

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 43.35.+d, 62.20.Qr, 62.23.Pq, 68.35.Gy, 68.55.Nq, 81.40.Pq, 81.65.Lp

Синтез деформаційних нанокompозитів на поверхні алюмінійового сплаву Д16 за допомогою ультразвукового ударного оброблення

М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко*, С. М. Волошко*,
А. П. Бурмак*, М. В. Кіндрачук**

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Акад. Вернадського, 36,
03680, МСП, Київ, Україна*

**НТУУ «Київський політехнічний інститут»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна*

***Національний авіаційний університет,
просп. Космонавта Комарова, 1,
03058 Київ, Україна*

Досліджено вплив ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) в інертному середовищі на структуру, фазовий склад та мікромеханічні властивості композиційних покриттів, сформованих втіленням у поверхневі шари алюмінійового ступу Д16 дисперсних частинок зміцнювальних порошків Al_2O_3 , V_4C , BN та вуглецевих нанотрубок. Під дією інтенсивної пластичної деформації, спричиненої УЗУО, відбуваються часткове подрібнення та втілення частинок порошків і процес наноструктуризації матричного ступу з формуванням деформаційних композитних шарів. Максимальні

Corresponding author: Mykhaylo Oleksiyovych Vasyliiev
E-mail: vasil@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03680 Kyiv, Ukraine*

**National Technical University of Ukraine 'KPI',
37 Peremogy Ave., 03056 Kyiv, Ukraine*

***National Aviation University,
1 Cosmonaut Komarov Ave., 03058 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: M. O. Vasyliiev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and M. V. Kindrachuk, Synthesis of Deformation-Induced Nanocomposites on Aluminium D16 Alloy Surface by Ultrasonic Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 4: 545–563 (2016) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.38.04.0545.

зміцнення (200–350%) та зростання зносостійкості ($v \cong 7$ разів) поверхні стопу Д16 спостерігаються за умов армування частинками Al_2O_3 і B_4C .

Ключові слова: ультразвукове ударне оброблення (УЗУО), поверхневий наноккомпозит, інтенсивна пластична деформація, квазігдростатичне стиснення, зносостійкість.

Исследовано влияние ультразвуковой ударной обработки (УЗУО) в инертной среде на структуру, фазовый состав и микромеханические свойства композиционных покрытий, сформированных внедрением в поверхностные слои алюминиевого сплава Д16 дисперсных частиц упрочняющих порошков Al_2O_3 , B_4C , BN и углеродных нанотрубок. Под действием интенсивной пластической деформации, вызванной УЗУО, происходят частичное дробление и внедрение частиц порошков и процесс наноструктуризации матричного сплава с формированием деформационных композитных слоёв. Максимальное упрочнение (200–350%) и увеличение износостойкости ($v \cong 7$ раз) поверхности сплава Д16 происходит в условиях армирования частицами Al_2O_3 и B_4C .

Ключевые слова: ультразвуковая ударная обработка (УЗУО), поверхностный наноккомпозит, интенсивная пластическая деформация, квазигдростатическое сжатие, износостойкость.

The influence of ultrasonic impact treatment (UIT) in an inert atmosphere on the structure, phase composition and micromechanical properties of composite coatings formed by embedding of dispersed particles of Al_2O_3 , B_4C , BN hardening powders and carbon nanotubes into the surface layers of D16 aluminium alloy is investigated. Under influence of severe plastic deformation caused by UIT, a partial grinding and introduction of powder particles and the nanostructuring of matrix alloy with the deformation composite layers take place. The observed maximum strengthening (200–350%) and durability increase ($\cong 7$ times) of D16 alloy surface occur due to reinforcement by Al_2O_3 and B_4C particles.

Key words: ultrasonic impact treatment (UIT), surface nanocomposite, severe plastic deformation, quasi-hydrostatic compression, durability.

(Отримано 16 лютого 2016 р.)

1. ВСТУП

Стопи на основі алюмінію є найбільш поширеними конструкційними матеріалами в авіа- та машинобудуванні. На сьогодні створення матеріалів нового покоління з поліпшеними функціональними властивостями для роботи в умовах комбінації силових і температурних полів та впливу агресивних середовищ стає актуальним завданням. Перспективними в цьому плані є дисперсно-зміцнені композиційні матеріали.

Існують два основні напрями одержання таких матеріалів. Пер-

ший з них полягає у створенні об'ємних композиційних матеріалів шляхом додавання армувальних частинок в матрицю, яка знаходиться в розплавленому чи в порошкоподібному стані. Після одержання готові вироби піддають термічному обробленню чи пресуванню з наступним спіканням [1, 2].

Необхідною і часто достатньою умовою для збільшення ресурсу роботи деталей є формування високих експлуатаційних властивостей виключно приповерхневих шарів матеріалу [3–8]. Це в повній мірі стосується і композитних поверхневих шарів. Тому не менш актуальним є другий підхід при створенні композиційних матеріалів, який полягає у втіленні армувальних частинок в поверхневі шари матеріалу матриці методами лазерного оплавлення [9] або інтенсивної пластичної деформації (ІПД) [10–12]. Група методів ІПД має ряд суттєвих переваг і більш просту технічну реалізацію. По-перше, можливо зміцнювати вже готові деталі та вироби; по-друге, разом із формуванням композиційного покриття відбувається деформаційне зміцнення матеріалу матриці; по-третє, не відбувається суттєвого нагрівання зразка, що запобігає протіканню релаксаційних процесів. В якості армувальних частинок можуть використовуватися порошки карбідів (SiC, B₄C), нітридів (BN), інтерметалідів, кераміки (Al₂O₃), вуглецеві матеріали (багатостінні вуглецеві нанотрубки) та ін.

Найбільш поширеним методом втілення в поверхневий шар оброблюваного матеріалу дисперсних порошоків є метод фрикційного перемішування (МФП) за допомогою циліндричного стержня спеціальної форми, який втілюється в поверхню, обертається і переміщується вздовж неї під навантаженням. Таким чином створено модифіковані шари із втричі підвищеною мікротвердістю на поверхні алюмінієвих стопів 6082 [13] і Д16 [14] втіленням частинок оксиду Al₂O₃. В роботі [15] порошок карбиду кремнію (розмір 0,7 мкм) наносився МФП на поверхню алюмінієвого стопу 5083 у вигляді суспензії на основі метанолу, що обумовлювало формування композитного шару товщиною 50–200 мкм з об'ємною концентрацією частинок SiC \cong 27% та подвійного зміцнення поверхні. Інтенсивною пластичною деформацією (ІПД) крученням з частинками SiC зміцнені також поверхневі шари алюмінієвого стопу Д16 [16]. Показано, що рівень зміцнення за умов ІПД залежить від розміру та вмісту армувальних частинок.

Останнім часом поширення набули дослідження щодо створення об'ємних композиційних матеріалів армуванням матриці з алюмінієвих стопів нановуглецевими структурами, серед яких механоактивація порошкових сумішей метал–нановуглецевий матеріал в кульовому планетарному млині [17], гаряча екструзія спечених порошоків після розмелювання і пресування алюмінієвого стопу Д16 з багатостінними вуглецевими нанотрубками (БВНТ) (1,0% ваг.)

