

УДК 621.793.7

**ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16  
РІЗНИМИ МЕТОДАМИ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ**

**Олег Калахан<sup>1</sup>, д. т. н., Христина Задорожна<sup>2</sup>,  
Михайло Студент<sup>2</sup>, д. т. н., Галина Веселівська<sup>2</sup>, к. т. н.**

*<sup>1</sup>Львівський національний аграрний університет,*

*вул. Володимира Великого, 1, м. Дубляни, Жовківський р-н, Львівська обл., Україна*

*e-mail: oleg.kalakhan@gmail.com*

*<sup>2</sup>Фізико-механічний інститут ім. Г. Карпенка НАН України,*

*вул. Наукова, 5, м. Львів, Україна,*

*e-mail: student@ipm.lviv.ua*

<https://doi.org/10.31734/agroengineering2018.01.153>

**Постановка проблеми.** Важливе значення для науково-технічного прогресу має нанесення захисних покриттів газотермічним напиленням. При експлуатації машин і механізмів їх деталі здебільшого працюють у жорстких умовах контактування з високотемпературними газами, різноманітними агресивними середовищами та абразивними речовинами, викликаючи інтенсивну корозію та знос поверхні. Внаслідок підвищення швидкодії машин і механізмів, збільшення їх габаритів і продуктивності, умови роботи поверхні деталей стають жорсткішими. Це викликає необхідність вжиття спеціальних заходів щодо забезпечення радикального підвищення зносостійкості та інших важливих характеристик поверхні матеріалів. Успішне розв'язання цієї задачі можливе зі застосуванням плазмоелектролітного оксидування, поверхневої обробки алюмінію та його сплавів газотермічними методами.

Останнє десятиріччя характеризується інтенсивним впровадженням у виробничу практику розвинутих промислових країн нових газотермічних процесів нанесення покриттів – високошвидкісного (надзвукового) газополуменевого напилювання (*HVOF*) та вакуумного напилювання в динамічному вакуумі.

Одночасно відзначається необхідність розроблення та інтенсивного впровадження у виробництво нових процесів, пов'язаних з обробкою металів висококонцентрованими джерелами енергії, зокрема лазерним поверхневим модифікуванням твердими частинками карбїду кремнію

безпосереднім вдуванням твердих частинок у зону матеріалу, розплавлену лазерним променем, для отримання композитного шару з більшою твердістю і зносостійкістю порівняно з базовим матеріалом.

**Аналіз останніх досліджень і публікацій.**

Для розв'язання проблеми зносу деталей з алюмінієвих сплавів як зарубіжні, так і вітчизняні науковці рекомендують наносити на їх поверхню покриття, що мають високу зносостійкість, низьку адгезійну та хімічну активність, враховуючи при цьому їх фазовий склад і пористість. Такий комплекс властивостей здатний знизити інтенсивність захоплення, зменшити швидкість нагромадження втомних ушкоджень у поверхневих шарах металу, а також запобігти руйнуванню [2; 4; 5; 13; 15; 19].

Іншими способами, які використовують для одержання зносостійких шарів на поверхні виробів, є плазмоелектролітне оксидування [1; 3; 8; 10–12; 16; 17; 22] та лазерне її модифікування [9; 14; 18; 20; 23; 24].

У роботі представлено результати оцінювання мікроструктури та зносостійкості покриттів, одержаних різними методами поверхневого зміцнення.

**Постановка завдання.** Для оцінки зносостійкості поверхнево зміцненого різними методами сплаву Д16 необхідно визначити структурно-фазовий стан покриттів на сплаві та його поверх-

невих шарів, з'ясувати особливості їх руйнування та значення зносу за умов абразивного зношування.

**Виклад основного матеріалу.** Для досліджень використовували зразки-диски  $\varnothing 50$  мм, товщиною 10 мм з алюмінієвого сплаву Д16 (3,8...4,5 % Cu; 1,2...1,8 % Mg; 0,5 % Fe; 0,4...0,8 % Mn; решта Al) після різних поверхневозміцнювальних обробок:

- надзвукове газополуменеве напилення з використанням порошкових електродних дрітків;
- лазерне оплавлення поверхневих шарів сплаву з введенням у них дисперсних порошоків SiC;
- плазмоелектролітне оксидування.

