

PACS numbers: 43.35.+d, 62.20.Qp, 81.40.Ef, 81.65.-b, 83.10.Tv

Структурно-фазові перетворення у поверхневих шарах стопів на основі кобальту з карбідом титану після ультразвукового ударного оброблення

М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, Т. С. Черепова, С. М. Волошко*,
А. П. Бурмак*, В. В. Могилко*, М. М. Ворон**

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

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
просп. Перемоги, 37
03056 Київ, Україна*

***Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,
03142 Київ, Україна*

Для зміцнення та ущільнення поверхневого шару стопів на основі Коба-
льту з карбідним зміцненням використано ультразвукове ударне оброб-
лення (УЗУО). Структурно-фазові трансформації у результаті УЗУО за-
безпечують значне підвищення твердості залежно від вихідного вмісту
карбідної фази у стопі. Механізм зміцнення обумовлений процесом дис-
пергування субзеренної/зеренної структури, дробленням карбідних час-
тинок, ліквідацією поруватості у приповерхневій області та концентра-

Corresponding author: Mykhailo Oleksiyovych Vasylyev
E-mail: vasil@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

**National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

***Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,
34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, T. S. Cherepova, S. M. Voloshko,
A. P. Burmak, V. V. Mohylko, and M. M. Voron, Structural-Phase Transformations in
Surface Layers of Cobalt-Based Alloys with Titanium Carbide after Ultrasound Impact
Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 10: 1401–1417 (2020)
(in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.10.1401](https://doi.org/10.15407/mfint.42.10.1401).

ційними змінами складу. Синергетичний ефект карбідного зміцнення та УЗУО дозволяє досягти максимального значення твердості за Віккерсом 16 ГПа. Завдяки УЗУО вдається підвищити твердість стопу з вмістом TiC 60 об.% у 1,5 рази. У модифікованому УЗУО шарі концентрації Карбону, Титану та Кобальту дорівнюють ~20 ат.%, а Хрому, Феруму та Ніколу — ~10 ат.%. Такий хемічний склад є характерним для високоентропійних стопів і може бути додатковим фактором зміцнення.

Ключові слова: стоп, ультразвукове ударне оброблення, карбідні вклучення, масоперенесення, фазовий склад.

Ultrasonic impact treatment (UIT) is used to strengthening and densification of the surface layer of cobalt-based alloys with carbide hardening. The UIT induced structural-phase transformations provide a significant increase in hardness depending on the initial content of the carbide phase in the alloy. The hardening mechanism is due to the subdivision process of the sub-grain/grain structure, the refinement of carbide particles, the elimination of porosity in the near-surface region, and concentration changes in the composition. A synergistic effect of carbide hardening and UIT allows achieving the maximum value of Vickers hardness of 16 GPa. Owing to the UIT influence, the 1.5 times increase in hardness of the alloy contained 60 vol.% of TiC can be achieved. In the UIT modified layer, the concentrations of carbon, titanium, and cobalt in the modified layer are revealed to be ~20 at.%, the concentrations of chromium, iron, and nickel are ~10 at.%. This chemical composition is characteristic for high-entropy alloys and can be an additional strengthening factor.

Key words: alloy, ultrasonic impact treatment, carbide inclusions, mass transfer, phase composition.

(Отримано 20 червня 2020 р.)

1. ВСТУП

Створення нових зносостійких матеріалів авіаційного призначення, які б могли працювати у жорстких умовах експлуатації, є актуальним завданням. Гетерогенна структура досліджених стопів складається з пластичної матриці та рівномірно розподілених у ній вклучень карбиду. Високий вміст твердої структурної складової — карбиду титану, яка бере на себе основне навантаження, та пластична матриця, що рівномірно перерозподіляє його, підвищують опір матеріалу зношуванню. З врахуванням того, що одним з основних критеріїв зносостійкості є твердість матеріалу [1, 2], представляється доцільним, насамперед, пошук нових технологічних способів оброблення поверхні вказаних стопів з метою істотного підвищення твердості.

Донедавна з метою підвищення працездатності поверхневих шарів конструкційних і функціональних стопів, що працюють в умо-

вах зносу і циклічних навантажень, застосовують методи поверхневої інтенсивної пластичної деформації (ППД) за відносно низьких гомологічних температур. Механізм зміцнення як поверхні, так і об'єму під час ППД базується на подрібненні кристалічних зерен за рахунок їх фрагментації, з одночасним формуванням нерівноважних станів меж зерен, що мають високий рівень локальних внутрішніх напруг. До того ж велику вагу має щільність і розподіл дислокацій, а також взаємодія між ними. Саме істотне підвищення щільності дислокацій і подальша зміна дислокаційної структури у процесі ППД зумовлюють виникнення внутрішньої субзеренної структури, а потім і нанорозмірних зерен [3, 4]. Загалом, методи поверхневої пластичної деформації (ППД) широко використовують у промисловості, особливо у машинобудуванні, для покращення експлуатаційних характеристик і подовження ресурсу деталей і виробів у цілому. Особливо це стосується втомної міцності.

Одним з перспективних і найбільш технологічних методів поліпшення механічних, трибологічних і корозійних властивостей поверхні металів і стопів є інтенсивна пластична деформація за допомогою ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) [5–7]. Ефективність такого впливу пов'язана з багаторазовим ударним пластичним деформуванням, що обумовлює істотну зміну структурно-фазового стану поверхневих шарів, зокрема, формування мікро- та наноструктур зі зміненою дислокаційною структурою. Можливість застосування даного оброблення для зміцнення поверхні різноманітних стопів показано у роботах [7–11]. Тобто УЗУО є різновидом методів ППД, на яких фактично ґрунтується сучасна інженерія поверхні. Однак для модифікації поверхневих шарів стопів з гетерогенною структурою УЗУО досі не застосовували. Передбачалось, що перерозподіл карбідної складової у пластичній матриці може суттєво вплинути на механічні характеристики [12].