[18], з частинками срібла, оточеними наночастиною вуглецю [19] або з волокнами вуглецю (30% ваг.) [20]. Показано, що такі композитні шари значно покращують зносостійкість стопу Д16.

Серед найбільш ефективних методів ІПД для зміцнення і наноструктуризації приповерхневих шарів металів та стопів слід відзначити ультразвукову ударну обробку (УЗУО) [3–5, 21]. Останнім часом УЗУО використовується і для формування композиційних покриттів [7, 11, 12, 22, 23]. Наприклад, при обробці поверхні алюмінію стальними кульками, розміщеними в ультразвуковому стакані, одержано поверхневий композит на основі алюмінію із порошком карбиду кремнію (початковий розмір 0,5 мкм, об'ємна частка $\cong 10\%$) товщиною $\cong 30$ мкм, який мав втричі підвищену мікротвердість [24].

Таким чином навіть стислий огляд літературних даних свідчить, що застосування методів ІПД для формування зносостійких композиційних покриттів на стопах алюмінію дозволяє досягти суттєвого зміцнення та підвищення зносостійкості цих стопів. Порівняно з методом фрикційного перемішування, який потребує застосування інденторів спеціальної форми, метод УЗУО може бути доволі ефективною та простою альтернативою. Проте робіт, присвячених дослідженню структурних та фазових перетворень за умов формування високоміцних композиційних покриттів на поверхні алюмінієвих стопів методом УЗУО, вкрай недостатньо.

Метою даної роботи є дослідження структури, фазового складу та механічних властивостей композиційних покриттів, сформованих втіленням у поверхневі шари алюмінієвого стопу Д16 дисперсних частинок Al_2O_3 , V_4C , BN і багатостінних вуглецевих нанотрубок ультразвуковою ударною обробкою.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Об'єктом дослідження обрано зразки алюмінієвого стопу Д16 (склад у % ваг.: Al — 93,6%, Cu — 3,97%, Mg — 1,43%, Mn — 0,625%, Si — 0,5%) висотою 10,4 мм і діаметром 10 мм, які одержувались шляхом різання промислових (загартованих і зістарених) прутків перпендикулярно напрямку прокатки.

Для формування композитних покриттів методом УЗУО використано дисперсні порошки Al_2O_3 , V_4C , BN , з розміром частинок 20–30 мкм, а також БВНТ (табл. 1). Обробка проводилась в інертному середовищі з метою гальмування механохімічних процесів окиснення, які інтенсивно перебігають при УЗУО на повітрі [6].

Ультразвукова ударна обробка здійснювалась на приладі УЗГ-300, виготовленому в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України. Частота ультразвукового генератора складала 21 кГц; потужність — 0,6 кВт; частота удару — 1–2 кГц; час удару

ТАБЛИЦЯ 1. Механічні властивості ступу Д16 та армувальних порошків: E — модуль пружності (ГПа), ν — Пуассонів коефіцієнт, ρ — густина (кг/м^3), K_{1C} — в'язкість руйнування ($\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$), $\sigma_{0,2}$ — межа плинності (МПа), σ_B — межа міцності при стисненні (МПа), H_V — мікротвердість (МПа), δ — відносне видовження (%).

TABLE 1. Mechanical properties of the alloy D16 and reinforcing powders: E —elastic modulus (GPa), ν —Poisson ratio, ρ —density (kg/m^3), K_{1C} —fracture toughness ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), $\sigma_{0,2}$ —yield point (MPa), σ_B —ultimate crushing strength (MPa), H_V —microhardness (MPa), δ —elongation per unit length (%).

	E	ν	ρ	K_{1C}	$\sigma_{0,2}$	σ_B	H_V	δ	Літе- ратура
Д16	72	0,34			370	530	1,12	15	[5, 6]
БВНТ	200–950	0,05	2280	–	–	$100\cdot 10^3$	1,5	18	
h-BN	675	0,05	2280	2,6	–	23,5	2,1	–	[26]
Al_2O_3	390	0,27	3860	4,5	–	2600	19,3	–	
B_4C	445	0,19	2510	3,3	–	2900	36	–	

— 10^{-3} с; амплітуда торця концентратора — 25 мкм; тривалість впливу — 60 с; енергія удару становила 6 мДж. Модернізація приладу детально описана в [11], режими УЗУО визначались з урахуванням результатів, опублікованих в [5, 25].

Вимірювання мікротвердості на поверхні зразків проводилось на приладі ПМТ-3 за Віккерсовим методом при навантаженні 100 г, визначення змін мікротвердості матричного ступу по товщині композитів — при навантаженні 10 г. На основі одержаних величин мікротвердості H_V проведено оцінку ряду механічних характеристик композитних шарів, а саме, межі плинності $\sigma_{0,2}$, межі міцності σ_s і характеристики пластичності δ_H згідно формули [27]: $\delta_H = 1 - [14, 3(1 - \nu - 2\nu^2)H_V] / E_K$, де ν — коефіцієнт Пуассона матричного ступу Д16, $E_K \approx (1 - V_f)E + V_fE_a$ — модуль пружності композитного шару, одержаний згідно правила суміші з врахуванням модулів пружності матричного ступу (E) і армувальних частинок (E_a) та їх об'ємної частки в композиті V_f [28, 29].

Для металографічного аналізу було використано мікроскопи: Axiovert 25CA (Carl Zeiss) та Bruker Contour GT-K Series (тривимірне зображення поверхні зразка, аналіз шерсткості). Рентгенівські дослідження проводилися з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінення $\lambda K_{\alpha}\text{-Cu}$). Зйомка проводилась в інтервалів кутів $2\theta = 20\text{--}140^\circ$ з кроком $0,02^\circ$ та часом витримки 2 с. Трансмісійний електронно-мікроскопічний аналіз тонких фоль, одержаних з поверхневих шарів одностороннім електролітичним поліруванням з боку матеріалу основи, проведений на мікроскопі

SELM1 125-K з прискорювальною напругою у 100 кВ.

Випробування на зносостійкість здійснювалися в умовах сухого тертя-ковзання за схемою «циліндр-площина» (контр-тіло циліндричної форми з надтвердого стопу ВК8 діаметром 2–3 мм, амплітуда — 50–500 мкм).