Надзвуковим газополуменевим методом (*HVOF – High Velocity Oxygen Fuel Flame Spraying process*) покриття напиляли з відстані до підкладки 300 мм використовуючи установки для високошвидкісного напилення покриттів *Diamond Jet Hybrid gun* (пропан – кисень) та *JP5000 gun* (газ – кисень) [4; 5; 15; 21]. Тиск у камері згоряння становив до 1,0 МПа, швидкість частинок порошку фракцією 20...45 мкм – до 650 м/с. Витрата порошку – 10 кг/год. Попередня обробка – дробоструминна обробка + очистка в ультразвуковій ванні (етиловий спирт).

Порошки для напилення виготовляли з використанням планетарного млина методом механічного легування. Вихідними компонентами для цього були порошки карбіду ванадію VC, ферохрому FeCr та сплаву кобальту з нікелем CoNi.

Для порівняння використали метод плазмового напилення покриттів у динамічному вакуумі (ПНПДВ), як такий, що забезпечує найвищу якість покриттів [21].

Для лазерного поверхневого армування сплаву Д16 застосовували порошок SiC дисперсністю 80 мкм, твердістю 2600 HV і температурою плавлення 2760°C. Порошок вдували струменем аргону в поверхневий шар зразків, оплавлених лазером (*Nd:YAG Lazer Rofin Sinar DY 044/022*), зі швидкістю 25 мм/с. Поверхню зразків обробляли численними переміщеннями лазерного променя при потужності 5 кВт, відстані від поверхні зразка до фокуса лазерного променя 50 мм, ширині стежки лазерної дії 1,5...2 мм, швидкості переміщення зразка відносно лазерного променя 1...1,5 м/хв і коефіцієнті перекриття стежок 50 %. Попередньо зразок підігрівали до температури 170 °C.

Плазмоелектролітно оксидовані (ПЕО) шари формували на установці ІМПЕЛОМ в електролітній плазмі в електроліті складу 3 г/л КОН + 2 г/л  $n\text{Na}_2\text{O} \cdot m\text{SiO}_2$ , решта дистильована вода [3; 17]. Густина струму 10 А/дм<sup>2</sup>, співвідношення між  $I_c/I_a = 1$ , тривалість синтезу покриттів 60 хв. Зразки перед синтезом оксидокерамічних шарів шліфували до появи металічного блиску, промивали їх у дистильованій воді та знежирювали етиловим спиртом, а після завершення синтезу – промивали дистильованою водою та висушували.

Абразивне зношування за тертя нежорстко закріпленими абразивними частинками виконували згідно з ГОСТ 23.208-79 [6]. Кварцовий пісок просували (його вологість не перевищувала 0,16 %), а гумовий диск заправляли шліфувальною шкіркою типу 2 (ГОСТ 6456-75) зернистістю № 8П (ГОСТ 3647-71), закріпленою на зразку-тримачі у вигляді плоскої сталеві пластини. У зону контакту гумового круга та зразка за допомогою дозувального пристрою постійно подавали абразив. Режим тертя: навантаження  $P = 2,4$  Н, швидкість обертання диска – 25 м/хв, абразив – фракціонований та просушений кварцовий пісок із розміром частинок 200...1000 мкм. Тривалість випробування 30 хв. Діаметр гумового диска – 48...50 мм, його товщина –  $15 \pm 0,1$  мм.

Абразивне зношування за тертя жорстко закріпленими абразивними частинками здійснювали абразивним диском з електрокорунду середньом'якої твердості СМ-2 на керамічній зв'язці 7К15 діаметром 150 мм та товщиною 8 мм. Зернистість електрокорунду – 250...315 мкм (25А, 25Н), лінійна швидкість тертя – 100 м/хв, шлях – 835 м, навантаження у зоні лінійного контакту – 1,5 кг. Тривалість випробування 30 хв.

Знос оцінювали за втратою маси зразків із точністю до  $2 \cdot 10^{-4}$  г на електронній аналітичній вазі марки *KERN ABJ 220 4M*.

Зносостійкість одержаних покриттів порівнювали з еталонами зносостійкості – сталлю ШХ-15 з твердістю 740 HV, наплавленим з дроту серійного виробництва ТОВ «ТМ ВЕЛТЕК» ПД 80X20P3Т (0,8 мас. % С; 20,0 мас. % Cr; 1,0 мас. % Ti; 3,0 мас. % В; Fe – решта) покриттям твердістю 900 HV та покриттям твердістю 800 HV, одержаним електродуговою металізацією з порошкового дроту ПД 70X18P3.

Структуру й хімічний склад покриттів, аналіз поверхонь тертя зразків після випробувань досліджували на електронному мікроскопі *EVO-40 XVP (Carl Zeiss)* зі системою мікроаналізу *EVO-*

40XVP. Мікротвердість визначали на твердомірі ПМТ-3.

