихти ПД отримані покриття підвищують жаростійкість сталі 12Х1МФ від 4 до 10 разів (рис. 3). Причому найефективніше захищають від високотемпературного окислення покриття, отримані розпиленням ПД системи Fe-Cr-B-Al.

Дещо менша жаростійкість покриттів з ПД систем Fe-Cr-B-Al-Ni та Fe-Cr-B-Al-W-Mo-V-C порівняно з покриттями з ПД системи Fe-Cr-B-Al зумовлено тим, що під час їх експозиції за високої температури з пересиченого твердого розчину виділяються дисперсні фази: нітриди алюмінію та хрому, бориди та карбід хрому. Внаслідок цього у матриці зменшується вміст елементів легування, що спричиняє зниження її корозійної стійкості, але



**Рис. 2.** Типова мікроструктура електродугового покриття з ПД у поперечному перерізі



**Рис. 3.** Приріст маси зразків одиничної площі  $Dm/S$  від тривалості  $t$  витримування зразків з покриттями за температури  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Покриття з ПД системи Fe-Cr-B-Al-Ni (1), Fe-Cr-B-Al (2), Fe-Cr-B-Al-W-Mo-V-C (3), Fe-Cr-Al-Si-N-C (4) та сталі 12Х1МФ (5)

дисперсні виділення підвищують твердість і зносостійкість покриття.

Після високотемпературного витримування на поверхні покриттів формуються різні за хімічним складом продукти корозії. Зокрема, на ламелях з високим вмістом алюмінію утворюються тонкі плівки оксиду алюмінію, а на ламелях з підвищеним вмістом хрому — в основному плівки оксиду хрому  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , перемежовані шарами оксиду заліза  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ . Оксидні шари між ламелями покриттів в основному сформовані з оксидів заліза  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  та хрому  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ .

**Вплив компонентів шихти ПД, що зумовлюють дисперсійне зміцнення, на структуру, фазовий склад та мікротвердість електродугових покриттів з ПД системи Fe-Cr-B-Al.** Витримування зразків з покриттями впродовж 100 годин за температури  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  призводить до виділення у структурі покриттів дисперсних фаз: інтерметалідів  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , боридів  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{CrB}$  та спеціальних карбідів  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , легованих вольфрамом, молібденом та ванадієм залежно від системи легування ПД. Витримування впродовж 100 годин за температури  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  інтенсифікує виділення цих дисперсних фаз та сприяє збільшенню їхніх розмірів. Про морфологію дисперсних фаз, виділених з твердого розчину після тривалого витримування за  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ , можна судити зі світлин у табл. 2.

Після витримування зразків за температури  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  мікротвердість HV ламелей з високим вмістом дисперсних фаз (карбіди  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  завбільшки 100 нм, леговані вольфрамом, молібденом та ванадієм) зростає від 600...800 до 1000...1200 МПа, а ламелей з підвищеним вмістом хрому та бору знижується від 7400 до 6100 МПа внаслідок зменшення залишкових напружень другого і третього роду та зростання розмірів боридів від 100 до 300 нм (рис. 4). Внаслідок виділення інтерметаліду  $\text{Fe}_3\text{Al}$  мікротвердість ламелей з високим вмістом алюмінію підвищується від 3900 до 5900 МПа.

Витримування зразків за температури  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  призводить до зменшення твердості покриттів (рис. 4), що зумовлено збільшенням за розміром дрібнодисперсних фаз (боридів, карбідів та інтерметалідів). Лише мікротвердість покриття, отриманого з ПД, до складу шихти якого входить азот, зростає. Останнє зумовлено тим, що тривале витримування за високої температури лише інтенсифікує виділення дисперсних фаз нітридів алюмінію та хрому, але не приводить до зростання їхніх розмірів. Так, якщо розміри боридів та карбідів зростають до 200...400 нм, то розміри нітридів не перевищують 50...100 нм.