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Результати вимірювання мікротвердості поверхні алюмінійового стопу Д16 у вихідному стані, після ІПД, ініційованої УЗУО в середовищі газу аргону, та після УЗУО із додаванням в зону ІПД різних порошків наведено на рис. 1. Використання в даному випадку значного навантаження на індентор (100 г), яке забезпечує одержання відбитків розміром в межах 5–15 мкм і глибиною 1–2,5 мкм, дозволяє одержати інформацію стосовно механічних характеристик композитних шарів в цілому. На величину поверхневої мікротвердості в однаковій мірі впливають і структурний стан матричного стопу і рівномірно розподілені в ньому частинки армувальних порошків, що потрапляють під індентор при вимірюваннях, підвищуючи, так звану, несучу здатність композиту (load-bearing effect) [23, 30, 31]. Однак, величина несучої здатності залежить від розміру втілених частинок. Вона значна у випадку армування частинка-

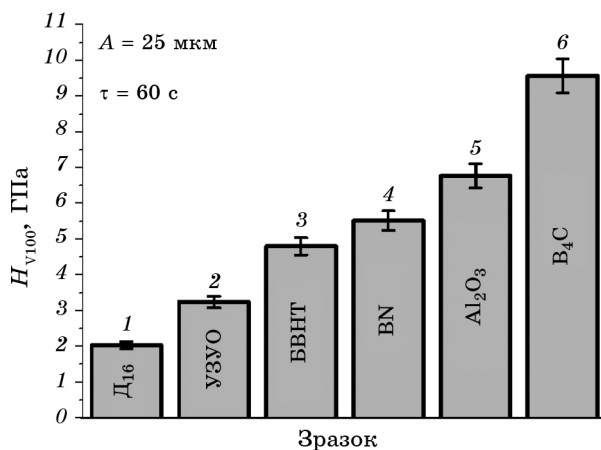


Рис. 1. Мікротвердість поверхневих шарів алюмінійового стопу Д16: 1 — вихідний стан, 2 — після УЗУО, 3 — УЗУО з порошком БВНТ, 4 — УЗУО з порошком BN, 5 — УЗУО з порошком Al_2O_3 , 6 — УЗУО з порошком B_4C .

Fig. 1. Microhardness of the modified layers of aluminium alloy D16: 1—the initial state, 2—after UIT, 3—UIT with carbon nanotubes, 4—UIT with BN powder, 5—UIT with Al_2O_3 powder, 6—UIT with B_4C powder.

ми мікронних розмірів [23, 31] і майже відсутня у випадку втілення нанорозмірних порошоків, які за умов високої когерентності з кристалічною ґратницею матричного стопу забезпечують зміцнення в основному за механізмом Орована [30].

Мікротвердість одержаних деформаційних композитів для всіх випадків перевищує значення, одержані за аналогічних режимів УЗУО в інертному газовому середовищі без застосування порошоків. За даними вимірювання мікротвердості розраховано характеристику пластичності δ_H , межу міцності σ_s та межу плинності $\sigma_{0,2}$ композитних шарів (табл. 2). Видно, що пластичність композитних шарів суттєво знижується лише у випадках армування керамічними (Al_2O_3) і карбідними (B_4C) частинками, наближаючись до величин δ_H власне частинок [26]. В той же час, за умов армування БВНТ і частинками гексагонального нітриду бору пластичність сформованих композитів продовжує визначатись матричним стопом, що напевно пов'язано з нанорозміром БВНТ та інтенсивним подрібненням частинок ВН при УЗУО, пов'язаним з їх високою крихкістю (малими значеннями K_{1C}) і невисоким напруженням міцності при стисненні (табл. 1).

Товщина зміцненого поверхневого шару визначається технологічними режимами УЗУО та мікротвердістю армувальних частинок, а також узгодженістю їх кристалічних ґратниць з кристалічною ґратницею матричного стопу. Для визначення розподілу мікротвердості в тонких приповерхневих композитних шарах використовували невелике навантаження на індентор (10 г), що уможливило

ТАБЛИЦЯ 2. Механічні характеристики композитних шарів, оцінені за даними мікротвердості: δ_H — характеристика пластичності, $\sigma_{0,2}$ — межа плинності (ГПа), σ_B — межа міцності (ГПа), V_f — об'ємна частка частинок в композитному шарі.

TABLE 2. Mechanical properties of the composite layers, estimated according to the microhardness: δ_H —plasticity characteristic, $\sigma_{0,2}$ —yield point (GPa), σ_B —ultimate strength (GPa), V_f —the volume fraction of particles in the composite layer.

Зразок	δ_H		$\sigma_{0,2}$	σ_B
	$V_f = 10\%$	$V_f = 15\%$		
Вихідний стан Д16	0,81		0,67	0,62
Д16 після УЗУО	0,70		1,08	0,99
Д16 + БВНТ	0,74	0,78	1,6	1,46
Д16 + ВН	0,74	0,79	1,84	1,68
Д16 + Al_2O_3	0,60	0,66	2,25	2,06
Д16 + B_4C	0,46	0,54	3,19	2,91

охарактеризувати матричний стоп в межах композитного шару з врахуванням зміцнення деформаційної природи, спричиненого мікроструктурними змінами, та опосередкованого впливу полів напружень, обумовлених армуванням частинками різних порошків, а також досить точно визначати товщину модифікованих шарів.

Наведені на рис. 2–5 профілі мікротвердості свідчать про наявність на кожному з них зони, в якій спостерігається значення $H_{V10} \cong 1,5\text{--}1,6$ ГПа, характерне для деформованого стопу Д16.

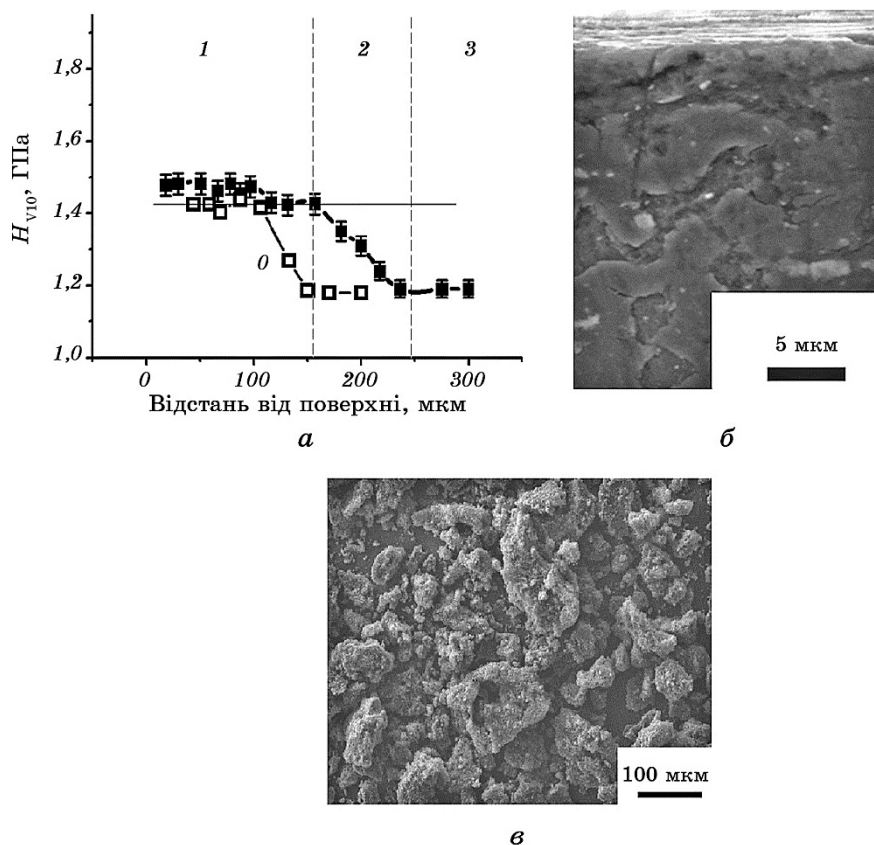


Рис. 2. Зміна мікротвердості за глибиною модифікованого шару (а), мікроструктура поперечного перерізу (б) та морфологія поверхні (в) алюмінієвого стопу Д16 після УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 60$ с) з використанням армувальних частинок БВНТ. Крива 0 на (а) відповідає УЗУО в інертній середовищі ($A = 25$ мкм, $\tau = 100$ с).

