

## ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО НАГРІВУ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ А7075 НА МІЦНІСТЬ КОМПЗИТНОГО ПОКРИВУ З ВМІСТОМ SiC

Т. М. ЛЕНКОВСЬКИЙ<sup>1</sup>, Ю. В. МОЛЬКОВ<sup>1</sup>, М. М. СТУДЕНТ<sup>1</sup>,  
Х. Р. ЗАДОРЖНА<sup>1</sup>, Ю. Ю. ВАРИВОДА<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

<sup>2</sup> Львівський національний університет ветеринарної медицини та біотехнологій імені С. З. Гжицького

Створено композитні покриття на алюмінієвому сплаві А7075 методом лазерного розплавлення підкладки та вдування частинок карбиду кремнію SiC високої дисперсності з додатковим попереднім підігрівом основного металу та без нього. Адаптовано метод кореляції цифрових зображень для оцінювання пружно-пластичного деформування матеріалу різних зон покриттів. Встановлено значення усереднених локальних критичних деформацій за навантаження статичним згином зразків з покритвом та показано, що попередній підігрів підкладки до 100°C несуттєво впливає на деформативність зони термічного впливу порівняно з підігрівом до 250°C чи без нього. Водночас показано, що зусилля руйнування та критичний прогин зразків попередньо нагрітих до 100°C зростають майже на третину порівняно зі зразками без підігріву, що пояснюється утворенням карбідів алюмінію Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> на межах частинок карбиду кремнію SiC.

**Ключові слова:** алюмінієвий сплав А7075, лазерне модифікування, покриття, зона термічного впливу, міцність, критична деформація.

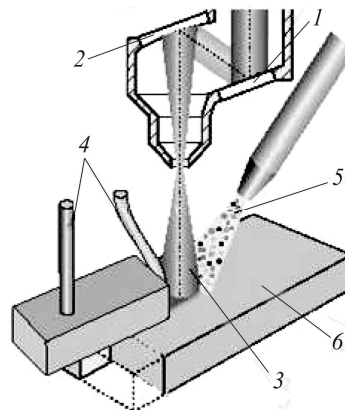
**Вступ.** Зразки з алюмінієвого сплаву ((mass%) 8,23 Si, 1,35 Cu) з плазмовими покриттями системи Ni–Cr–B–Si та Ni–Cr–B–Si+WC [1], зі сплаву AA6061 з плазмовим покритвом системи ZrO<sub>2</sub>–Y<sub>2</sub>O<sub>5</sub> [2], а також зі сплаву AA333 з алюмінієвою бронзою на поверхні (75% Cu, 12% Mn, 8% Al, 3% Fe, 2% Ni) [3] мають високі трибологічні властивості за граничного тертя. Зносотривкість поверхні сплавів підвищується в рази, а її мікротвердість зростає в окремих випадках майже у 5 разів. Основну увагу приділяють зносотривкості отриманих покриттів [1–4]. Однак їхня міцність, а також покриттів з вмістом карбиду кремнію SiC на алюмінієвих сплавах за механічних навантажень вивчена недостатньо [4–8]. Мета роботи – встановити міцність композитного покриття з вмістом SiC на алюмінієвому сплаві А7075 за статичного навантаження та оцінити вплив попереднього підігріву сплаву на деформативність покриття та зони термічного впливу.

**Матеріал та методика досліджень.** Для поверхневого лазерного модифікування алюмінієвого сплаву А7075 використали порошок SiC дисперсністю 80 μm, твердістю 2600 HV і температурою плавлення 2760°C. Порошок вдували за допомогою струменя аргону у поверхневий шар плоских зразків, оплавлених твердотільним лазером неперервної дії (Nd:YAG Lazer Rofin Sinar DY 044/022) за традиційною схемою (рис. 1). Поверхню зразків обробляли шляхом багатократних переміщень лазерного променя за потужності 5 kW, відстані від поверхні зразка до фокуса лазерного променя 50 mm, ширини смуги лазерної дії 1,5...2 mm, швидкості переміщення зразка відносно лазерного променя 100...150 cm/min і коефіцієнта перекриття смуг 50%. В окремих випадках для збільшення глибини проникнення твердих частинок в алюмінієвий сплав основний матеріал підігрівали до 100

та 250°C безпосередньо під час лазерної обробки. Досліджували мікроструктуру на електронному сканувальному мікроскопі Zeiss EVO 40XVP. Мікротвердість фазових складових покриття визначали за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3М за навантаження на індентор 0,49 і 0,98 N.