**Газоабразивна зносостійкість покриттів, що дисперсійно зміцнюються за підвищеної температури.** За кімнатної температури газоабразивний знос усіх досліджених покриттів більший на 30...100 %, ніж сталі 12Х1МФ (рис. 5). Така низька зносостійкість покриттів за кімнатної температури зумовлена такими чинниками: істотні напруження розтягу (до 100 МПа), що виникають у покриттях після їх напилення, сприяють виникненню мікротріщин та пришвидшують руйнування покриттів за умов газоабразивного зношування (рис. 6); слабкі межі між ламелями в покритті (порівняно із суцільним матеріалом), на яких формуються крихкі оксидні плівки та порожнини, стають зародками тріщин та пришвидшують їхній ріст (рис. 7) і, як наслідок, інтенсифікують руйнування покриття.

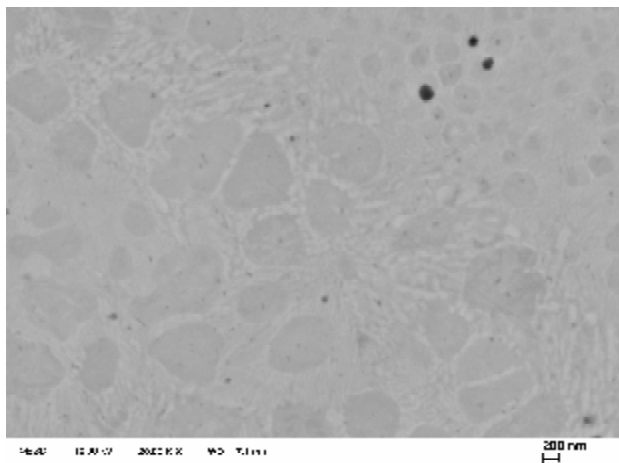
За підвищеної температури стає можливою рекристалізація. Внаслідок цього напруження в покритті та поверхневому шарі сталі, обробленої перед нанесенням покриття струминно-абразивним методом, релаксують. Крім цього, вздовж меж ламелей утворюються оксидні плівки, внаслідок чого збільшується об'єм покриття та знижуються напруження розтягу. В міру зростання товщини оксидних плівок ці напруження зникають взагалі і з подальшим розвитком процесу окислення виникають напруження стиску.

Водночас за підвищеної температури виникають передумови для виділення дрібнодисперсних фаз. Це істотно підвищує твердість покриття за високої температури випробування. Тому зносостійкість покриттів за температури  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  істотно вища за зносостійкість сталі 12Х1МФ. Зношування сталі за високої температури відбувається переважно шляхом руйнування оксидних плівок на її поверхні (рис. 8,а) та утворення тріщин через шаржування поверхні частинками абразиву (піску) (рис. 8,б).

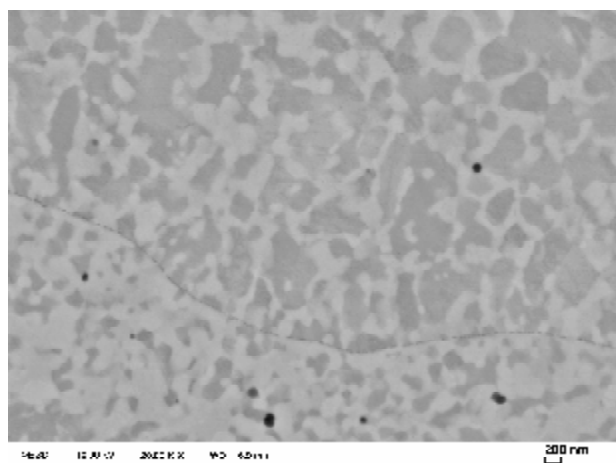
Руйнування покриттів за умов газоабразивного зношування відбувається через фрагментацію нелегованих плівок оксиду заліза вздовж меж ламелей (шляхом їх розтріскування, рис. 9,а), але у покритті таких місць небагато. Здебільшого під час випробувань за температури  $550\text{...}700\text{ }^{\circ}\text{C}$  на поверхні та між ламелями в покритті утворюються оксидні плівки  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (рис. 9,б), які мають високу стійкість до удару й важко фрагментуються.