Тому метою цієї роботи є вивчення впливу УЗУО на структуру, фазовий і хемічний склад, а також твердість гарячепресованих порошкових стопів леґованої системи Co–TiC.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ

Об'єктами дослідження обрано багатокомпонентні системи Co–Ni–Cr–Nb–Fe–Al із карбідом титану (TiC) у кількості 30–60 об.%. Як вихідні компоненти використовували порошки кобальту марки ПК-1У, нікелю марки ПНЕ-1, хрому ПАХ 99Н5, алюмінію ПА-0, заліза ПЖВ1, карбід титану стандарту ТУ 06173-74. Для застосування за високих температур карбід титану з високою температурою топлення (3065°C), високою твердістю (31 ГПа) і низькою щільністю (4,94 г/см³) є дуже привабливим і може бути перспективним матеріалом як зміцнювальна фаза для підвищення зносостій-

кості завдяки його високій жароміцності, окислювостійкості та здатності протистояти термоудару [13, 14]. Склад досліджуваних ступів наведено у табл. 1.

Зразки для дослідження виготовляли методом порошкової металургії, що включає розмелювання порошкових сумішей у планетарному млині і активоване спіканням з гарячим ізостатичним пресуванням. У вихідному стані основна маса частинок (приблизно 55%) мала розмір у діапазоні 5–10 мкм; кількість частинок з розміром менше 5 мкм складала близько 25%, а більше 10 мкм — 20%. Після розмелювання кількість частинок розміром менше 5 мкм складала 41%, а розміром 5–10 мкм у результаті руйнування зменшувалась до 35%. Порошкові суміші наведених складів після розмелювання у планетарному млині (співвідношення порошок:сталеві кульки складало 1:5) в ацетоні впродовж 30 хв. піддавали гарячому пресуванню у графітових пресформах з внутрішнім діаметром 8 мм на гідравлічному пресі за значень температури, тиску і тривалості витримки, наведених у табл. 2. Компактування проведено за таким режимом: за кімнатної температури навантаження складало близько 1 МПа, потім із досягненням температури гарячого пресуван-

ТАБЛИЦЯ 1. Склад порошкових сумішей.

TABLE 1. The composition of powder mixtures.

Марка суміші	Вміст компонентів, % мас.							
	TiC		Nb	Cr	Fe	Al	Co	Ni
	об. %	% мас.						
П57	30	16,4	2,56	19,6	–	2,95	58,45	–
П58	40	23,3	3,64	17,7	–	2,66	52,64	–
П65	50	31,1	4,85	15,51	2,33	2,33	28,32	15,51
П63	60	39,3	6,14	13,21	1,98	1,98	24,12	13,21

ТАБЛИЦЯ 2. Умови гарячого ізостатичного пресування, густина та поруватість зразків.

TABLE 2. Hot isostatic pressing conditions, density and porosity of the samples.

Марка суміші	Гаряче пресування		Навантаження, кН	Густина, г/см ³	Поруватість, %
	Температура, °С	Тривалість, хв.			
П57	1090–1100	10	2,0	6,57	8,0
П58	1140±10	15	2,7	6,67	3,4
П65	1170±5	20	3,0	6,39	3,4
П63	1180±5	20	3,0	5,39	5,0

ня і тиску 15–50 МПа здійснювали витримку впродовж 10–30 хв. Зразки мали розмір $\varnothing 8$ мм, $h = 5$ мм, технологія виготовлення забезпечує їх високу міцність, а також низьку поруватість. Для одержаних зразків вимірювали фактичну густину методом гідростатичного зважування на аналітичних вагах АД-200, а відносну густину (об'ємну долю пор) визначали за співвідношенням фактичної та теоретичної (розрахункової) густини стопів. Поруватість розраховували за формулою:

$$П = \left(1 - \frac{\rho_{\text{факт}}}{\rho_{\text{розрах}}} \right) \cdot 100\%.$$

Таким чином, композиційні стопи на основі Кобальту з вмістом 30–60 об.% карбіду титану мали відносну щільність 0,92–0,97 та гетерогенну дрібнозернисту структуру з розміром частинок 3–5 мкм.

УЗУО поверхні зразків проводили за допомогою ультразвукового приладу УЗГ-300 (рис. 1), який складається з ультразвукового генератора 7 частотою 21 кГц та потужністю 0,6 кВт, вібратора зі ступінчастим концентратором 1, на якому за допомогою пружин розміщена ударна головка [7–10]. Оброблення проводили циліндрич-

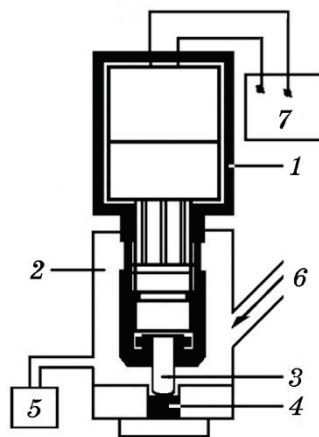


Рис. 1. Схема пристрою для ультразвукового ударного оброблення (УЗУО): 1 — вібратор зі ступінчастим концентратором, 2 — герметична камера, 3 — бойок, 4 — зразок, 5 — манометр, 6 — канал для заповнення газом аргоном, 7 — ультразвуковий генератор [28].

Fig. 1. Diagram of the device for ultrasonic impact treatment (UIT): 1 — vibrator with a step concentrator, 2 — sealed chamber, 3 — firing pin, 4 — sample, 5 — pressure gauge, 6 — channel for filling with gas with argon, 7 — ultrasonic generator [28].