Рис. 1. Схема нанесення покриття методом лазерного оплавлення зразка-підкладки та вдунання твердих частинок SiC: 1 – поворотне дзеркало; 2 – фокуруюче дзеркало; 3 – лазерний промінь; 4 – захисний газ; 5 – потік аргону з часточками SiC; 6 – підкладка зі сплаву А7075.

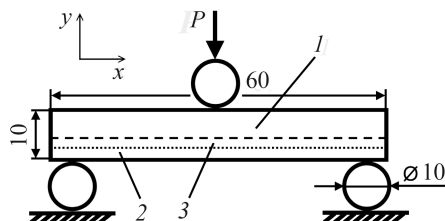
Fig. 1. Application scheme of surface coating by sample-substrate laser melting and solid SiC particles injection method: 1 – rotary mirror; 2 – focusing mirror; 3 – laser beam; 4 – protective gas; 5 – argon stream with SiC particles; 6 – A7075 alloy substrate.



За механічних випробувань балкові зразки квадратного перерізу навантажували за силовою схемою триточкового згину (рис. 2) на машині Heckert EUS-20 за швидкості переміщення рухомої траверси 0,5 mm/min у стандартних лабораторних умовах. Для вимірювання деформацій зразків використали метод кореляції цифрових зображень (КЦЗ) [9–11]. Оптична система складалася з цифрової камери Olympus E-300 з роздільною здатністю 8 Мр (3264×2448) і мікроскопа МБС-10, жорстко закріпленого до нерухомої траверси випробувальної машини. Під час експерименту серійно фотографували ділянку поверхні зразка з частотою 1 fps, що відповідало частоті реєстрації зусилля навантаження.

Рис. 2. Силовa схема випробувань балкових зразків статичним згином: 1 – основний метал; 2 – покриття; 3 – зона термічного впливу.

Fig. 2. The loading scheme of beam samples tests under static bending: 1 – basic metal; 2 – coating; 3 – heat affected zone.



**Результати досліджень та їх аналіз.** В результаті лазерного поверхневого модифікування алюмінієвого сплаву отримали композитний шар з високою дисперсністю карбідних включень (рис. 3). Його товщина залежить від температури попереднього підігріву основного металу. Модифікування поверхні сплаву, попередньо підігрітого до 250 та 100°C, забезпечило проникнення зерен карбіду силіцію на глибину 1,23 та 1,19 mm відповідно, що перевищує глибину 1,14 mm модифікованого шару, одержаного на металі без попереднього підігріву. У першому випадку кількість зерен SiC у переплавленому шарі вища, а їх розподіл рівномірніший. Частинки SiC можуть частково розчинятися у розплаві і утворювати пластинки карбіду алюмінію  $Al_4C_3$  у матриці переплавленої зони (рис. 3с) [6]. Ступінь поверхневого розчинення частинок карбіду силіцію залежить від температури розплаву і часу його перебування у рідкому стані. Тому можна спостерігати утворення карбідів  $Al_4C_3$  у всьому об'ємі переплавленого сплаву між частинками SiC за модифікування попередньо підігрітого до 170...250°C сплаву, або тільки безпосередньо біля поверхні частинок SiC за лазерного модифікування поверхні непідігрітих зразків. Кількість утворених карбідів  $Al_4C_3$  за взаємодії з частинками SiC суттєво залежить від температури у розплавленій зоні. Більше частинок

$Al_4C_3$  виявлено у верхніх шарах переплавленої зони, ніж у нижніх, де температура менша. Мікротвердість карбідних частинок досягає 23...28 GPa, водночас базового матеріалу – 890...920 МПа.

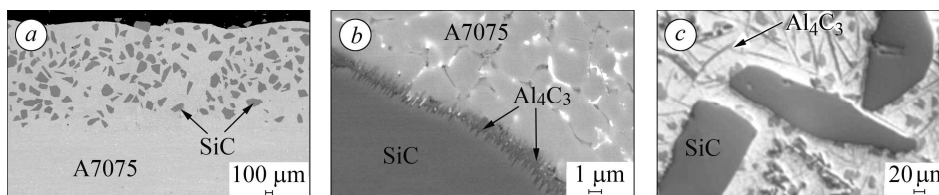


Рис. 3. Мікроструктура покриття з вмістом SiC на алюмінієвому сплаві А7075: *a* – тверді часточки SiC у м'якій матриці; *b* – межа розділу фаз; *c* – сполука  $Al_4C_3$ .