Зменшення кута атаки струменя з абразиву від  $60^{\circ}$  до  $30^{\circ}$  під час випробування на газоабразивне зношування зменшує і інтенсивність зношування всіх досліджених покриттів, і самої сталі 12Х1МФ за температури  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 10). Разом з цим, незалежно від кута атаки струменя абразиву, всі досліджені покриття з ПД виявили вищу газоабразивну зносостійкість, ніж сталь 12Х1МФ.

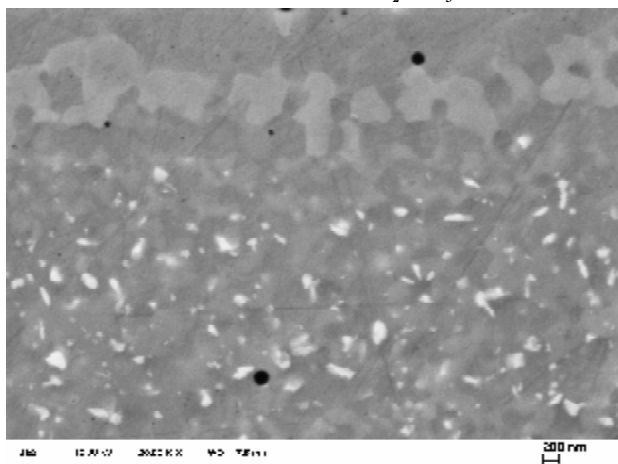
Морфологія дисперсних фаз, які зафіксували в структурі покриттів з ПД після витримування зразків за температури 700 °С впродовж 100 годин



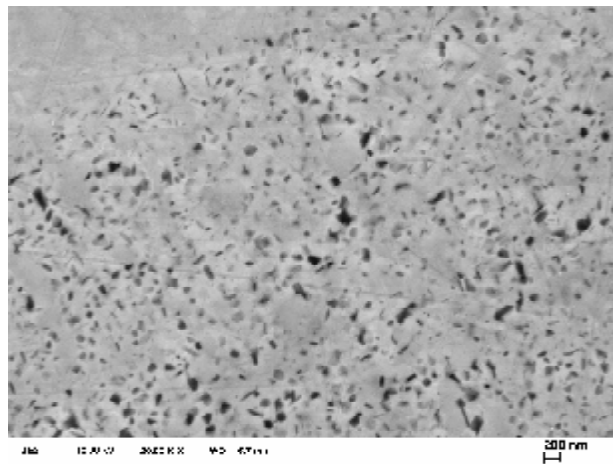
ПД системи Fe-Cr-B-Al  
Основні фази: FeCrB, Fe<sub>2</sub>B, Al<sub>3</sub>Fe



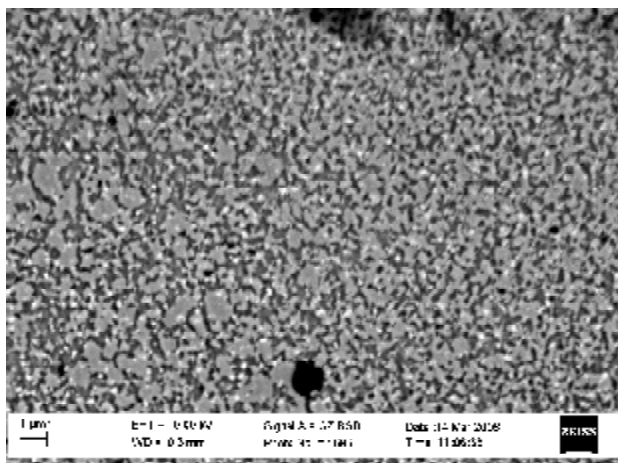
ПД системи Fe-Cr-B-Al-Ni  
Основні фази: FeCrB, Fe<sub>2</sub>B, Ni<sub>3</sub>Al