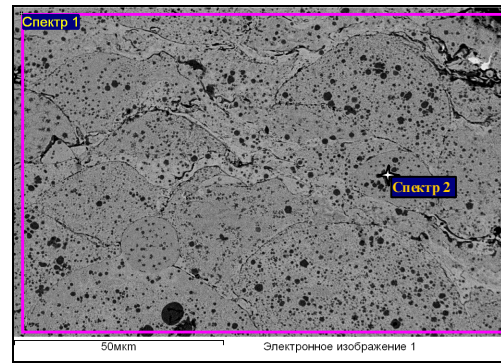
Структури покриттів та їх склад, отримані методами *Diamond Jet Hybrid gun* та *JP5000 gun*, практично не відрізняються між собою (рис. 1 а, б; табл. 1) та мають ламелярну будову, де ламелі – це закристизовані слабдеформовані краплини порошкової суміші. Це свідчить, що краплини, які розділені між собою ледь помітними прошарками оксидів, у момент удару об напилювану поверхню були в розплавленому стані лише з поверхні. Проте здебільшого між краплинами відбулося сплавлення без оксидних прошарків.

У матричній фазі покриттів на основі ферохрому виявлено розсіяні виділення карбідів ванадію круглої форми (чорні включення) розміром від 1 до 5 мкм. Поруватість покриття не перевищує 2%. Додавання порошку CoNi до складу порошкової суміші призводить до укрупнення карбідів ванадію у покритті та набуття ними переважно неправильної форми (див. рис. 1 в, з). Крім цього, у структурі покриття зустрічаються ламелі сплаву CoNi (ламелі світлого кольору). Поруватість дещо зменшується і становить 1...1,5%.

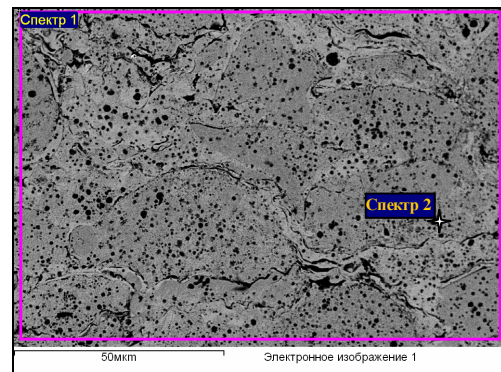
Покриття, отримані методом плазмового напилення у динамічному вакуумі, також мають ламелярну будову. Однак, на відміну від *HVOF* покриттів, більшість краплин практично сплавлені між собою, а ламелі сильно zdeформовані, що свідчить про те, що краплини в момент удару об напилювану поверхню були повністю в розплавленому стані. Карбіди ванадію надзвичайно малі – менше 500 нм (див. рис. 1, д). Поруватість такого покриття не перевищує 0,5%.

Мікротвердість SiC значно перевищує мікротвердість основи, але карбідні зерна мають схильність до крихкого руйнування, наприклад при втискуванні в них алмазної піраміди.

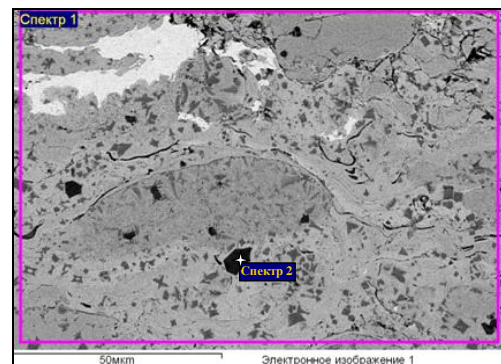
Лазерне модифікування поверхневого шару відбувається за допомогою його локального переплаву та вдунання у розплав часточок SiC (рис. 2). Внаслідок того, що розплав алюмінію має високу в'язкість, а розплавлена ванна існує 0,1...0,5 с, часточки SiC не проникають на всю глибину розплавленого алюмінію і тому виникають дві зони лазерного переплаву. Мікροструктура внизу переплавленої зони, де частинки SiC відсутні, складається з простих зерен сплаву розміром 50...100 мкм. Зерна містять у собі велику кількість колонного дендриту з довжиною близько 5 мкм.