Fig. 2. Microhardness change with the depth of the modified layer (a), microstructure of cross section (b) and surface morphology (c) of the aluminium alloy D16 after UIT ($A = 25$ μm , $\tau = 60$ s) with carbon nanotubes. Curve 0 on (a) corresponds to UIT in an inert atmosphere ($A = 25$ μm , $\tau = 100$ s).

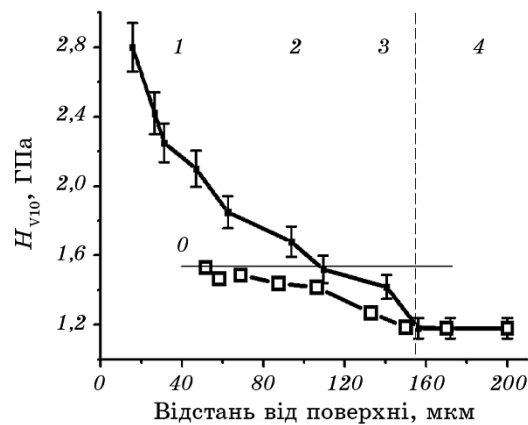


Рис. 3. Зміна мікротвердості за глибиною модифікованого шару алюмінійового стопу Д16 після УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 60$ с) з використанням армувальних частинок BN (крива 1) у порівнянні з УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 100$ с) (крива 0).

Fig. 3. Microhardness change with the depth of the modified layer of aluminum alloy D16 after UIT ($A = 25$ μm , $\tau = 60$ s) using reinforcing particles of BN powder (curve 1) in comparison with UIT ($A = 25$ μm , $\tau = 100$ s) (curve 0).

При використанні БВНТ мікротвердість зростає в $\approx 1,3$ рази (рис. 2), при цьому ефект зміцнення зберігається на відстані ≈ 150 мкм від поверхні, а на відстані ≈ 230 мкм від поверхні величина мікротвердості зменшується до вихідних значень (у необробленому стані) (рис. 2, а). Товщина перехідного шару становить ≈ 70 мкм (рис. 2, б).

Порівняння з профілем мікротвердості зразка стопу Д16, обробленого УЗУО ($\tau = 100$ с) без додавання порошоків (крива 0 на рис. 2), свідчить, що основний вклад в зміцнення вносять структурні зміни в матричному стопі ($H_{V10} \approx 1,4-1,6$ ГПа), а наявність БВНТ до значного додаткового зміцнення не призводить. Це може бути пов'язано з малими розмірами БВНТ та їх змащувальною дією під час багатократного ударного навантаження поверхні матричного стопу.

При обробленні з використанням порошку нітриду бору максимальний ефект зміцнення становить приблизно ту ж саму величину, що і для попереднього випадку $\approx 2,5$ рази (рис. 3). Величина мікротвердості поступово, практично монотонно, зменшується з глибиною і на відстані ≈ 150 мкм досягає значень вихідного стану. В проміжку 100–150 мкм величина мікротвердості становить $\approx 1,5$ ГПа, що відповідає мікротвердості деформованого стопу Д16 (крива 0). Тобто, можна вважати, що товщина композитного шару із змінною об'ємною часткою армувальних частинок BN сягає ≈ 100 мкм, найвища об'ємна частка частинок порошку спостерігається в поверхневому шарі товщиною до 30 мкм, яка співпадає з по-

чатковим розміром частинок. В більш глибоких шарах (в межах 30–100 мкм) зміцнення забезпечується лише частинками, які суттєво подрібнені в процесі УЗУО.

При обробці з використанням порошку Al_2O_3 характер зміни мікротвердості подібний до того, який спостерігається після обробки з

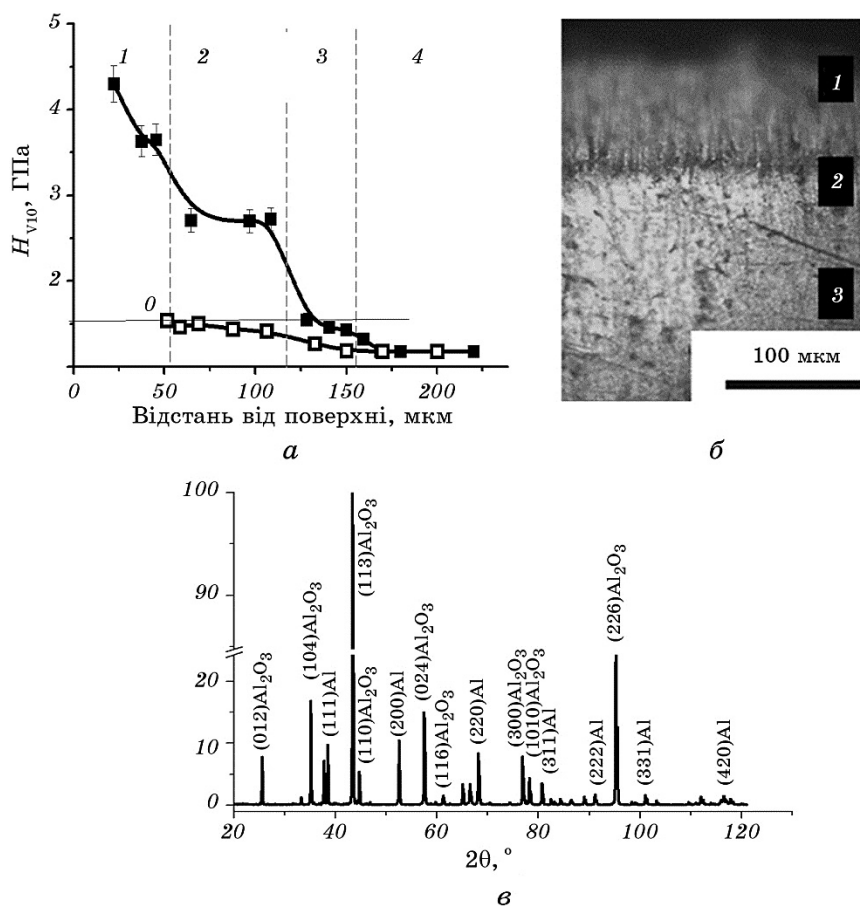


Рис. 4. Зміна мікротвердості за глибиною модифікованого шару (а), мікроструктура поперечного перерізу (б) та результати рентгеноструктурних досліджень (в) алюмінійового ступу Д16 після УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 60$ с) з використанням армувальних частинок Al_2O_3 . Крива 0 на (а) відповідає УЗУО в інертному середовищі ($A = 25$ мкм, $\tau = 100$ с).