ним бойком 3 діаметром 5 мм та довжиною 18 мм (із загартованої сталі ШХ15), розміщеним в ударній голівці. Інертний газ аргон подавали каналом 6 у герметичну камеру 2. Амплітуда торця концентратора складала $A = 25$ мкм, тривалість оброблення — 100 с. За рахунок періодичного контакту бойка з торцем концентратора бойок отримував імпульс сили та кінетичну енергію, яка витрачалась на деформування поверхневих шарів зразка, спричинене ударними імпульсами. У процесі навантаження зразок отримував 10^4 – 10^5 ударів. Зразок розміщували у спеціальній сталевій оправці діаметром 15 мм, в яку заглиблювали його на 2 мм. Таким чином, у процесі контактного оброблення зразок увесь час перебував у зоні дії бойка у замкненому об'ємі, тобто за умов, наближених до гідростатичного стиснення. Дослідження твердості проводили на установці УВТ-2 із навантаженням 10 кг. Рентгенівський аналіз проводили з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV у мідному випроміненні ($\lambda_{\text{Cu}_{K\alpha}} = 0,15418$ нм). Для дослідження зразків використано схему фокусування за Брегом–Брентано. Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\theta = 20$ – 120° , крок зйомки — $0,04^\circ$, час витримки у точці — 2 с, тривалість зйомки одного зразка — 90 хв.

Аналіз одержаних даних здійснено з використанням програмного забезпечення PDXL, міжнародної бази даних дифракції ICDD (PDF-2) та відкритої бази кристалографічних даних COD.

Для дослідження мікроструктури і хемічного складу поверхні та поперечного перерізу зразків використовували растровий електронний мікроскоп TESCAN Mira 3 LMU, який обладнаний енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD X-MAX 80 мм². У режимі аналізу поверхні зразків прискорювальна напруга становила 30 кВ.

3. ЕКСПЕРИМЕНТ І ОБГОВОРЕННЯ

Для підвищення трибологічних характеристик стопів необхідним є одержання гетерогенної структури, що повинна складатися з м'якої пластичної основи з розташованими у ній твердими включеннями карбідів. За рентгеноструктурними даними (рис. 2) і результатами мікроскопічного аналізу (рис. 3) двофазна структура, одержана методом гарячого ізостатичного пресування порошкових стопів, яка представляє собою кобальтову матрицю, леговану Алюмінієм, Хромом і Ферумом, з карбідом TiC у вигляді дисперсних частинок із різним об'ємним вмістом, відповідає цій умові у початковому стані. Структура стопів досить дрібнозерниста, розмір частинок карбідної фракції складає 5–10 мкм. Результати фазового аналізу дозволяють зробити наступні висновки: Титан, в основному, сконцентрований у карбіді, Кобальт і Хром здебільшого знаходяться у металевій складовій стопів, незначна частина їх спостерігається

ся у карбідній фазі, Алюміній і Ферум розподілені лише у матриці.

З аналізу дифрактограм зразка П57 можна зробити висновок, що після УЗУО нових рефлексів не виникає, а відбувається перерозподіл інтенсивності (абсолютної/інтегральної) наявних рефлексів. Інтегральна інтенсивність рефлексів від фази ТіС по відношенню до інших компонентів матеріалу зростає. Це пояснюється відносно високою поруватістю 8% внаслідок обраного режиму гарячого пресування, і як наслідок, заповнення цих порожнин пластичнішими компонентами матеріалу (особливо у приповерхневих шарах) під час УЗУО та виходом більш твердої фази ТіС до поверхні.

У зразку П58 збільшення відсоткового вмісту ТіС обумовлює зростання інтегральної інтенсивності рефлексів відповідної фази у вихідному стані. Під впливом УЗУО також відбувається перерозподіл інтенсивностей (абсолютної/інтегральної) рефлексів. Інтегральна

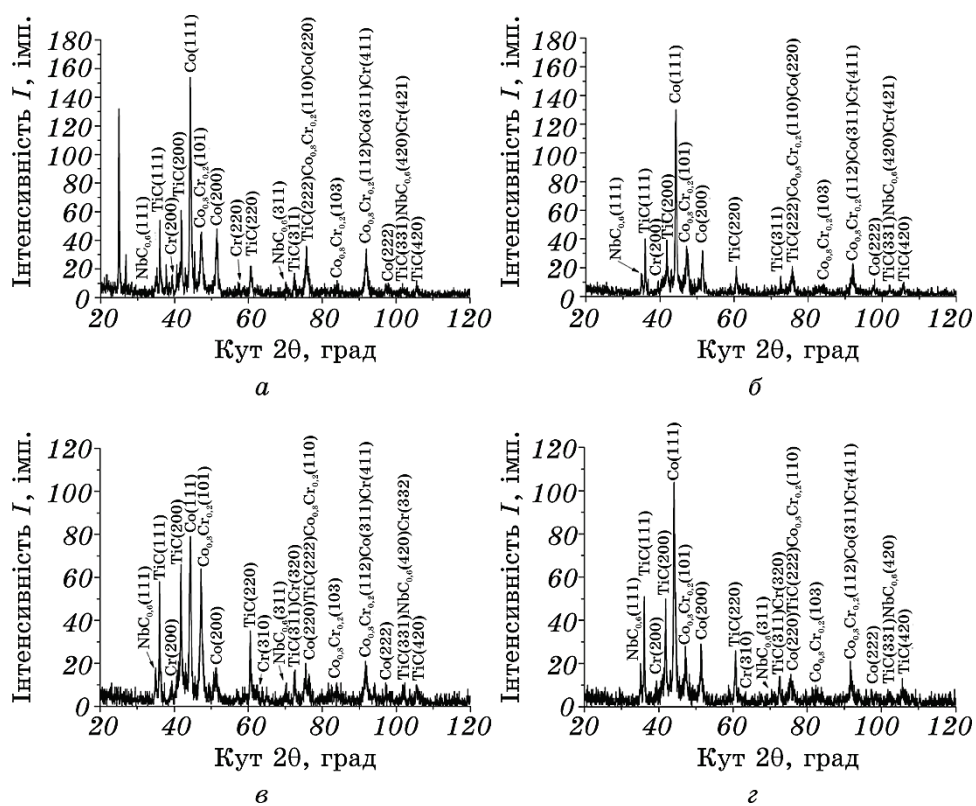
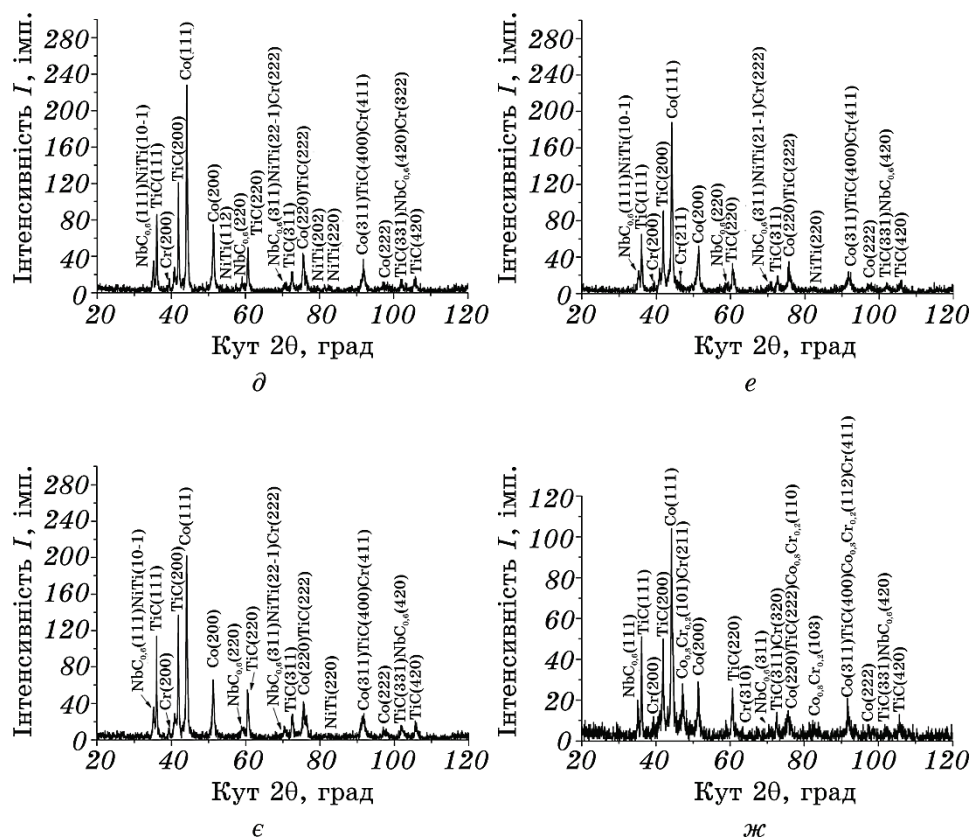