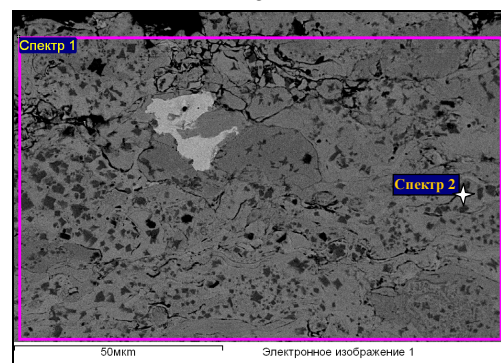
а



б

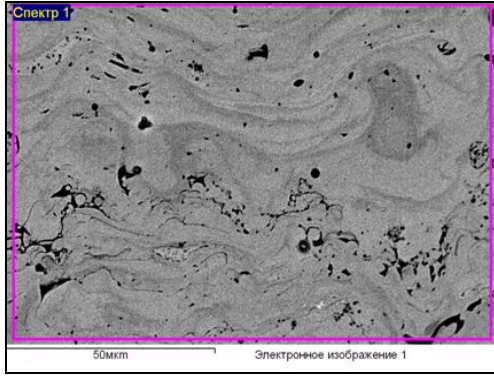


в



з

**Рис. 1.** Структура покриттів VC-FeCr (а, б) та VC-FeCrCo (в, з), отриманих методом *HVOF* (а – з) та ПНПДВ (д): а, в – *DJH*; б, з – *JP5000*  
**Fig. 1.** The structure of coatings VC-FeCr (а, б) and VC-FeCrCo (в, з), obtained by *HVOF* (а – з) and *PDV* (е): а, в – *DJH*; б, з – *JP5000*



д

**Рис. 1 (продовження).** Структура покриттів VC-FeCr (а, б) та VC-FeCrCo (в, з), отриманих методом HVOF (а – з) та ПНПДВ (д): а, в – DJH; б, з – JP5000

**Fig. 1 (continuation).** The structure of coatings VC-FeCr (a, б) and VC-FeCrCo (в, з), obtained by HVOF (а – з) and PDV (е): а, в – DJH; б, з – JP5000

**Таблиця 1.** Спектральний аналіз покриттів, одержаних методами HVOF та ПНПДВ

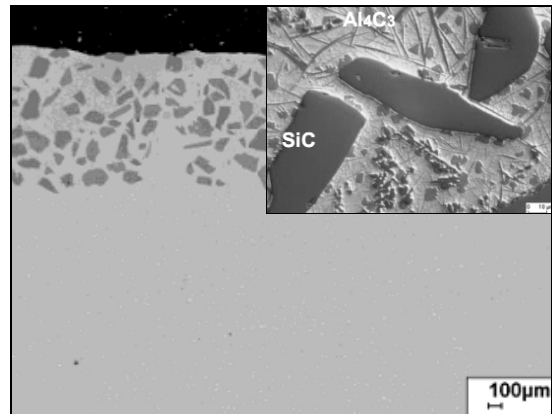
**Table 1.** Spectral analysis of coatings obtained by methods HVOF and PDV

Елемент	Рис. 2, а		Рис. 2, б		Рис. 2, в		Рис. 2, з		Рис. 2, д
	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 1
мас. %									
C	4,44	12,49	5,60	17,06	3,04	3,22	2,70	2,59	4,47
O	—	—	—	—	—	—	3,81	—	3,54
V	17,58	76,34	17,68	72,23	18,44	40,29	18,82	39,25	18,17
Si	0,35	—	0,82	—	1,78	—	1,74	—	0,79
W	1,70	2,07	1,17	2,12	-	-	-	-	-
Cr	13,09	6,19	12,90	5,16	25,04	34,70	24,84	35,40	12,17
Fe	62,84	2,91	61,83	3,43	38,11	18,92	37,29	19,37	60,85
Co	-	-	-	-	8,46	2,88	8,27	3,39	-
Ni	-	-	-	-	5,12	-	2,53	-	-
□	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00

Поздовжні осі дендриту орієнтовані в радіальному напрямі з невеликою кількістю Si та Fe як домішок у міждендритній зоні. Частинки SiC можуть частково розчинятися в процесі існування розплаву та утворювати пластинки  $Al_4C_3$  в матриці переплавленої зони.