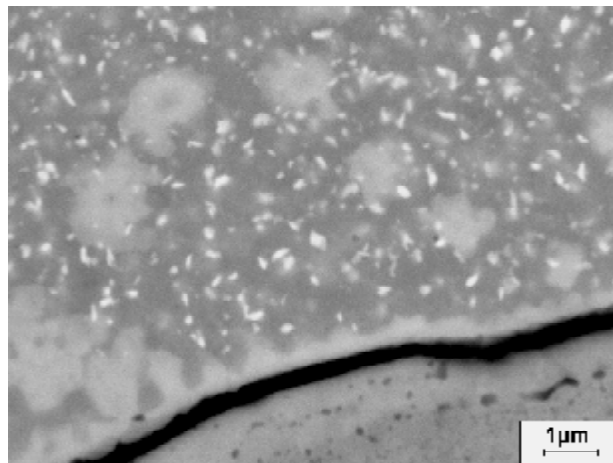
ПД системи Fe-Cr-B-Al-W-Mo-V-C  
Основні фази: FeCrB, Fe<sub>2</sub>B, (Fe,W,Mo)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>



ПД системи Fe-Cr-Al-Si-N-C  
Основні фази: CrN, AlN



ПД системи Fe-Cr-B-Al-Mo  
Основні фази: FeCrB, FeMo<sub>2</sub>B



ПД системи Fe-Cr-Al-Mo-Si-Mn-C  
Основні фази: (Fe,Cr,Mo)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Mn<sub>3</sub>Al

Збільшення тривалості попереднього витримування зразків з покриттями за підвищеної температури підвищує їхню зносостійкість (рис. 11). Це, насамперед, зумовлено виділенням у структурі покриттів дрібнодисперсних фаз (карбідів, боридів, інтерметалідів, а особливо нітридів

алюмінію та хрому), які істотно підвищують твердість за високої температури. Попри це, в часі тривалого витримування оксидні фази (переважно оксиди алюмінію, хрому та леговані оксиди заліза) поступово заповнюють порожнини та проміжки між ламелями. Це зумовлює

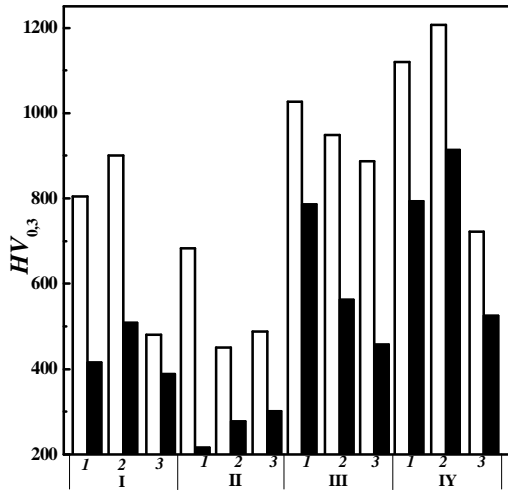


Рис. 4. Максимальна (світлі) та мінімальна (темні стовпчики) мікротвердість  $HV_{0,3}$  покриттів з ПД системи FeCr-B-Al (I), Fe-Cr-Al-Si-N-C (II), Fe-Cr-B-Al-Ni (III), Fe-Cr-B-Al-W-Mo-V-C (IV) без (1) та після витримування впродовж 100 годин за температури 550 (2) та 700 °C (3)

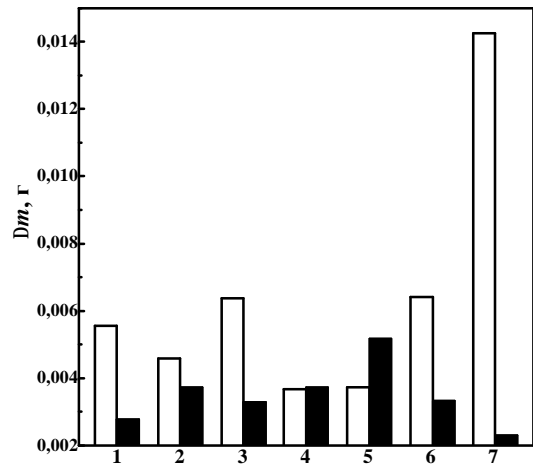


Рис. 5. Втрата маси  $Dm$  зразків з покриттями системи Fe-Cr-B-Al (1), Fe-Cr-B-Al-Ni (2), Fe-Cr-B-Al-W-Mo-V-C (3), Fe-Cr-Al-Mo-Si-Mn-C (4), Fe-Cr-Al-Si-N-C (5), Fe-Cr-B-Al-Mo (6) та зі сталі 12X1MФ (7) за бази випробовування на газоабразивне зношування 2 год, швидкості частинок абразиву 18 м/сек, куті атаки струменя з абразиву 60°, температури 20 (темні) та 550 °C (світлі стовпчики)