Рис. 2. Типові дифрактограми стопів П57 (а, б), П58 (в, г), П63 (д, е) і П65 (е, ж) до (а, в, д, е) і після (б, г, е, ж) УЗУО.

Fig. 2. Typical X-ray diffraction pattern of the П57 (а, б), П58 (в, г), П63 (д, е) and П65 (е, ж) alloys before (а, в, д, е) and after (б, г, е, ж) UIT.



Продовження рис. 2.

Continuation of Fig. 2.

інтенсивність рефлексів від Co зростає по відношенню до інших компонентів особливо до Cr, інтенсивність рефлексів якого зменшується у декілька разів. Варто зазначити, що інтенсивність рефлексів фази TiC залишається майже незмінною, навіть дещо зменшується (хоча вміст порошку збільшується на 10% порівняно із зразком П57). Імовірно це пояснюється набагато більшою щільністю матеріалу внаслідок вищих температур та навантажень у процесі виготовлення, що у поєднанні з УЗУО сприяє додатковому ущільненню, як і для попереднього випадку, але за рахунок меншої кількості пор безпосередньо після гарячого пресування більш пластичний компонент Co переміщується у приповерхневі шари.

Для зразка П63 із вмістом TiC 50% спостерігається подібна картина. Внаслідок УЗУО відбувається додаткове ущільнення за рахунок пластичних компонентів Co та Ni. За рахунок вищої поруватос-

ті ~5% у вихідному стані порівняно зі зразком П58 надходження надлишку останніх у приповерхневі шари відбувається у дещо меншій кількості.

Збільшення вмісту компонента TiC до 60% не змінює суттєво картину дифракції, але за рахунок високої щільності вихідного матеріалу та більшого вмісту TiC, кількість останнього у приповерхневих шарах значно вища, ніж у попередніх випадках (порівняно зі зразком П57 — вдвічі). Одночасно інтенсивність рефлексів Хрому зменшується. У результаті подрібнення карбідних частинок можна очі-