Оксидокерамічний шар, сформований на сплаві Д16, має рівну лінію розділу між оксидним шаром та сплавом (рис. 3). У ньому, особливо по

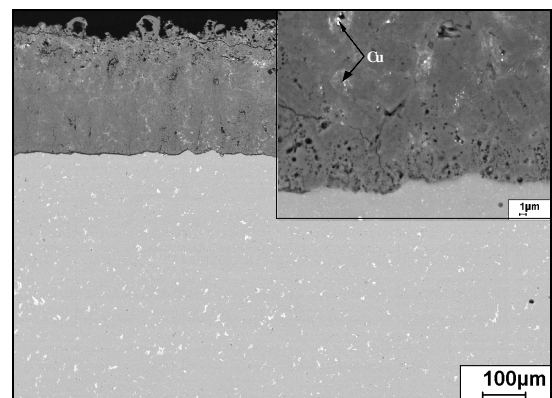
границях зерен, зустрічаються виділення зі збільшеним умістом міді. Верхній пористий шар займає 20 % його товщини, а нижній – практично безпористий, проте в його структурі спостерігаються поодинокі мікротріщини. На границі між ПЕО шаром та основою формується мікропористий шар товщиною в декілька мікрон. Мікротвердість ПЕО шару, сформованого на сплаві Д16, становить ~ 1800...2000 HV<sub>0,1</sub>.



**Рис. 2.** Структура модифікованого часточками SiC поверхнього шару сплаву Д16

**Fig. 2.** Structure modified the particles of SiC of superficial layer of alloy of D16

Оцінивши структуру покриттів, одержаних після різних поверхневозмцнювальних обробок, дослідили також її вплив на зносостійкість за умов зношування жорстко та нежорстко закріпленого абразиву та порівняно зі зносостійкістю зразків із необробленого алюмінієвого сплаву Д16, сталі ШХ15 та наплавленого шару з порошкового дроту ПД 80Х20РЗТ [7; 12].

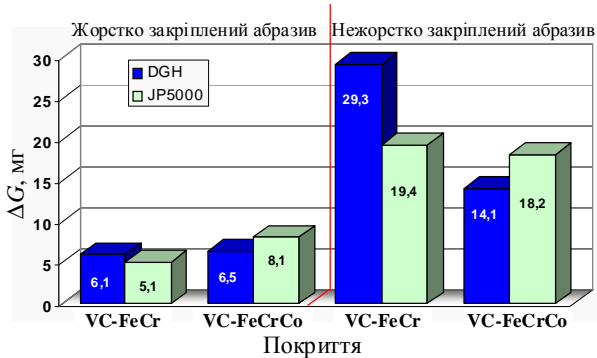


**Рис. 3.** Мікροструктура ПЕО шару, синтезованого на сплаві Д16

**Fig. 3.** Microstructure of PEO layer, synthesized on D16 alloy



За умов випробування жорстко закріпленим абразивом покриття, напилені методами *HVOF*, а також ПНПДВ ( $\Delta G = 7,1$  мг), мають вищу зносостійкість порівняно зі сталлю ШХ15 ( $\Delta G = 30$  мг). Дещо вищу зносостійкість мають покриття, отримані методом *DJH*, порівняно з JP5000. Додавання порошку CoNi до порошкової суміші знижує зносостійкість покриттів за таких умов випробування (рис. 4).



**Рис. 4.** Втрата маси зразків із покриттями, отриманими методами *Diamond Jet Hybrid gun* та *JP5000 gun*, під час їх абразивного зношування за різними схемами тертя

**Fig. 4.** Loss of mass sample with coatings, obtained by methods of *Diamond Jet Hybrid gun* and *JP5000 of gun*, during their abrasive wear on the different charts of friction

За умов випробування нежорстко закріпленим абразивом зносостійкість покриттів VC-FeCr та VC-FeCrCo у 3...5 разів вища, ніж в еталона зі сталі ШХ15 ( $\Delta G = 69,5$  мг) (див. рис. 4).

Додавання порошку CoNi до порошкової суміші збільшує розмір карбідів ванадію від 0,5 до 10 мкм, що підвищує зносостійкість покриттів на 50...100 % для систем напилання *DJH* та *JP5000*.

У процесі тертя лазерно армованої поверхні сплаву абразивним кругом налипання алюмінію та зношених частинок на його робочу частину практично відсутнє, лише коли між армованими доріжками оголюється ділянка без вкраплених частинок SiC, спостерігається невелике налипання матеріалу алюмінієвого сплаву.

При зношуванні оплавленої поверхні сплаву нежорстко закріпленим абразивом ефективність лазерного модифікування різко знижується внаслідок потрапляння в проміжок між гумовим кругом і металом абразиву, який переміщується не по вершинах твердих частинок (як це відбувається

при зношуванні абразивним кругом), а поміж ними та легко зрізає м'яку алюмінієву матрицю, оголюючи тверді зерна SiC, які після цього легко вириваються гумовим кругом.

Фазовий склад ПЕО шару, синтезованого на алюмінієвому сплаві Д16, є одним із визначальних чинників, який впливає на зносостійкість. Такий шар складається в основному з фаз  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (60...70 %) і  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  та незначної домішки аморфного алюмінію.