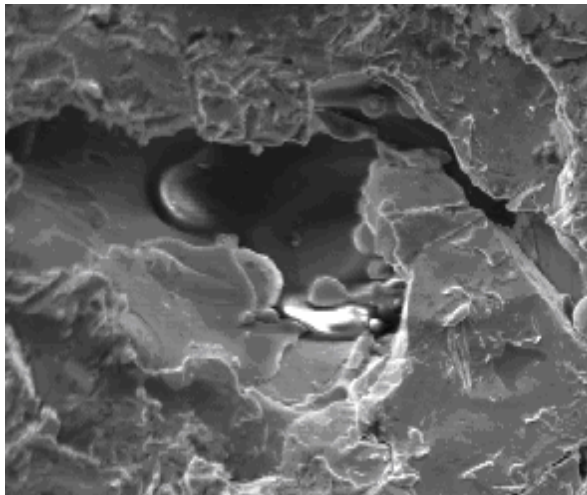
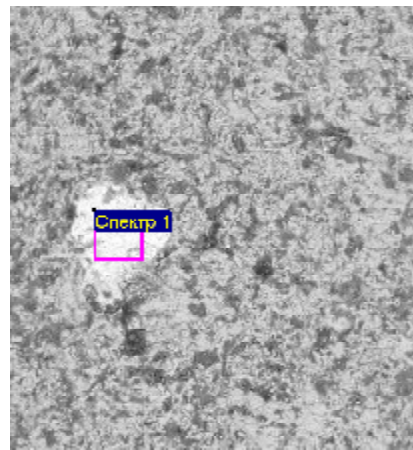


Рис. 6. Руйнування покриття внаслідок газоабразивного зношування по тілу ламелі



Елемент	Ваг. %
O	4,2
Si	0,6
Fe	95,2
Разом	100,0

а)

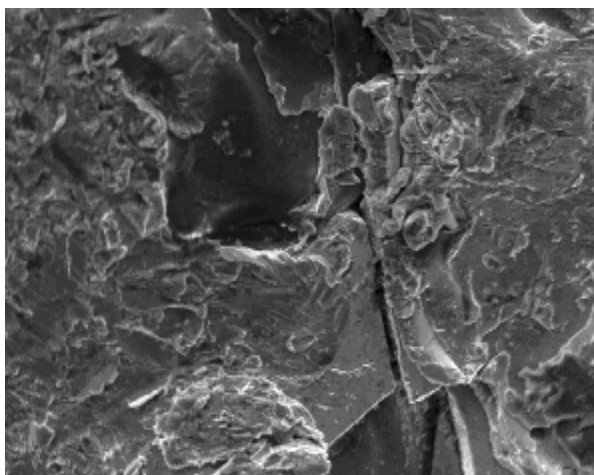
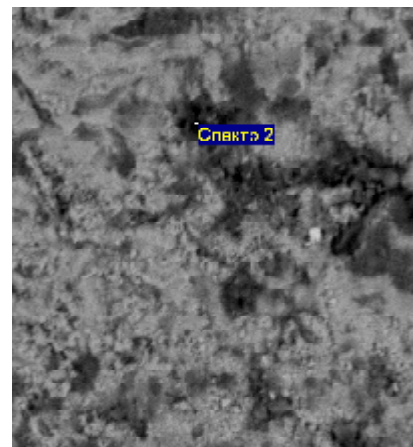