Fig. 3. Microstructure of coating with SiC content on A7075 aluminum alloy: *a* – solid SiC particles in soft matrix; *b* – phases distribution limit; *c* –  $Al_4C_3$  compound.

Після навантаження балкових зразків встановили, що розтріскування покриття, перехідної зони та основного металу відбувалося так. Досягнувши критичного рівня навантаження, спочатку руйнується покриття внаслідок зародження та поширення поперечної тріщини 1 (рис. 4*b*). Після цього розтріскується перехідна зона, т.зв. зона термічного впливу, з утворенням двох повздовжніх тріщин 2, які поширюються в протилежних напрямках. Далі руйнується основний метал зразка 3. Опірність утворенню та поширенню тріщин для різних режимів нанесення покриттів є різна. Це впливає на зусилля руйнування  $P_{cr}$ , а також на критичний прогин зразка  $\gamma_{cr}$  (рис. 5). Гістограми показують, що зусилля  $P_{cr}$  за підігріву основного металу до 100°C більше на 24% порівняно з таким без підігріву (рис. 5*a*). Водночас за підігріву до 250°C зусилля  $P_{cr}$  майже на 30% менше (рис. 5*b*). Критичний прогин зразка  $\gamma_{cr}$  зростає на 17% та знижується на 31% відповідно. Це спричинено зміною структурно-фазового складу композитного покриття внаслідок підігріву зразків під час лазерного модифікування їх поверхні. Збільшення міцності композитного шару за підігріву зразків до 100°C пояснюється утворенням дисперсних карбідів  $Al_4C_3$  на межі розділу частинок SiC та матриці. Вони виникають у вигляді голчастих утворень, які пересікають уявну межу розділу частинок SiC та матриці сплаву в перпендикулярному напрямку. Таким чином, утворюється ланцюжок з карбідів  $Al_4C_3$ , який поліпшує зчеплення твердих частинок SiC з м'якою матрицею покриття (рис. 3*b*). За підігріву до 250°C міцність композитного поверхневого шару знижується майже на третину. Зміни внаслідок впливу цієї температури на формування мікроструктури покриття спричиняють ослаблення основного металу. Карбіди  $Al_4C_3$  вже не утворюють щільного ланцюжка на міжфазних межах, а локалізуються в матриці сплаву у вигляді відносно великих поодиноких голкоподібних пластин різної товщини (рис. 3*c*). За дії механічних навантажень вони стають концентраторами напружень, які пришвидшують руйнування композитного покриття в цілому.

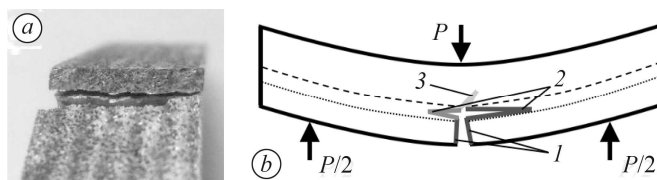


Рис. 4. Вигляд зразка після випробувань (*a*) та схема його розтріскування (*b*). 1–3 – черговість утворення поверхнь тріщин.

Fig. 4. A sample after testing (*a*) and its cracking scheme (*b*). 1–3 – an order of surface of cracks initiation.

Результати, отримані методом КЦЗ (рис. 6), доповнюють тенденції, встановлені за силовими параметрами. Критичні значення деформацій стиску  $\epsilon_{ycr}$  (рис. 6*a*)

та розтягу  $e_{xcr}$  (рис. 6b), отримані на момент утворення тріщини в покритті, вказують на дещо вищу міцність композитного шару на попередньо підігрітій підкладці до 100°C порівняно з підігрівом до 250°C та без нього. Аналіз деформації матеріалу зони термічного впливу якісно повторює вже встановлені тенденції дії температури попереднього нагріву на деформативність покриття. Слід відзначити, що для критичних значень деформацій  $e_{xcr}$  в напрямку горизонтальної осі абсцис цей вплив аналогічний як для осі ординат. Можна стверджувати (рис. 6), що попередній підігрів майже не впливає на критичні значення деформації матеріалу зони термічного впливу та покриття.

Рис. 5. Зусилля руйнування  $P_{cr}$  (a) та критичний прогин  $\gamma_{cr}$  (b) балкових зразків з покритвом, отриманим за різної температури основного металу: 1 – без підігріву; 2 –  $t = 100^\circ\text{C}$ ; 3 –  $t = 250^\circ\text{C}$ .