Як видно з табл. 2, найвищу зносостійкість при терті закріпленим абразивом, відносно необробленого сплаву Д16 ( $\Delta G = 600$  мг), мають лазерно армований SiC шар, дещо нижчу – ПЕО шар.

**Таблиця 2.** Відносна абразивна зносостійкість поверхнево зміцненого сплаву Д16

**Table 2.** Relative abrasive wear resistance of the superficially fixed alloy of D16

Матеріал	Знос жорстко закріпленим абразивом	Знос нежорстко закріпленим абразивом
Основа Д16	1	1
<i>Еталони</i>		
Сталь ШХ15	20	3
Наплавлений шар 80X20P3T	86	7
<i>Зміцнювальні обробки</i>		
<i>HVOF</i>	100	11
ПНПДВ	85	23
Лазерне армування SiC	222	1,2
ПЕО	300	26

За зношування нежорстко закріпленим абразивом найефективнішою обробкою поверхні сплаву Д16 ( $\Delta G = 180$  мг) є плазмоелектролітне оксидування. Високоймовірно, що це пояснюється найбільшим вмістом у ПЕО шарі фази  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

**Висновки.** Покриття на основі VC-FeCr, отримане методом *HVOF*, має високу абразивну зносостійкість незалежно від виду палива. Встановлено, що під час лазерного модифікування поверхні сплаву Д16 частинки SiC активно взаємодіють із розплавом алюмінію з утворенням карбідів  $\text{Al}_4\text{C}_3$ . Зносостійкість лазерно зміцненої поверхні, за умов жорстко закріпленого абразиву, у 222 рази вища, ніж незміцненої. За умови

зношування нежорстко закріпленим абразивом лазерне армування сплаву незначно змінює його зносостійкість. Із досліджених покриттів найбільшу зносостійкість мають плазмоелектролітні оксидні шари на сплаві Д16.

### Бібліографічний список

1. Вплив поруватості плазмо-електролітного покриття на корозійну тривкість сплаву Д16 / М. М. Студент та ін. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2018. 54, № 6. С. 6–11.
2. Електродугові відновні та захисні покриття / В. І. Похмурський та ін. Львів: Національна академія наук України, Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка, 2005. 192 с.
3. Клапків М. Д. Визначення фізико-хімічних параметрів процесу синтезу в електролітній плазмі оксидо-керамічних покриттів на алюмінієвих сплавах: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Львів, 1996. 19 с.
4. Похмурська Г. В., Студент М. М., Похмурський В. І. Газотермічні покриття: навч. посіб. Львів: Простір-М, 2017. 180 с.
5. Студент М. М., Похмурська Г. В., Задорожна Х. Р. Структура та зносотривкість покриттів VC–FeCr та VC–FeCrCo, отриманих надзвуковим газополуменевим напиленням. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2018. 54, № 1. С. 31–38.
6. Хрущов М. М., Бабичев М. А. Абразивное изнашивание. Москва: Наука, 1970. 272 с.
7. Arc-sprayed iron-based coatings for erosion-corrosion protection of boiler tubes at elevated temperatures / V. Pokhmurskyi et al. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2013. Vol. 22, is. 5. P. 808–819.
8. Corrosion and wear behavior of alumina coatings obtained by various methods / T. Lampke et al. *Materials Science*. 2011. 46, No. 5. P. 591–598.
9. De Hosson J. T., Ocelik V., Oliveira U. Coatings with laser melt injection of ceramic particles. *Surface Engineering: In Materials Science II, TMS Annual Meeting*. 2003. P. 197–207.
10. Deposition of duplex Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> / Aluminum coatings on steel using a combined technique of arc spraying and plasma electrolytic oxidation / W. Gu et al. *Applied Surf. Sci.* 2006. 252, No. 8. P. 2927–2932.
11. Evaluation of the Mechanical Properties of Combined Metal-Oxide-Ceramic Layers on Aluminum Alloys / M. M. Student et al. *Materials Science*. 2014. 50, No. 2. P. 290–295.
12. Influence of Vibration in the Course of Surfacing of a Protective Layer on Its Microstructure and Impact-Abrasive Wear / H. V. Pokhmurs'ka, M. M. Student, O. S. Lanets', A. A. Voitovych. *Materials Science*. 2015. Vol. 51, No. 3. P. 412–417.
13. Interfacial indentation and shear tests to determine the adhesion of thermal spray coatings / G. Marot et al. *Surf. Coat. Technol.* 2006. 201. P. 2080–2085.
14. Niu Jitai, Zhang Deku, Ji Guojuan. Mechanism of laser beam welding for SiC(ind P)/6063Al composite. *Rare Metals*. 2002. Vol. 21, No. 2. P. 123–126.
15. Optimization and Characterization of High Velocity Oxy-fuel Sprayed Coatings: Techniques, Materials, and Applications / M. Oksa et al. *Coatings*. 2011. No. 1. P. 17–52.
16. Plasma electrolysis for surface engineering / A. L. Yerokhin et al. *Surface and Coatings Technology*. 1999. 122, No. 2–3. P. 73–93.
17. Plasma electrolytic oxidation of arc-sprayed aluminium coatings / V. Pokhmurski et al. *Proc. Int. Thermal Spray Conf.: Global Coating Solutions, Beijing, China, 2007*. Ohio, USA: ASM International, Materials Park, 2007. P. 1029–1034.
18. Sastikumar D., Jamal Mohamed Jaffar M., Jagdheesh R., Nath A. K. Formation of metal-ceramic layer on aluminium alloy (Al-12Si) by laser processing. *Surface Engineering: In Materials Science II, TMS Annual Meeting*, 2003. P. 209–218.
19. Shatskyi I. P., Ropyak L. Ya., Makovii-chuk M. V. Strength optimization of a two-layer coating for the particular local loading conditions. *Strength of Materials*. 2016. Vol. 48, No. 5. P. 28–35.
20. Student M. M., Pokhmurs'ka H. V., Zadorozhna Kh. R. Structure and Wear Resistance of VC–FeCr and VC–FeCrCo Coatings Obtained by Supersonic Flame Spraying. *Materials Science*. 2018. 54, No. 1. P. 22–29.
21. Structure and wear resistance of aluminium alloys coated with surface layer laser-modified by silicon carbide / M. Student et al. *Ukrainian Journal of mechanical engineering and materials science*. 2018. 4, No. 1. P. 49–57.
22. Tribological properties of combined metal-oxide-ceramic layers on light alloys / M. M. Student et al. *Materials Science*. 2012. Vol. 48, No. 2. P. 180–190.
23. Wear and corrosion properties of SiC reinforced surface layers in magnesium and aluminium alloys obtained by laser melt injection / H. Pokhmurska et al. *Materials of the Third International Conference on Laser Technologies in Welding and Materials Processing Crimea*. 2007. P. 190.
24. Zhang K., Chen G. N. Influence of SiC particulates on grain structure development of an aluminum 7075 alloy during laser rapid solidification. *Journal of Materials Science Letters*. 2000. Vol. 19, No. 9. P. 795–796.