Fig. 4. Microhardness change with the depth of the modified layer (a), microstructure of cross section (б) and X-ray patterns (в) of the aluminium alloy D16 after UIT ($A = 25$ μm , $\tau = 60$ s) using reinforcing particles of Al_2O_3 powder. Curve 0 in (a) corresponds to UIT in an inert atmosphere ($A = 25$ μm , $\tau = 100$ s).

БВНТ (рис. 4, *a*). Проте розмір найбільш зміцненої області становить $\cong 70$ мкм, величина мікротвердості зменшується від $\cong 4,3$ ГПа до $\cong 2,5$ ГПа. На відстані $\cong 120$ мкм від поверхні зразка величина мікротвердості зменшується до значень, характерних для деформованого ступу Д16 (крива *0*), а на відстані $\cong 170$ мкм від поверхні фіксується мікротвердість вихідного стану.

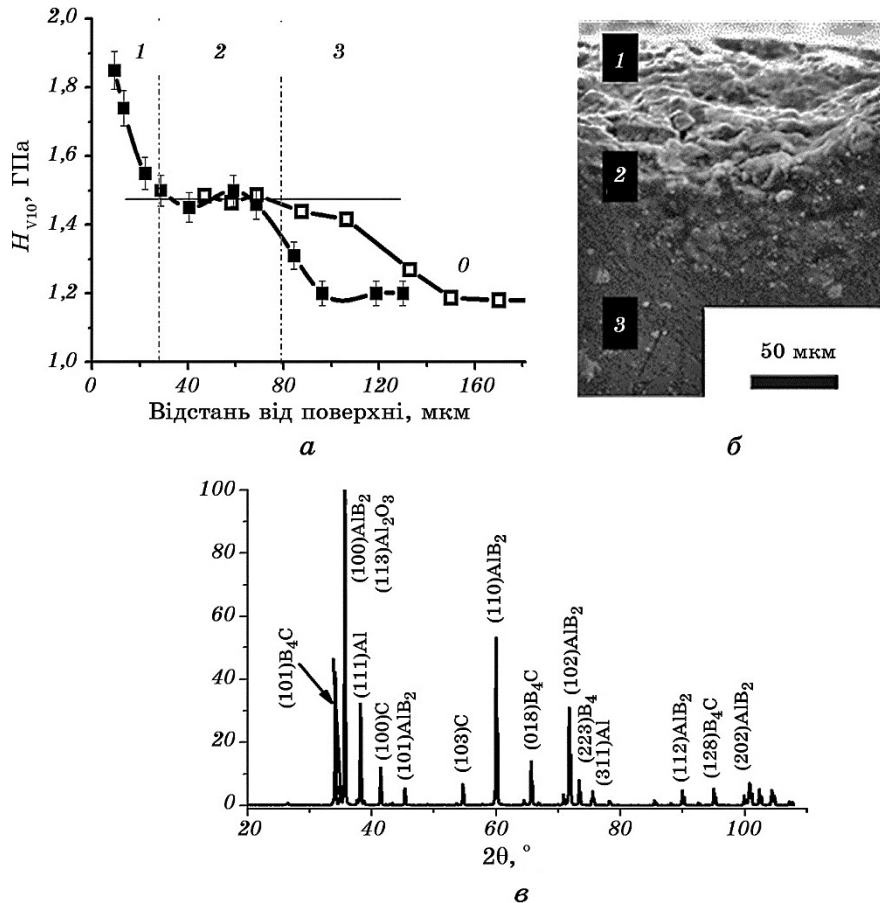


Рис. 5. Зміна мікротвердості за глибиною модифікованого шару (*a*), мікроструктура поперечного перерізу (*б*), та результати рентгеноструктурних досліджень (*в*) алюмінійового ступу Д16 після УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 60$ с) з використанням армувальних частинок B₄C. Крива *0* на (*a*) відповідає УЗУО в інертному середовищі ($A = 25$ мкм, $\tau = 100$ с).

Fig. 5. Microhardness change with the depth of the modified layer (*a*), microstructure of cross section (*б*), and X-ray patterns (*в*) of the aluminium alloy D16 after UIT ($A = 25$ μ m, $\tau = 60$ s) using reinforcing particles of B₄C powder. Curve *0* in (*a*) corresponds to UIT in an inert atmosphere ($A = 25$ μ m, $\tau = 100$ s).

Характерні області поверхневого модифікованого шару позначені арабськими цифрами на графіку мікротвердості (рис. 4, а) і на оптичному зображенні поперечного перерізу зразка (рис. 4, б).

На рентгенограмах стопу Д16 після УЗУО з використанням Al_2O_3 (рис. 4, в) присутні рефлекси, як від алюмінію, так і від оксиду алюмінію. За даними кількісного рентгенофазового аналізу кількість оксиду алюмінію в поверхневому шарі зразка товщиною $\cong 10$ – 20 мкм становить $\cong 97,2$ ат.%, що і забезпечує найвищі значення мікротвердості в приповерхневому шарі поперечного перерізу серед усіх досліджених композитних шарів.

За даними вимірювання мікротвердості можна зробити висновок, що використання порошку Al_2O_3 дозволяє одержати оптимальне поєднання ефекту зміцнення на поверхні з товщиною зміцненого шару при формуванні деформаційних композитів методом УЗУО.

При обробленні з використанням карбіду бору характер змін величини мікротвердості подібний до оброблення з використанням Al_2O_3 . Величина мікротвердості зменшується від $\cong 1,9$ ГПа до $\cong 1,5$ ГПа на відстані $\cong 40$ мкм (рис. 5, а). Розмір перехідної області становить $\cong 30$ мкм. На відстані $\cong 100$ мкм від поверхні величина мікротвердості зменшується до значень, характерних для вихідного стану стопу Д16.

Найвища поверхнева мікротвердість ($\cong 9,5$ ГПа) композитного шару на основі стопу Д16 досягається введенням у зону обробки порошку V_4C (рис. 1). Дані кількісного рентгенівського аналізу свідчать, що це пов'язано з суттєвою модифікацією структури та складу поверхневого шару стопу Д16. Після УЗУО стопу Д16 з використанням порошку V_4C (рис. 5, в) на рентгенограмах з'являються рефлекси від V_4C , AlB_2 та від вуглецю. За даними кількісного аналізу об'ємна частка AlB_2 в поверхневому шарі товщиною $\cong 10$ – 20 мкм становить $\cong 51\%$, тоді як об'ємна частка V_4C не перевищує 10% . В цьому випадку також спостерігається інтенсивне подрібнення частинок вихідного порошку в процесі УЗУО у зв'язку з їх високою крихкістю ($K_{1C} = 3,3$). Це пояснює високі значення поверхневої твердості H_{V100} (рис. 1) при помірних величинах мікротвердості H_{V10} матричного стопу на відстані 30 – 80 мкм від поверхні в поперечному перерізі модифікованого шару (рис. 5, а), які наближаються до мікротвердості ($H_{V10} \cong 1,5$ – $1,6$ ГПа) деформованого стопу Д16 (крива 0).