Fig. 5. Fracture force  $P_{cr}$  (a) and critical bending  $\gamma_{cr}$  (b) of the beam samples with the coating obtained at different temperatures of the base metal heating: 1 – without preheating; 2 –  $t = 100^\circ\text{C}$ ; 3 –  $t = 250^\circ\text{C}$ .

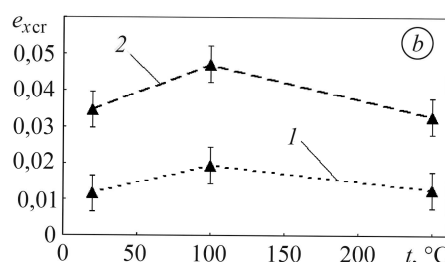
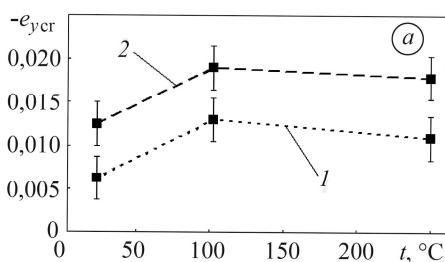
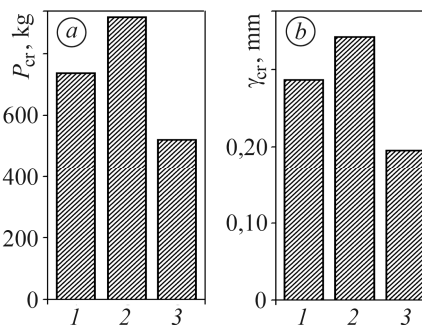


Рис. 6. Критичні значення усереднених локальних деформацій поверхневого шару (1) та зони термічного впливу (2): a – деформації стиску по осі ординат; b – деформації розтягу по осі абсцис.

Fig. 6. Critical average local deformation values of the surface layer (1) and heat affected zone (2): a – vertical axis compression deformations; b – horizontal axis tension deformations.

## ВИСНОВКИ

Встановлено, що попередній підігрів основного металу алюмінієвого сплаву A7570 до 100°C підвищує міцність композитного покриття з вмістом SiC порівняно з варіантами без попереднього підігріву чи з підігрівом до 250°C. На основі аналізу критичних значень деформацій різних зон композитного шару показано, що підігрів майже не впливає на деформативність поверхневих шарів покриття. Критичні значення повздовжніх деформацій розтягу, які є визначальними під час руйнування композитного покриття, вказують на незначне підвищення деформативності зони термічного впливу за попереднього підігріву підкладки до 100°C порівняно з підігрівом до 250°C чи без нього. Низька міцність композитного покриття на зразках за підігріву до 250°C пояснюється великою кількістю голкоподібних частинок  $\text{Al}_4\text{C}_3$  у матриці сплаву.

**РЕЗЮМЕ:** Созданы композитные покрытия на алюминиевом сплаве A7075 методом лазерного расплавления подложки и вдувания частиц карбида кремния SiC высокой дисперсности с дополнительным предварительным подогревом основного металла и без него. Адаптировано метод корреляции цифровых изображений для оценки упруго-пластического деформирования материала разных зон покрытий. Установлено значения усредненных локальных критических деформаций при нагрузке статическим изгибом образцов с покрытием и показано, что предварительный подогрев подложки до 100°C незначительно

повышает деформативность зоны термического влияния в сравнении с подогревом до 250°C или без него. Вместе с тем показано, что усилия разрушения и критический прогиб образцов предварительно нагретых до 100°C увеличиваются почти на треть, по сравнению с образцами без подогрева, что объясняется образованием карбидов алюминия  $Al_4C_3$  на границах частиц карбида кремния SiC.

*SUMMARY:* Composite coatings on A7075 aluminum alloy were formed by laser melting of the substrate and injection of highly dispersive silicon carbide SiC particles with additional preheating of the base metal and without it. The method of digital image correlation method was adapted to estimate the elastic-plastic deformation of the material in different coating zones. The averaged local critical deformation values for coated samples under static bending were established and it was shown that preheating of the substrate to 100°C slightly increased the deformability of the heat-affected zone in comparison with heating to 250°C or without it. At the same time, was shown that the value of the failure force and the critical deflection of the samples preheated to 100°C increased by almost by one-third, in comparison with samples without preheating. This was explained by the  $Al_4C_3$  aluminum carbides formation on the boundaries of SiC silicon carbide particles.