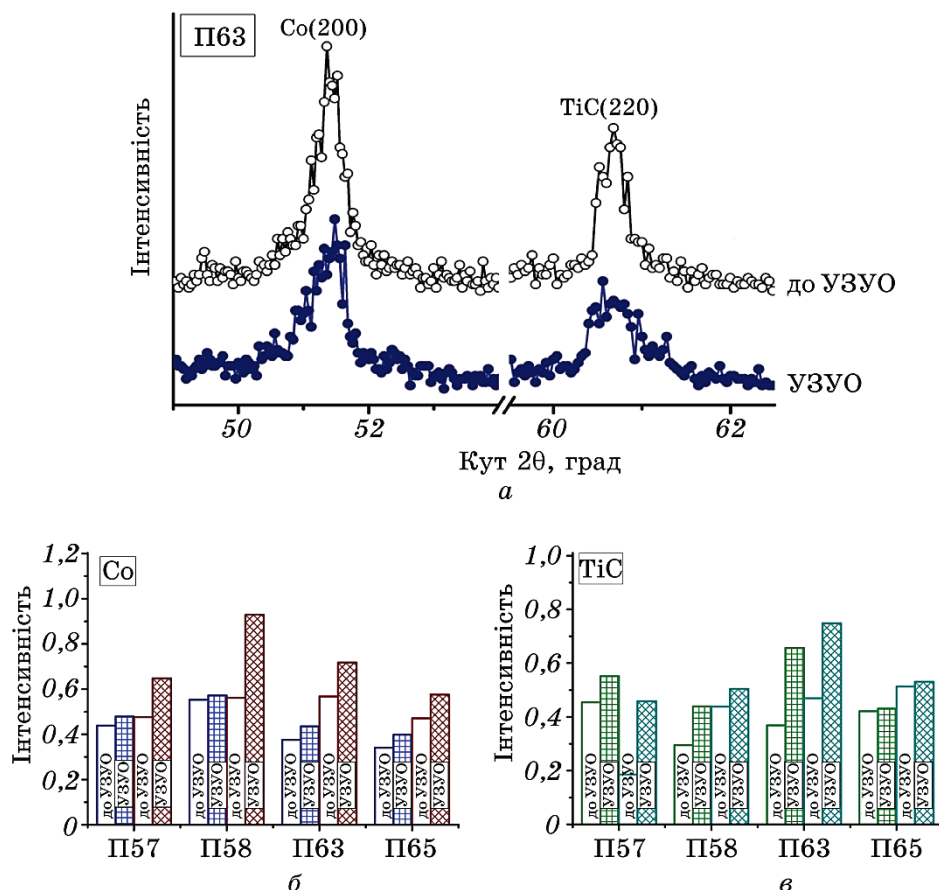


Рис. 3. Фрагмент дифрактограми стопу П63 до і після УЗУО (а) та зміна напівширини максимумів Co(111) і Co(200) (б) та TiC(220) і TiC(311) (в) після УЗУО.

Fig. 3. Fragment of X-ray diffraction pattern of the П63 alloy before and after UIT (a) and changes in FWHM of Co(111), Co(200) (b) and TiC(220), TiC(311) (c) after UIT.

кувати навіть утворення суцільного карбідного шару на поверхні.

Аналіз ширини рентгенівських максимумів на половині інтенсивності (FWHM), яка є відомою характеристикою дисперсності структурних елементів [15, 16], показав суттєве зростання FWHM піків Co(111) і Co(200), а також TiC(220) і TiC(311) (рис. 3).

На рисунку 3, а для прикладу показано максимуми Co(200) і TiC(220) до і після УЗУО. Подібна тенденція спостерігається на всіх досліджених матеріалах (рис. 3, б і в). Таким чином, впродовж інтенсивної пластичної деформації поверхневого шару за допомогою УЗУО відбувається зменшення розмірів зерен/субзерен матричного стопу та розмірів карбідних частинок TiC. Видно, що процес подрібнення структурних елементів матричного стопу найінтенсивніший у стопі П58, у якому об'ємна частка карбіду TiC сягає 40%, а подальше її зростання починає гальмувати його (рис. 3, б). Деформаційно ініційована зміна розмірів карбідів у всіх досліджених стопах приблизно однакова з деяким перевищенням для стопу П63 (рис. 3, в).

За результатами растрової електронної мікроскопії (рис. 4) УЗУО обумовлює істотну зміну морфології поверхні всіх досліджених стопів.

За рахунок дроблення частинок карбіду титану, поверхня стає однорідною та відбувається згладжування мікрорельєфу (рис. 4). У результаті такого впливу спостерігається не тільки зниження шорсткості поверхні, а і «заліковування» вихідних пор. Поруватість є найважливішим фактором, який впливає на жаростійкість та зносостійкість порошкових стопів кобальту з карбідами: з її збільшенням властивості погіршуються, незалежно від типу та вмісту карбіду [17, 18]. Крім того, поверхневі пори є концентраторами напруги, що знижують міцність від втоми матеріалів. Тому виявлений ефект деформаційного ущільнення модифікованого поверхневого шару є позитивним з точки зору покращення основних функціональних властивостей.

Деформаційне заліковування залишкової поруватості раніше спостерігалось на алюмінієвих [17] та титанових, [20–22] стопах за умов дробоструминного [19, 20] та ультразвукового ударного оброблення [21, 22]. З'ясовано, що визначальне значення мають зсувні складові пластичної деформації, які у нашому випадку можуть виникати за рахунок механічного перемішування поверхневого шару, що містить частинки карбідів, подрібнювані впродовж інтенсивної деформації за умов багатократного ударного навантаження.

Найяскравіше ефект деформаційного ущільнення (заліковування пор) проявляється на поперечному перерізі оброблених зразків. Для прикладу на рис. 5 представлено такий переріз для зразка з найбільшим вмістом карбіду титану — 60 об.%. Товщина найбільш істотно деформованого приповерхневого шару складає близько 6

мкм, а товщина шару подрібненої морфології дорівнює ~ 10 мкм. Можна бачити, що карбідні частинки чорного кольору зникають з поля зору, покриття стає суцільним однорідного сірого кольору.

Відомо, що ПД поверхні металевих стопів сприяє деформаційно-індукованому масопереносу [4, 10]. За даними хемічного аналізу в області покриття атомна концентрація основних складових вихідного стопу після УЗУО змінюється. Концентрація Карбону, Титану та Кобальту дорівнює приблизно 20 ат.%, а Хрому, Феруму та Ніколу — приблизно 10 ат.%. Таке співвідношення компонентів характерне для, так званих, високоентропійних стопів (ВЕС), які мають унікальні характеристики міцності. До того ж, одним з перспективних методів досягнення таких характеристик вважається додавання до складу ВЕС Карбону або активних карбідоутворюваль-