Результати електронної мікроскопії (рис. 6) свідчать, що після УЗУО алюмінійового стопу Д16 в інертному середовищі з використанням армувальних частинок Al_2O_3 і V_4C в самому поверхневому шарі відбувається наноструктуризація матричного стопу деформаційного поверхневого композиту, розмір структурних елементів якого складає $\cong 10$ – 50 нм, що на два порядки менше ніж середній розмір зерен стопу Д16 у вихідному стані (3 – 5 мкм). Нанорозмірні

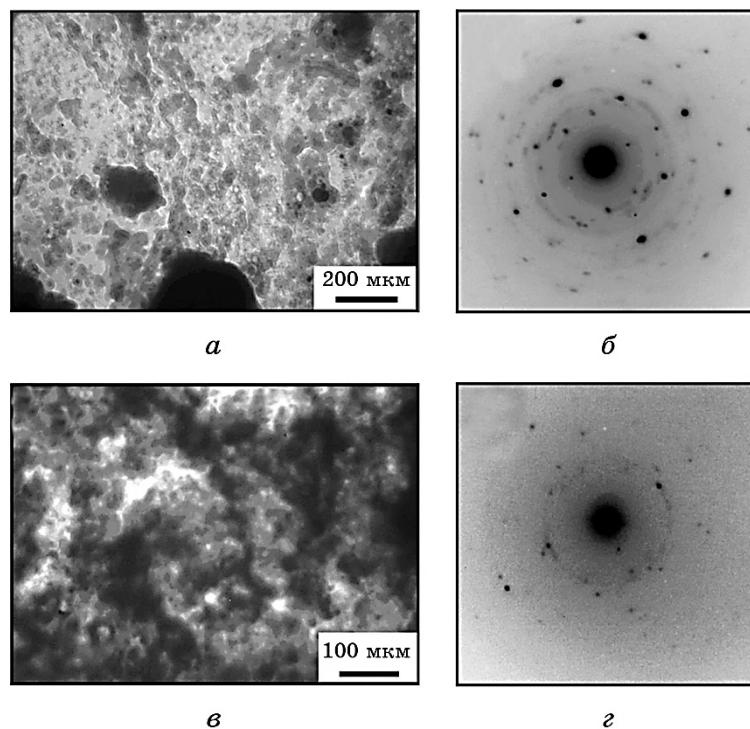


Рис. 6. Мікроструктура (*a, в*) та відповідні картини мікродифракції (*б, г*) поверхневого композиту після УЗУО ступу Д16 з порошком Al_2O_3 (*a, б*) та B_4C (*в, г*).

Fig. 6. Microstructure (*a, в*) and diffraction patterns (*б, г*) of the surface composites after UIT of D16 alloy with Al_2O_3 (*a, б*) and B_4C (*в, г*) powders.

елементи структури мають незначну дезорієнтацію, тому картини електронної дифракції не містять азимутально розсіяних рефлексів. Під сформованим композитом (на відстані 40 і 100 мкм у випадках B_4C і Al_2O_3 відповідно) знаходяться області деформованого алюмінійового ступу із середнім розміром зерна 0,5–1 мкм (який менше ніж для полікристалічного стану основи) та підвищеною щільністю дислокацій. Це обумовлює появу на профілях мікротвердості (рис. 2, *a*, рис. 3, рис. 4, *a*, рис. 5, *a*) зон з приблизно однаковою мікротвердістю ($H_{V10} \cong 1,45\text{--}1,6$ ГПа).

Одержані дані корелюють з результатами роботи [11], де показано, що УЗУО ступу Д16 в інертному середовищі сприяє нанокристалізації поверхневого шару товщиною 20 мкм, накопиченню великої густини дислокацій в ньому та виділенню зміцнювальної потрійної S' -фази (Al_2CuMg) [4].

При створенні композиційних покриттів безпосередньо під дією

ультразвукової ударної обробки протікає механохімічна реакція формування інтерметалідних сполук та процес наноструктуризації поверхневого композиту, тобто також реалізується структурно-фазовий механізм зміцнення [8, 25]. Оброблення в аргоні запобігає утворенню оксидного шару на поверхні, що є характерним для УЗУО на повітрі і може давати внесок у збільшення мікротвердості [25]. Більша твердість V_4C та Al_2O_3 у порівнянні з матричним стопом Д16 призводить до суттєвішого зміцнення поверхневих шарів у порівнянні з обробленням в аргоні без порошків та до збільшення товщини зміцненого шару в $\cong 2$ рази [5].

Для дослідження ефективності запропонованої методики створення композиційних покриттів за допомогою УЗУО проведено дослідження зносостійкості. Причому шерсткість поверхні зразків після УЗУО була одного класу чистоти, тобто її можливий вплив на коефіцієнт тертя був мінімізований. Процес випробування зразків проводився без змащування та видалення продуктів зношування з області тертя. Величину зношування оцінювали за значенням коефіцієнту тертя поверхні, площі поперечного перерізу треку після зношування, а також за об'ємом зношеного матеріялу. Слід врахувати, що при сухому терті відбувається інтенсивна пластична деформація поверхневих шарів контактуючих тіл. У зв'язку з цим при терті можуть відбуватися додаткові структурні зміни в поверхневих шарах, що впливає на значення коефіцієнта тертя. Крім того, не виключено, що в процесі тертя зразків продукти зношування поверхні можуть потрапляти в область контакту і, виконуючи роль абразиву, викликати деяке підвищення коефіцієнту тертя та величини зношування [31].

Результати дослідження впливу композиційних шарів, сформованих з використанням ультразвукового впливу, на коефіцієнт тертя та зносостійкість поверхневих шарів стопу Д16 наведено на рис. 7. Для порівняння також наведено дані для матричного стопу Д16 у вихідному стані та після УЗУО в аргоні і на повітрі. Аналізувалися оптимальні режими УЗУО.

В роботах Хрущова [32] та Арчарда [12, 31] встановлено, що для ряду металів та відпалених сталей при абразивному зношуванні інтенсивність зношування пропорційна тиску і обернено пропорційна твердості зношуваного матеріялу, якщо твердість матеріялу не перевищує 0,6–0,7 твердості абразиву. Підвищення твердості алюмінієвих стопів в першому наближенні призводить до підвищення їх зносостійкості [33, 34]. За даними роботи [35] коефіцієнт тертя вихідного зразка стопу Д16 (0,93) при твердості $95 H_v$ після зміцнення за допомогою методу фрикційного перемішування зменшується до 0,3 при зростанні твердості до $110 H_v$, що приводить до зростання зносостійкості.