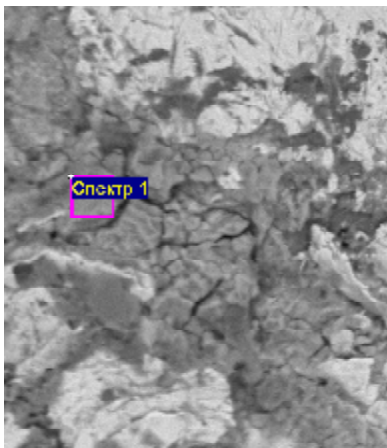
Рис. 7. Руйнування покриття внаслідок газоабразивного зношування по межі між ламелями



Елемент	Ваг. %
O	40,6
Si	34,9
Fe	24,5
Разом	100,0

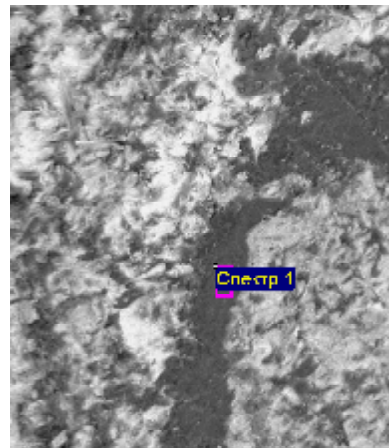
б)

Рис. 8. Типові пошкодження оксидної плівки за газоабразивного зношування поверхні сталі 12X1MФ шляхом викришування фрагментів оксидної плівки з поверхні (а) та шаржування поверхні частинками абразиву (піску) (б)



Елемент	Ваг. %
O	35,8
Fe	64,2
Разом	100,0

а)



Елемент	Ваг. %
O	51,1
Al	47,0
Si	1,9
Разом	100,0

а)

Рис. 9. Типові пошкодження оксидних плівок за газоабразивного зношування поверхонь покриттів з ПД системи Fe-Cr-B-Al шляхом руйнування прошарку з оксидів заліза (а) та незначного викришування зерен оксиду алюмінію (б)

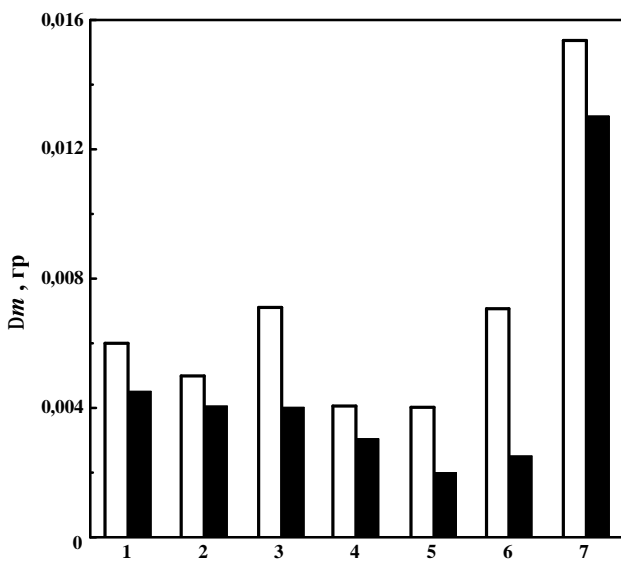


Рис. 10. Втрата маси  $Dm$  зразків з покриттями системи Fe-Cr-B-Al (1), Fe-Cr-B-Al-Ni (2), Fe-Cr-B-Al-W-Mo-V-C (3), Fe-Cr-Al-Mo-Si-Mn-C (4), Fe-Cr-Al-Si-N-C (5), Fe-Cr-B-Al-Mo (6) та зі сталі 12Х1МФ (7) за бази випробовування на газоабразивне зношування 2 год, температури 550 °С, швидкості частинок абразиву 18 м/с, куті атаки струменя з абразиву 60° (світлі) та 30° (темні стовпчики)

появу в покритті напружень стиску, запобігає передчасному утворенню мікротріщин і, як наслідок, руйнуванню покриття.

**Висновки.** 1. Електродугові покриття з порошкових дротів системи Fe-Cr-B-Al істотно (більш ніж у 10 разів) підвищують жаростійкість ошаднолегованої теплостійкої сталі 12Х1МФ.