1. A study of wear resistance of plasma-sprayed and laser-remelted coatings on aluminium alloy / G. Y. Liang, T. T. Wong, J. M. K. MacAlpine, and J. Y. Su // Surf. and Coat. Techn. – 2000. – **127**, № 2–3. – P. 232–237.
2. Wear behaviour of laser – treated plasma-sprayed  $ZrO_2$  coatings / Yu. Fu, A. W. Bathelor, H. Xing, and Y. Gu // Wear. – 1997. – **210**, № 1–2. – P. 157–164.
3. Kelly J., Nagarathnam K., and Mazumder J. Laser cladding of cast aluminum-silicon alloys for improved dry sliding wear resistance // J. of Laser Appl. – 1998. – **10**, № 2. – P. 45–54.
4. Laser surface alloying on aluminum and its alloys: A review / Chi Yiming, Gu Guochao, Yu Huijun, and Chen Chuanzhong // Optics and Lasers in Eng. – 2018. – **100**. – P. 23–37.
5. Metal matrix composites based on aluminium lithium and silicon carbide / J. White, I. Hughes, T. Willis, and R. Jordan // J. de Physique Colloques. – 1987. – **48**, № C3. – P. 347–353.
6. Структура та властивості алюмінієвих сплавів, лазерно модифікованих карбідом силіцію / Г. В. Похмурська, М. М. Студент, Н. Р. Червінська, Х. Р. Сметана, А. Ванк, Т. Геніг, Г. Подлесяк // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2005. – **41**, № 3. – С. 34–41.  
(Structure and properties of aluminum alloys modified with silicon carbide by laser surface treatment / H. V. Pokhmurs'ka, M. M. Student, N. R. Chervins'ka, Kh. R. Smetana, A. Wank, T. Hoening, H. Podlesak // Materials Science. – 2005. – **41**, № 3 – P. 316–323.)
7. Зносостійкість лазерно модифікованих карбідом кремнію поверхневих шарів алюмінієвих сплавів / Х. Р. Задорожна, М. М. Студент, Г. В. Похмурська, С. І. Маркович // 36. тез доп. XI Всеукраїн. наук.-практ. конф. студентів, аспірантів та молодих науковців “Підвищення надійності машин і обладнання”. – Кропивницький: ЦНТУ, 2017. – С. 40–43.
8. Вплив лазерного модифікування поверхні алюмінієвих сплавів карбідом силіцію на їх структуру та зносотривкість / Г. В. Похмурська, М. М. Студент, Х. Р. Сметана, А. Ванк, Г. Подлесяк, Т. Геніг // Проблеми трибології. – 2005. – № 2. – С. 132–138.
9. Визначення локальної деформації біля концентраторів напружень методом цифрової кореляції зображень / Я. Л. Іваницький, Ю. В. Мольков, П. С. Кунь, Т. М. Ленковський, М. Войтович // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – **50**, № 4. – С. 8–24.  
(Determination of the local strains near stress concentrators by the digital image correlation technique / Ya. L. Ivanyts'kyi, Yu. V. Mol'kov, P. S. Kun, T. M. Lenkovs'kyi, M. Wójtcwicz // Materials Science. – 2015. – **50**, № 4. – P. 488–495.)
10. Аналіз напружено-деформованого стану зони передруйнування за двовісного навантаження пластини з центральною тріщиною / Du Yuanli, Ю. В. Мольков, Т. М. Ленковський, Р. А. Ковальчук // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – **53**, № 1. – С. 78–83.  
(Analysis of the stress-strain state of the process zone of a plate with central crack under biaxial loading / Yu. Du, Yu. V. Mol'kov, T. M. Lenkovs'kyi, R. A. Koval'chuk // Materials Science. – 2017. – **53**, № 1. – P. 86–92.)
11. Вибір розміру бази вимірювання переміщень для визначення деформацій методом оптико-цифрової кореляції зображень / Я. Л. Іваницький, П. С. Кунь, Т. М. Ленковський, Ю. В. Мольков, С. Т. Штаюра // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – **53**, № 6. – С. 94–98.  
(The choice of spacing in measuring displacements for the evaluation of strains by the method of optical-digital image correlation / Y. L. Ivanyts'kyi, P. S. Kun, T. M., Lenkovs'kyi Yu. V. Mol'kov, S. T. Shtayura // Materials Science. – 2018. – **53**, № 6. – С. 849–854.)

Одержано 15.01.2019