Одержані нами результати (рис. 7) корелюють з наведеними літе-

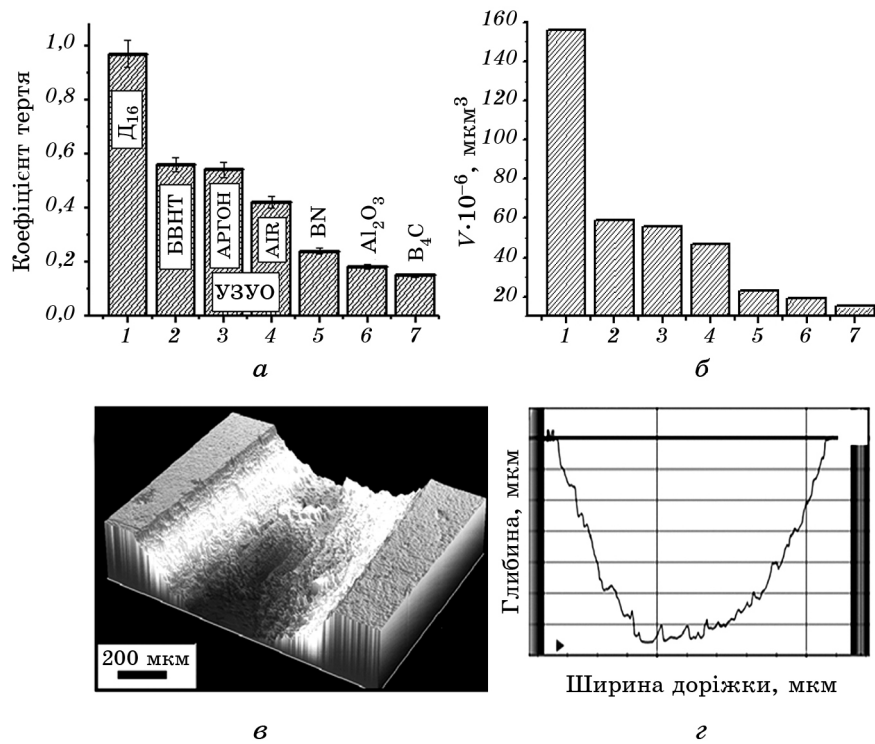


Рис. 7. Коефіцієнт тертя (а) та об'єм зношування (б) поверхневого шару ступу Д16 після УЗУО з формуванням деформаційних композитів (а): 1 — вихідний стан, 2 — вуглецеві нанотрубки, 3 — УЗУО в аргоні, 4 — УЗУО на повітрі, 5 — ВN, 6 — Al₂O₃, 7 — B₄C. Характерний трек зношування в тривимірному (в) та двовимірному (г) вигляді.

Fig. 7. Friction coefficient (a) and wear volume (б) of the surface layer of D16 alloy after UIT with forming composition coverage's (a): 1—the initial state, 2—carbon nanotubes, 3—UIT in an inert atmosphere, 4—UIT in the air, 5—BN, 6—Al₂O₃, 7—B₄C. Wear track in three-dimensional (в) and two-dimensional (г) forms.

ратурними даними. У вихідному стані стоп Д16 має найбільшу інтенсивність зношування та високий коефіцієнт тертя ($\mu \approx 0,98$). Коефіцієнти тертя поверхонь зразків після УЗУО зменшуються у всіх випадках і залежать як від середовища обробки, так і від властивостей застосованих порошків армування композиційного покриття.

По мірі зменшення інтенсивності зношування та величини коефіцієнта тертя модифіковані поверхневі шари можна розташувати в наступній послідовності: УЗУО із додаванням вуглецевих нанотрубок — УЗУО в аргоні — УЗУО на повітрі — УЗУО + ВN — УЗУО + Al₂O₃ — УЗУО + B₄C. Найменші значення коефіцієнту тертя

мають поверхневі композиційні покриття, які сформовані з використанням порошоків B_4C та Al_2O_3 . Спостерігається пряма кореляція між коефіцієнтом тертя та зносостійкістю з поверхневою мікротвердістю (рис. 1); максимальне збільшення зносостійкості спостерігається для композитного шару с порошком карбіду бора, мікротвердість якого має значення $\cong 9,5$ ГПа.

Слід зазначити, що при випробуванні зразків після різних умов обробки протягом всього часу випробування коефіцієнт тертя суттєво не змінюється, що свідчить про формування однорідного зміцненого шару на поверхні алюмінійового стопу Д16. Процес зношування поверхні зразків після УЗУО як з використанням порошоків, так і при обробленні в різних середовищах без їх застосування, має рівномірний характер. Сторони канавки тертя залишаються паралельними по всій довжині. Крім того, дані щодо зносостійкості також свідчать про хорошу когезію між матричним стопом і частинками армування в сформованих композитних шарах. В протилежному випадку повинно було б відбуватися випадання частинок з композитного шару в процесі випробувань, що викликало б зростання величини зношування за абразивним механізмом.

4. ВИСНОВКИ

1. Доведено можливість синтезу за допомогою УЗУО в інертному середовищі високоміцних (до 9,5 ГПа) нанокompозитних покриттів деформаційного походження із більш високими, порівняно із аналогічними умовами оброблення поверхні стопу Д16 без армувальних частинок, механічними та триботехнічними властивостями.
2. Показано, що структура, механічні та триботехнічні властивості нанокompозитних покриттів деформаційного походження обумовлюються технологічними режимами УЗУО, розміром та мікротвердістю армувальних частинок, а також товщиною прошарку інтерметалідів на міжфазних межах, який забезпечує високу когезію покриття з матрицею.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. I. Borner and J. Eckert, *Mater. Sci. Eng. A*, **226–228**: 541 (1997).
2. S. M. Zebarjad and S. A. Sajjadi, *Mater. Design.*, **27**, No. 8: 684 (2006).
3. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, № 3: 42 (2009).
4. Г. І. Прокопенко, А. Л. Березина, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 3: 397 (2010).
5. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 12: 1659 (2011).
6. А. П. Бурмак, С. І. Сидоренко, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Наукові*