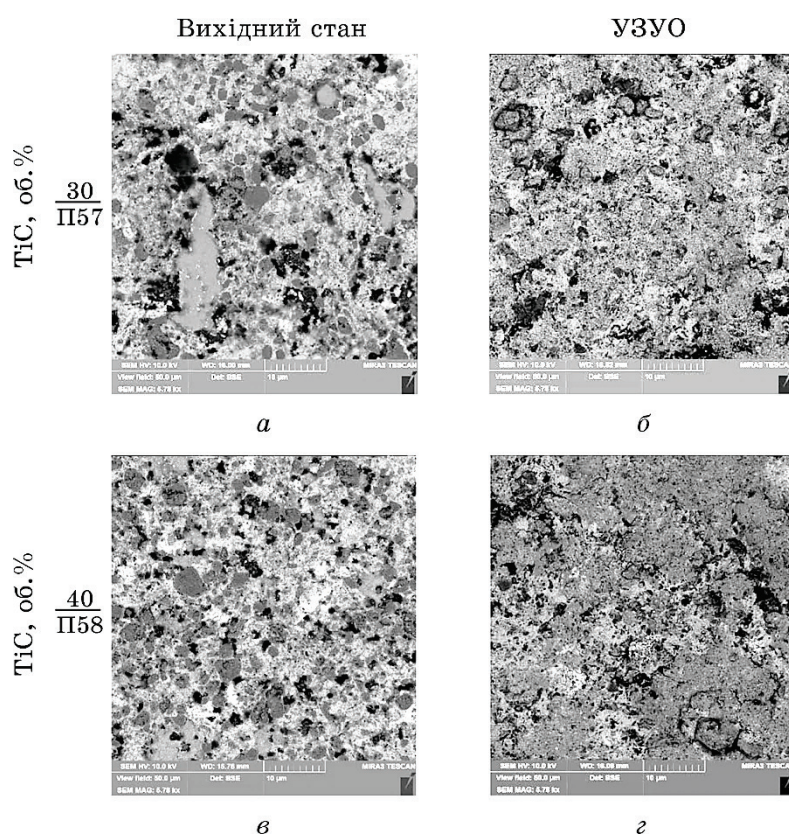
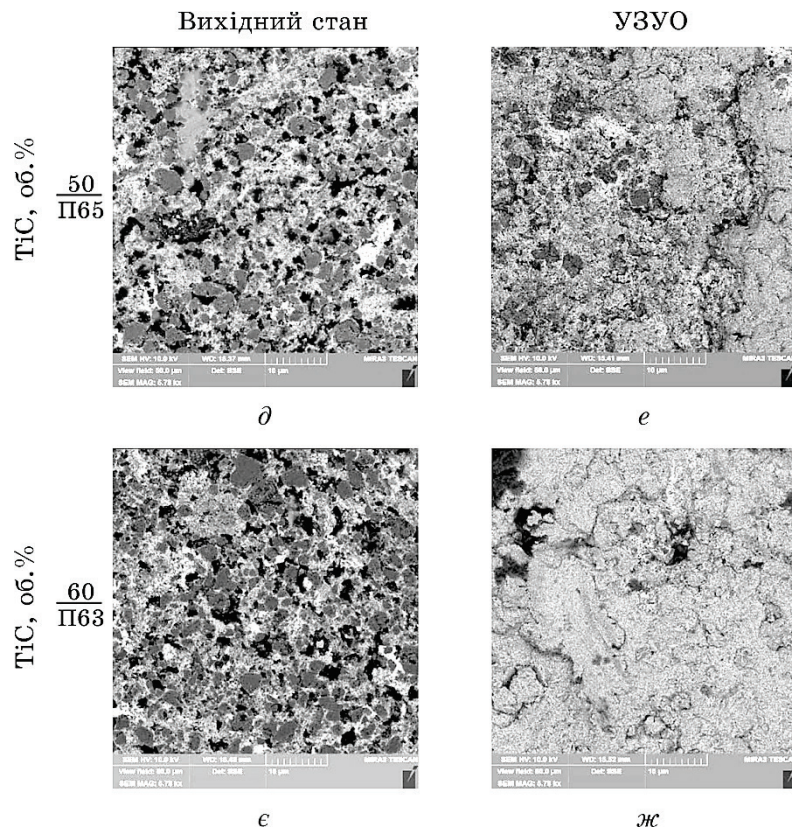


Рис. 4. Морфологія поверхні стопів із різним вмістом TiC у вихідному стані (а, в, д, е) та після УЗУО (б, г, е, ж).

Fig. 4. Surface morphology of the alloys with different TiC content in the initial state (а, в, д, е) and after UIT (б, г, е, ж).



Продовження рис. 4.

Continuation of Fig. 4.

них елементів для формування високоміцних дрібнодисперсних карбідів [23].

У нашому випадку така карбідна складова вже знаходиться в об'ємі ступу і під дією УЗУО відбувається подрібнення карбідних частинок та диспергування зеренної структури матриці з формуванням більш розвиненого міжзеренного простору, що сприяє активізації процесів масоперенесення та обумовлює встановлений концентраційний ефект.

Зазначені структурно-фазові трансформації внаслідок УЗУО забезпечують значне підвищення поверхневої міцності, як це впливає з рис. 6.

Значення твердості зростає зі збільшенням вихідного вмісту карбідної фази та синергетичного впливу УЗУО. Механізм зміцнення внаслідок УЗУО обумовлений відомими процесами: диспергування субзеренної/зеренної структури сприяє зерномежовому зміцненню