2. Додавання до шихти порошкового дроту таких елементів як Ni, W, Mo, V, Mn та N зумовлює істотне дисперсійне зміцнення покриттів за підвищеної температури та одночасно дещо знижує їхню жаростійкість. Витримування зразків з покриттями впродовж двох годин за температури 550...700 °С приводить до виділення у структурі покриття дрібнодисперсних фаз: інтерметалідів

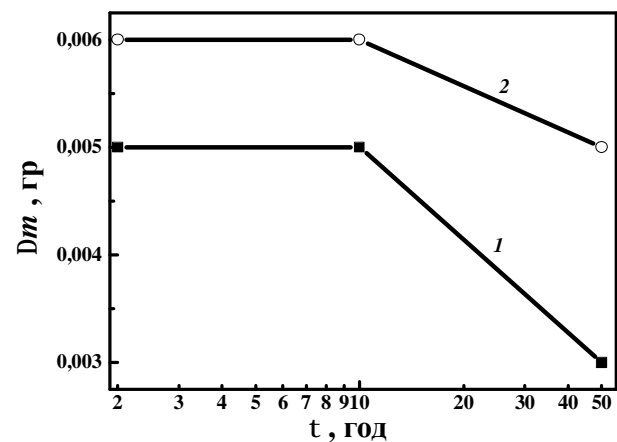


Рис. 11. Вплив тривалості  $t$  попереднього витримування зразків з покриттями системи Fe-Cr-B-Al (1) та Fe-Cr-Al-Mo-Si-Mn-C (2) за температури 550 °С на їхній газоабразивний знос  $Dm$  за цієї ж температури та швидкості частинок абразиву 18 м/с

( $Fe_3Al$  та  $Ni_3Al$ ), боридів ( $Fe_2B$  та  $CrB$ ), спеціальних карбідів ( $Me_{23}C_6$ , легованих вольфрамом, молібденом та ванадієм), нітридів алюмінію та хрому, що істотно підвищує мікротвердість покриттів.

3. Газоабразивна зносостійкість досліджених покриттів за температури 550 °С в 3...4 вища, ніж сталі 12Х1МФ. Це зумовлено зміцненням ламелей у покритті, виділенням дрібнодисперсних фаз та появою на поверхні покриття й між ламелями оксидів алюмінію та хрому, які характеризуються високим опором відколюванню під час удару частинок абразиву.

## Література

1. *Електродугові відновні та захисні покриття* / В. Похмурський, М. Студент, В. Довгунік, Г. Похмурська І. Сидорак. — Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2005. — 192 с.
2. *Effect of friction on phase transitions in the surface layers of FeCrB + Al gas-thermal coatings* / М. Student,

V. Dovhnyk, I. Sydorak, H. Pokhmurs'ka, O. Yas'kiv // Materials Science. – 2000. – **36**, 4. – P. 607-611.

3. Tribological properties of arc sprayed coatings obtained from FeCrB and FeCr-based powder wires / H. Pokhmurska, V. Dovhnyk, M. Student, E. Bielanska, E. Beltowska // Surface and Coatings Technology. – 2002. – 151-152. – P. 490-494.

4. Зносотривкість електродугових покривів за умов високотемпературного окиснення та абразивного зношування / М. Студент, Ю. Дзьоба, І. Сидорак, та інші. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – **2**, спец. вип. 5. – С. 712-717.

5. New oxidation-resistant coatings for steam power plants at 650 °C / M. Scheefer, R. Knudler, B. Scarlin, A. Bruna, D. Tsipas // Materials and Corrosion. – 2005. – 56. – P. 907-915.

6. Steam Oxidation Resistance of Ni–Cr Thermal Spray Coatings on 9Cr–1Mo Steel. Part 2: 50Ni–50Cr / T. Sundararajan, S. Kuroda, Itagaki T., F. Abe // ISIJ International. – 2003. – **43**, 1. – P. 104-111.

7. Echsler H., Renusch D., Schütze M. Mechanical behaviour of as sprayed and sintered air plasma sprayed partially stabilised zirconia // Materials science and technology. – 2004. – **20**, 7. – P. 869-876.