Калахан О., Задорожна Х., Студент М., Веселівська Г.

## ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16 РІЗНИМИ МЕТОДАМИ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ

Стаття присвячена оцінці впливу поверхневозміцнювальної обробки на структуру та зносостійкість алюмінієвого сплаву Д16. Поверхню зміцнювали такими методами: надзвуковим газополуменевим (HVOF) та плазмовим напилюванням покриттів VC-FeCr у динамічному вакуумі, лазерним оплавленням поверхневих шарів сплаву з уведенням у них дисперсних порошків SiC та плазмоелектролітним окисуванням.

Надзвуковим газополуменевим методом (HVOF) покриття напиляли використовуючи установки для високошвидкісного напилювання покриттів *Diamond Jet Hybrid gun* та *JP5000 gun*. Швидкість частинок порошку, фракцією 20...45 мкм, становила 650 м/с. Для напилювання використовували порошки карбиду ванадію, ферохрому та сплаву кобальту з нікелем.

Для лазерного поверхневого армування сплаву Д16 застосовували порошок SiC дисперсністю 80 мкм, твердістю 2600 HV і температурою плавлення 2760°C. Порошок вдували струменем аргону в поверхневий шар зразків, оплавлених лазером (*Nd:YAG Lazer Rofin Sinar DY 044/022*), зі швидкістю 25 мм/с. Попередньо зразок підігрівали до температури 170°C.

Плазмоелектролітно окисовані (ПЕО) шари формували на установці ІМПЕЛОМ в електролітній плазмі в електроліті складу 3 г/л KOH + 2 г/л  $n\text{Na}_2\text{O} \cdot m\text{SiO}_2$ , решта дистильована вода. Густина струму 10 А/дм<sup>2</sup>, співвідношення між  $I_c/I_a = 1$ , тривалість синтезу покриттів 60 хв.