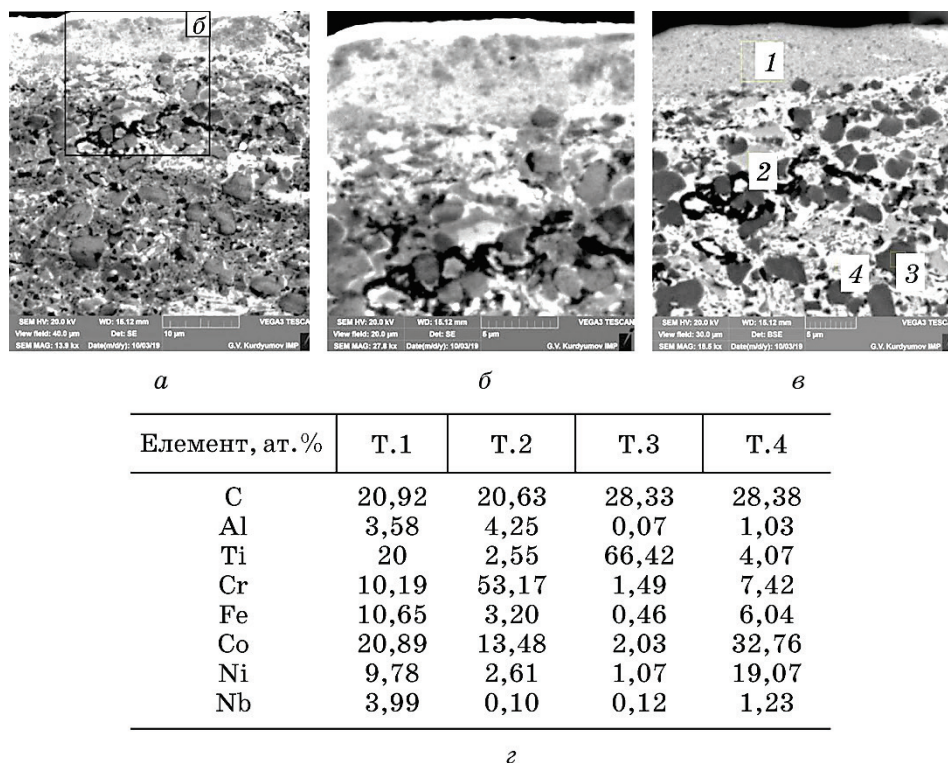


Рис. 5. Поперечний переріз зразка стопу з 60% об. TiC після УЗУО (*a, б* — морфологічний контраст; *в* — фазовий контраст) та результати хемічного аналізу різних областей модифікованого шару (*г*).

Fig. 5. Cross-section of the alloy sample with 60% vol. TiC after UIT (*a, б*—Secondary Electron; *в*—Back Scattered Electron) and chemical composition of the modified layer (*г*).

відповідно до співвідношення Холла–Петча [24], подрібнення карбідних частинок до субмікронного та наномасштабного рівня дозволяє припустити дію механізму зміцнення Орована [24–26], ліквідація поруватості у приповерхневій області веде до анігіляції шкідливих концентраторів напружень, а отже, сприяє підвищенню опору матеріалу до зовнішніх впливів типу зношування та втоми [26, 27], концентраційні зміни хемічного складу матричного стопу також можуть сприяти підвищенню корозійної стійкості модифікованої поверхні [16].

ВИСНОВКИ

Вперше ультразвукове ударне оброблення застосовано для модифі-

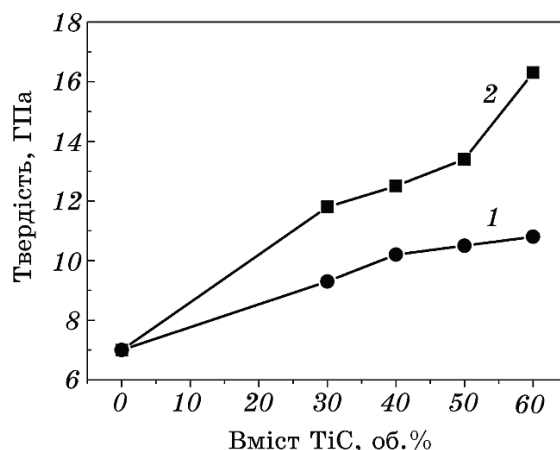


Рис. 6. Залежність твердості за Віккерсом від вмісту в стопі карбіду титану: 1 — початковий стан, 2 — після УЗУО.

Fig. 6. The dependence of the Vickers hardness on the content of titanium carbide in the alloy: 1—initial state, 2—after the UIT.

кації поверхневих шарів багатокомпонентних стопів Co–Ni–Cr–Nb–Fe–Al з карбідним зміцненням, одержаних методом порошкової металургії. Вміст TiC варіювався в інтервалі 30–60 об. %, відносна густина матеріалу складала 0,92–0,97. Оптимальний режим УЗУО: амплітуда торця концентратора $A = 25$ мкм, частота 21 кГц, потужність 0,6 кВт, тривалість оброблення — 100 с, кількість ударів бойка зі сталі ПХ15 на рівні 10^4 – 10^5 .

Синергетичний ефект карбідного зміцнення та УЗУО дозволяє досягти максимального значення твердості за Віккерсом на рівні 16 ГПа (навантаження 10 кг). Завдяки УЗУО вдається підвищити твердість стопу з 60 об. % TiC у 1,5 рази. Товщина найбільш істотно деформованого приповерхневого шару складає ~6 мкм, а товщина шару подрібненої морфології дорівнює ~10 мкм. Механізм зміцнення зумовлений процесом диспергування субзеренної/зеренної структури, дробленням карбідних частинок, ліквідацією поруватості у приповерхневій області та концентраційними змінами складу. Концентрація Карбону, Титану та Кобальту у модифікованому шарі дорівнює ~20 ат.%, а Хрому, Феруму та Ніколу ~10 ат.%, що є характерним для високоентропійних стопів і може бути додатковим фактором зміцнення.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. И. М. Любарский, Л. С. Палатник, *Металлофизика трения* (Москва: Металлургия: 1976).