8. High-temperature oxidation of Fe40Al coatings obtained by HVOF thermal spray / J.M. Guilemany, N. Cinca, S. Dosta, C.R.C. Lima // Intermetallics. – 2007. – **15**, 10. – P. 1384-1394.

9. Deevi S. C., Sikka V. K., Liu C.T. Processing, properties, and applications of nickel and iron aluminides // Progress in Materials Science. – 1997. – **42**, 1-4. – P. 177-192.

10. Tani K., Harada Y. Enhancement of service life of steam generating tubes in oil-fired boiler for power generation employing plasma spray technology // Journal of Thermal Spray Technology. – 2007. – **16**, 1. – P. 111-117.

Отримана 12.03.09

M. Student

Heat resistance and gas-and-abrasive wear resistant of the coatings electric-arc sprayed by cored wires

G. V. Karpenko Physico-Mechanical Institute of National Academy of Sciences of Ukraine, Lviv

It was shown that electric arc coatings sprayed by cored wires Fe-Cr-B-Al system essentially (more than 10 times) increase the heat-resistance of the 12Kh1MF steel. As result of addition into charge makeup of the cored wires next elements Ni, W, Mo, V, Mn and N the intensive precipitation strengthening of the coating at the high temperature is occurred. At the same time the heat resistance steel with such coating is insignificantly decreased. Holding of the coated specimens during 2 hours at the temperature 550...700 °C causes to separation of the highly dispersed phases in the coating structure: intermetallics ( $Fe_2Al$  and  $Ni_2Al$ ), borides ( $Fe_2B$  and  $CrB$ ), special carbides ( $Me_{23}C_6$  type alloyed by tungsten, molybdenum and vanadium), both aluminum and chromium nitrides. It is the main cause of the essentially increase of hardness. It was shown that at the temperature 550 °C gas-and-abrasive wear resistant of the investigated coating is 3-4 times higher than for the 12Kh1MF steel. It is result of the hardening of the lamellas in coating structure, separation of the highly dispersed phases and appearance of aluminum and chromium oxides at the coating surface and between of the lamellas having high impact resistance.

2í ôî ðì àò³ÿ

## NONLINEAR NORMAL MODES, DIMENSION REDUCTION AND LOCALIZATION IN VIBRATING SYSTEMS

27 September 2009 - 2 October 2009  
Frascati (Rome), Italy

### Information:

The Colloquium aims at presenting the latest developments in the areas of Nonlinear Normal Modes, Dimension Reduction and Localization, and their applications in vibrating systems. Nonlinear Normal Modes (NNMs) is a classical topic which is presently given a more modern interpretation mostly as regards their formulation for continuous or discontinuous systems, strongly nonlinear regimes, and discretized structures, as well as their use in various applications. They are also of major interest in the framework of Dimension Reduction of dynamical systems, an area where various methods are being formulated and compared with each other, along with the reduced order models – developed for different purposes/systems – based on just nonlinear (vs linear) normal modes or proper orthogonal modes or multi-modes ensuing from nonlinear finite element analyses. In turn, Localization is one major topic (to be possibly addressed via NNMs) in wave propagation and targeted energy transfer. In this context, there is special interest towards analyzing possible occurrence in mechanics of such dynamic phenomena as the discrete breathers highlighted in applied mathematics and physics, where they are paradigmatic solutions in periodic lattices. Cross-fertilization among such companion areas could allow to exploit results useful to describe analogous phenomena likely to occur in engineered materials and devices, with nontrivial effects in terms of efficient/robust energy focusing/transfer, and material/system design.

Contact: Prof. Giuseppe Rega

Dipartimento di Ingegneria Strutturale e Geotecnica

Universita' di Roma La Sapienza

Via A. Gramsci 53, 00197 Roma, Italy

Ph: +39-06-49919195; Fax: +39-06-49919192 or +39-06-3221449

e-mail: [Giuseppe.Reg@uniroma1.it](mailto:Giuseppe.Reg@uniroma1.it)