Зносостійкість поверхневих шарів оцінювали за умов тертя жорстко та нежорстко закріпленими абразивними частинками та порівнювали з еталонами зносостійкості – сталлю ШХ-15, наплавленим шаром ПД 80X20P3Т та покриттям, одержаним електродуговою металізацією з порошкового дроту ПД 70X18P3.

Покриття на основі VC-FeCr виявляє високу абразивну зносостійкість незалежно від виду палива. Під час лазерного модифікування поверхні сплаву Д16 частинки SiC активно взаємодіють із розплавом алюмінію з утворенням карбідів Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>. Зносостійкість лазерно зміцненої поверхні, за умов жорстко закріпленого абразиву, у понад 220 разів вища, ніж незміцненої. За умови зношування нежорстко закріпленим абразивом лазерне армування сплаву незначно змінює його зносостійкість. Із досліджуваних покриттів найбільшу зносостійкість мають плазмоелектролітні окисні шари на сплаві Д16.

Встановлено, що зносостійкість напилених покриттів у 85–100 разів вища, ніж основи сплаву Д16, у 4-5 разів вища, ніж сталі ШХ15 та дещо вища, ніж наплавленого шару з ПД 80X20P3Т. Плазмоелектролітне окисування забезпечує найвищу зносостійкість поверхневого шару на сплаві Д16, незалежно від умов абразивного зношування.

**Ключові слова:** алюмінієвий сплав Д16, надзвукове газополуменеве напилення (HVOF), плазмове напилення у динамічному вакуумі, лазерне армування, плазмоелектролітне окисування, абразивна зносостійкість.

Kalahan O., Zadorozhna K., Student M., Veselivska H.

## IMPROVEMENT OF WEAR RESISTANCE OF ALUMINUM ALLOY D16 BY DIFFERENT METHODS OF SURFACE HARDENING

The paper is devoted to establishing the effect of surface-strengthening processing on the structure and wear resistance of D16 aluminium alloy. The surface was strengthened by the following methods: supersonic gas-flame (HVOF) and plasma spraying of coatings VC-FeCr in dynamic vacuum, laser melting of the surface layers of the alloy with the introduction of SiC disperse powders and plasma electrolytic oxidation.

The coatings was sprayed using the High Velocity Oxygen Fuel Flame Spraying process (HVOF) using the Diamond Jet Hybrid gun and JP5000 gun equipments for high-speed spraying o the coatings. The powder particle velocity, fraction 20...45 μm, was ~ 650 m/s. Vanadium carbide powder, ferrochrome and cobalt alloy with nickel were used for spraying.

For laser surface reinforcement of the D16 alloy, a SiC powder of 80 μm dispersion, a hardness of 2600 HV and a melting point of 2760°C was used. The powder was blown with a spray of argon to a surface layer of samples fused with a laser (Nd: YAG Lazer Rofin Sinar DY 044/022) at a speed of 25 mm/sec. The pre-sample was heated to 170°C.

Plasma electrolyte oxidized layers were formed at the installation of IMPELOM in electrolyte plasma of 3 g/l KOH + 2 g/l  $n\text{Na}_2\text{O} \cdot m\text{SiO}_2$ , the remaining distilled water. The current density is 10 A/dm<sup>2</sup>, the ratio between  $I_c/I_a = 1$ , the duration of coating synthesis is 60 min.

The wear resistance of the surface layers was evaluated under conditions of friction with rigid and non-rigidly fixed abrasive particles and compared with wear resistance standards – steel ІІХ-15, deposited with PW 80X20P3T layer and a coating obtained by electric arc metallization from powder wire PW 70X18P3.

The VC-FeCr-based coating has been found to have a high abrasion resistance, regardless of the type of fuel. During the laser modification of the D16 alloy surface, SiC particles actively interact with the aluminum melt to form  $Al_4C_3$  carbides. The wear resistance of the laser-reinforced surface, in the condition of a firmly abrasive, is 222 times higher than that of the unstretched. In case of wear with a non-rigid abrasive, the laser reinforcement of the alloy slightly changes its durability. The investigated coatings have the highest wear resistance with plasma-electrolyte oxide layers on the D16 alloy.

It is established that wear resistance of coatings sprayed is 85–100 times higher than D16 base, 4–5 times higher than ІІХ15 steel and some what higher than deposited layer from the PW 80Cr20P3Ti. Plasmoelectrolytic oxidation provides the highest wear resistance of the surface layer on D16 alloy, regardless of the conditions of abrasive wear.

**Key words:** aluminum alloy D16, HVOF, plasma spraying in dynamic vacuum, laser reinforcement, plasma electrolytic oxidation, abrasive wear resistance.

*Стаття надійшла 14.11.2018*