2. K. C. Antony, *J. Metals*, **35**, № 2: 52 (1983).
3. Р. З. Валиев, *Физика и техника высоких давлений*, **18**: 12 (2008).
4. М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова, *Успехи физики металлов*, № 5: 345 (2004).
5. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
6. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**: 855 (2007).
7. Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
8. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металофіз. новітні технол.*, **39**, № 1: 49 (2017).
9. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металофіз. новітні технол.*, **37**, № 9: 1269 (2015).
10. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
11. C. A. Rodopoulos, A. Th. Kermanidis, E. Statnikov, V. Vityazev, and O. Korolkov, *J. Mater. Eng. Perform.*, **16**: 30 (2007).
12. V. Efremenko, K. Shimizu, T. Pastukhova, Y. Chabak, M. Brykov, K. Kusumoto, and A. Efremenko, *Int. J. Mater. Res.*, **109**, No. 2: 147 (2018).
13. С. С. Кипарисов, Ю. В. Левинский, А. П. Петров, *Карбид титана. Получение, свойства, применение* (Москва: Металлургия: 1987).
14. Р. П. Х. Флеминг, *Жаропрочные сплавы для газовых турбин* (Москва: Металлургия: 1981).
15. I. Nikitin, B. Scholtes, H. J. Maier, and I. Altenberger, *Scr. Mater.*, **50**: 1345 (2004).
16. Y. N. Petrov, G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk, M. A. Vasilyev, S. M. Voloshko, V. S. Skorodzievskii, and V. S. Filatova, *Mater. Sci. Eng. C*, **58**: 1024 (2016).
17. Т. С. Черепова, Г. П. Дмитрієва, В. К. Носенко, *Металознавство та обробка металів*, **3**: 36 (2015).
18. Г. П. Дмитриева, Т. С. Черепова, *Технологические системы*, **2**: 46 (2017).
19. H. Toda, K. Minami, K. Koyama, K. Ichitani, M. Kobayashi, K. Uesugi, and Y. Suzuki, *Acta Mater.*, **57**: 4391 (2009).
20. T. Horiya, T. Yamazaki, K. Takahashi, and H. Fujii, *NIPPON Steel Tech. Report*, No. 62: 92 (1994).
21. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).
22. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevez, S. M. Voloshko, and O. B. Mordyuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**: 1 (2020).
23. М. А. Тихоновский, А. С. Тортика, И. В. Колодий, П. И. Стоев, Т. Ю. Рудычева, Н. С. Бережная, И. Г. Танцюра, З. И. Колупаева, И. К. Мельников, *Вопросы атомной науки и техники*, № 4 (104): 37 (2016).
24. A. Sanaty-Zadeh, *Mater. Sci. Eng. A*, **531**: 112 (2012).
25. Z. Zhang and D. L. Chen, *Scripta Mater.*, **54**: 1321 (2006).
26. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, **205**: 5278 (2011).
27. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
28. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак,

Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **42**, № 3: 381 (2020).

REFERENCES

1. I. M. Lyubarskiy, L. S. Palatnik, *Metallofizika Treniya* [Metal Physics of Friction] (Moscow: Metallurgy: 1976) (in Russian).
2. K. C. Antony, *J. Metals*, **35**, No. 2: 52 (1983).
3. R. Z. Valiev, *Phys. High Pressure Technol.*, **18**: 12 (2008).
4. M. O. Vasiliev, G. I. Prokopenko, and V. S. Filatova, *Usp. Fiz. Met.*, **5**, No. 3: 345 (2004) (in Russian).
5. B. N. Mordiyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
6. B. N. Mordiyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibration*, **308**: 855 (2007).
7. G. I. Prokopenko, B. N. Mordiyuk, M. O. Vasyliiev, and S. M. Voloshko, *Fizychni Osnovy Ultrazvukovoho Udarnoho Zmitsnennya Metalevykh Poverkhon* [Physical Principles of Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian).
8. M. O. Vasylyev, B. M. Mordiyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 49 (2017) (in Ukrainian).
9. M. O. Vasyliiev, B. M. Mordiyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015) (in Ukrainian).
10. B. N. Mordiyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
11. C. A. Rodopoulos, A. Th. Kermanidis, E. Statnikov, V. Vityazev, and O. Korolkov, *J. Mater. Eng. Perform.*, **16**: 30 (2007).
12. V. Efremenko, K. Shimizu, T. Pastukhova, Y. Chabak, M. Brykov, K. Kusumoto, A. Efremenko, *Int. J. Mater. Res.*, **109**, No. 2: 147 (2018).
13. S. S. Kiparisov, Yu. V. Levinskiy, and A. P. Petrov, *Karbid Titana. Poluchenie, Svoystva, Primenenie* [Titanium Carbide. Production, Properties, Application] (Moscow: Metallurgy: 1987) (in Russian).
14. R. P. H. Fleming, *Vliyanie Dobavok Karbida Titana (TiC) v Dvoynye, Troynye i Bolee Slozhnye Splavy na Nikelevoy Osnove. In book Zharoprochnye Splavy dlya Gazovykh Turbin* (Moscow: Metallurgiya: 1981) (in Russian).
15. I. Nikitin, B. Scholtes, H. J. Maier, and I. Altenberger, *Scr. Mater.*, **50**: 1345 (2004).
16. Y. N. Petrov, G. I. Prokopenko, B. N. Mordiyuk, M. A. Vasilyev, S. M. Voloshko, V. S. Skorodzievskii, and V. S. Filatova, *Mater. Sci. Eng. C*, **58**: 1024 (2016).
17. T. S. Cherepova, G. P. Dmitrieva, and V. K. Nosenko, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **3**: 36 (2015) (in Ukrainian).
18. G. P. Dmitrieva and T. S. Cherepova, *Tekhnologicheskie Sistemy*, **2**: 46 (2017) (in Russian).
19. H. Toda, K. Minami, K. Koyama, K. Ichitani, M. Kobayashi, K. Uesugi, and Y. Suzuki, *Acta Mater.*, **57**: 4391 (2009).
20. T. Horiya, T. Yamazaki, K. Takahashi, and H. Fujii, *NIPPON Steel Tech. Report*, No. 62: 92 (1994).
21. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordiyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).

22. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordiuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**: 1 (2020).
23. M. A. Tikhonovsky, A. S. Tortika, I. V. Kolodiy, P. I. Stoev, T. Y. Rudycheva, N. S. Berezhnaya, I. G. Tantsjura, Z. I. Kolupaeva, and I. K. Melnikov, *Problems Atomic Sci. Technol.*, No. 4, 104: 37 (2016) (in Russian).
24. A. Sanaty-Zadeh, *Mater. Sci. Eng. A*, **531**: 112 (2012).
25. Z. Zhang and D. L. Chen, *Scripta Mater.*, **54**: 1321 (2006).
26. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, **205**: 5278 (2011).
27. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
28. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 3: 381 (2020) (in Ukrainian).