- вісти НТУУ «КПІ»*, № 1: 57 (2013).
7. В. Ю. Борозна, *Повышение физико-механических свойств титановых сплавов путем модифицирования поверхности и формирования композитного металл-полимерного слоя ультразвуковой обработкой* (Автореферат дисс. ... канд. техн. наук) (Юрга: 2011).
 8. М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова, *Успехи физики металлов*, 5: 345 (2004).
 9. P. V. Kadolkar, T. R. Watkins, J. Th. M. De Hosson, B. J. Kooi, and N. B. Dahotre, *Acta Mater.*, 55: 1203 (2007).
 10. S. Romankov, S. D. Kaloshkin, Y. Hayasaka, Zh. Sagdoldina, S. V. Komarov, N. Hayashi, and E. Kasai, *J. Alloys Compd.*, 483: 386 (2009).
 11. С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, 34, № 8: 1101 (2012).
 12. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, 319: 84 (2014).
 13. A. Shafiei-Zarghani, S. F. Kashani-Bozorg, and A. Zarei-Hanzaki, *Mater. Sci. Eng. A*, 500: 84 (2009).
 14. B. Zahmatkesh and M. H. Enayati, *Mater. Sci. Eng. A*, 527: 6734 (2010).
 15. R. S. Mishra, Z. Y. Ma, and I. Charit, *Mater. Sci. Eng. A*, 341: 307 (2003).
 16. Ю. А. Курганова, Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, *Тезисы 4^{го} международного семинара «Наноструктурные материалы»* (Новосибирск: 2007), с. 62.
 17. В. И. Ладьянов, Г. А. Дрофеев, А. Н. Лубнин, В. А. Кареев, *Тезисы докладов международного форума по нанотехнологиям «Rusnanotech» (6–8 октября, 2006, Москва)*, с. 379.
 18. C. F. Deng, D. Z. Wang, X. X. Zhang, and Y. X. Ma, *Mater. Lett.*, 61: 3229 (2007).
 19. C. Carreno-Gallardo, I. Estrada-Guel, M. A. Neri, and E. Rocha-Rangel, *J. Alloys Compd.*, 483: 355 (2009).
 20. A. Daoud, *Mater. Lett.*, 58: 3206 (2004).
 21. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
 22. B. N. Mordyuk, V. V. Silberschidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Charact.*, 61: 1126 (2010).
 23. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, M. I. Danylenko, and A. V. Samelyuk, *Surf. Coat. Technol.*, 205: 5278 (2011).
 24. S. Romankov, Y. Haysaka, I. V. Shchetinin, E. Kasai, S. V. Komarov, and J.-M. Yoon, *Mater. Sci. Eng. A*, 528: 3455 (2011).
 25. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, 37, № 9: 1269 (2015).
 26. <http://www.coorstek.com/materials/specialty.php>.
 27. Ю. В. Мильман, С. И. Чугунова, И. В. Гончарова, *Вопросы атомной науки и техники*, № 4: 182 (2011).
 28. Ю. Н. Степанов, М. И. Алымов, *Изв. РАН «Металлы»*, № 3: 65 (2004).
 29. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, 204: 1590 (2010).
 30. Z. Zhang and D. L. Chen, *Scr. Mater.*, 54: 1321 (2006).
 31. R. L. Deuis, C. Subramanian, and J. M. Yellup, *Compos. Sci. Technol.*, 57: 415 (1997).
 32. М. М. Хрущев, М. А. Бабичев, *Абразивное изнашивание* (Москва: Наука:

- 1970).
33. R. A. Poggie and J. J. Wert, *Wear*, **156**: 315 (1992).
 34. G. Miranda, M. Buciumeanu, S. Madeira, O. Carvalho, D. Soares, and F. S. Silva, *Composites B: Engineering*, **74**: 153 (2015).
 35. B. Zahmatkesh, M. H. Enayati, and F. Karimzadeh, *Mater. Design*, **10**: 4891 (2010).

REFERENCES

1. I. Borner and J. Eckert, *Mater. Sci. Eng. A*, **226–228**: 541 (1997).
2. S. M. Zebarjad and S. A. Sajjadi, *Mater. Design*, **27**, No. 8: 684 (2006).
3. G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Naukovi Visti NTUU 'KPI'*, No. 3: 42 (2009) (in Ukrainian).
4. G. I. Prokopenko, A. L. Berezina, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 3: 397 (2010) (in Russian).
5. S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 12: 1659 (2011) (in Ukrainian).
6. A. P. Burmak, S. I. Sydorenko, M. A. Vasylyev, and S. M. Voloshko, *Naukovi Visti NTUU 'KPI'*, No. 1: 57 (2013) (in Ukrainian).
7. V. Yu. Borozna, *Povyshenie Fiziko-Mekhanicheskikh Svoystv Titanovykh Splavov Putem Modifitsirovaniya Poverkhnosti i Formirovaniya Kompozitnogo Metall-Polimernogo Sloya Ul'trazvukovoy Obrabotkoy* (Thesis of Dissert. ... for the Degree of Cand. Techn. Sci.) (Yurga: 2011) (in Russian).
8. M. O. Vasiliev, G. I. Prokopenko, and V. S. Filatova, *Uspehi Fiziki Metallov*, **5**: 345 (2004) (in Russian).
9. P. B. Kadolkar, T. R. Watkins, J. Th. M. De Hosson, B. J. Kooi, and N. B. Dahotre, *Acta Mater.*, **55**: 1203 (2007).
10. S. Romankov, S. D. Kaloshkin, Y. Hayasaka, Zh. Sagdoldina, S. V. Komarov, N. Hayashi, and E. Kasai, *J. Alloys Compd.*, **483**: 386 (2009).
11. S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 8: 1101 (2012) (in Ukrainian).
12. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
13. A. Shafiei-Zarghani, S. F. Kashani-Bozorg, and A. Zarei-Hanzaki, *Mater. Sci. Eng. A*, **500**: 84 (2009).
14. B. Zahmatkesh and M. H. Enayati, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 6734 (2010).
15. R. S. Mishra, Z. Y. Ma, and I. Charit, *Mater. Sci. Eng. A*, **341**: 307 (2003).
16. Yu. A. Kurganova, T. A. Chernyshova, and L. I. Kobeleva, *Proc. 4 International Seminar 'Nanostrukturnye Materialy'* (Novosibirsk: 2007), p. 62 (in Russian).
17. V. I. Lad'yanov, G. A. Drofeev, A. N. Lubnin, and V. A. Kareev, *Proc. International Forum of Nanotechnology 'Rusnanotech' (October 6–8, 2006, Moscow)*, p. 379 (in Russian).
18. C. F. Deng, D. Z. Wang, X. X. Zhang, and Y. X. Ma, *Mater. Lett.*, **61**: 3229 (2007).
19. C. Carreno-Gallardo, I. Estrada-Guel, M. A. Neri, and E. Rocha-Rangel, *J. Alloys Compd.*, **483**: 355 (2009).
20. A. Daoud, *Mater. Lett.*, **58**: 3206 (2004).

21. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
22. B. N. Mordyuk, V. V. Silberschidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Charact.*, **61**: 1126 (2010).
23. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, M. I. Danylenko, and A. V. Samelyuk, *Surf. Coat. Technol.*, **205**: 5278 (2011).
24. S. Romankov, Y. Haysaka, I. V. Shchetinin, E. Kasai, S. V. Komarov, and J.-M. Yoon, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**: 3455 (2011).
25. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015) (in Ukrainian).
26. <http://www.coorstek.com/materials/specialty.php>.
27. Yu. V. Mil'man, S. I. Chugunova, and I. V. Goncharova, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, No. 4: 182 (2011) (in Russian).
28. Yu. N. Stepanov and M. I. Alymov, *Izv. RAN 'Metally'*, No. 3: 65 (2004) (in Russian).
29. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 1590 (2010).
30. Z. Zhang and D. L. Chen, *Scr. Mater.*, **54**: 1321 (2006).
31. R. L. Deuis, C. Subramanian, and J. M. Yellup, *Compos. Sci. Technol.*, **57**: 415 (1997).
32. M. M. Khrushchev and M. A. Babichev, *Abrazivnoe Iznashivanie* [The Abrasive Wear] (Moscow: Nauka: 1970) (in Russian).
33. R. A. Poggie and J. J. Wert, *Wear*, **156**: 315 (1992).
34. G. Miranda, M. Buciumeanu, S. Madeira, O. Carvalho, D. Soares, and F. S. Silva, *Composites B: Engineering*, **74**: 153 (2015).
35. B. Zahmatkesh, M. H. Enayati, and F. Karimzadeh, *Mater. Design*, **10**: 4891 (2010).