

## МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACSnumbers: 62.20.Qp, 68.35.Ct, 68.35.Dv, 68.35.Fx, 68.35.Gy, 68.37.Hk, 68.55.J-, 81.65.Lp

### Вплив хеміко-термічного оброблення на топографію поверхні титану

I. М. Погрелюк, С. М. Лаврись, І. В. Стасишин, О. В. Пеньковий\*

*Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України,  
вул. Наукова, 5,  
79060 Львів, Україна*

*\*Національний університет «Львівська політехніка»,  
вул. Степана Бандери, 12,  
79013 Львів, Україна*

Проаналізовано вплив хеміко-термічного оброблення (азотування та борування) на топографію поверхні технічно чистого титану Grade 2. Встановлено, що під час термодифузійного насичення азотом або бором за температури у 750°C на поверхні формується однофазна нітридна ( $Ti_2N$ ) або боридна (TiB) плівки. Зі збільшенням температури насичення до 900°C сформована поверхнева плівка стає двофазною ( $TiN + Ti_2N$  або  $TiB_2 + TiB$ ). Встановлено, що, незалежно від способу хеміко-термічного оброблення (азотування, борування), шерсткість поверхні титану Grade 2 підвищується. Проте комбінація висотних, крокових і додаткових (асиметрія, ексцес) параметрів шерсткості поверхні титану вигідно виділяє борування порівняно з азотуванням.

**Ключові слова:** титан, азотування, борування, структурно-фазовий стан, мікротвердість, топографія поверхні, шерсткість.

Influence of the thermochemical treatment (nitriding and boriding) on the surface topography of the Grade 2 commercially pure titanium is analysed.

Corresponding author: Iryna Mykolayivna Pohrelyuk  
E-mail: pohrelyuk@ipm.lviv.ua

*G. V. Karpenko Physico-Mechanical Institute, N.A.S. of Ukraine,  
5 Naukova Str., UA-79060 Lviv, Ukraine*

*\*Lviv Polytechnic National University, 12 Bandera Str., 79013 Lviv, Ukraine*

Please cite this article as: I. M. Pohrelyuk, S. M. Lavryts, I. V. Stasyshyn, and O. V. Penkovyi, Influence of Thermochemical Treatment on the Surface Topography of Titanium, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 9: 1179–1196 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.09.1183.

As established, the single-phase nitride ( $Ti_2N$ ) or boride ( $TiB$ ) films are formed on the surface during thermodiffusive saturation with nitrogen or boron at the temperature of  $750^\circ C$ . With increasing saturation temperature to  $900^\circ C$ , the formed surface film becomes a two-phase ( $TiN + Ti_2N$  or  $TiB_2 + TiB$ ) one. As found, a surface roughness of the Grade 2 titanium increases, regardless of thermochemical treatment (nitriding, boriding). However, the combination of the height, spacing and additional (skewness, kurtosis) roughness parameters of a titanium surface favourably singles out boriding compared with nitriding.

**Key words:** titanium, nitriding, boriding, phase-structural state, microhardness, surface topography, roughness.

Проаналізовано вплив хіміко-термічної обробки (азотування і борювання) на топографію поверхні технічно чистого титана Grade 2. Установлено, що во время термодифузійного насичення азотом або бором при температурі  $750^\circ C$  на поверхні формується однофазна нітридна ( $Ti_2N$ ) або боридна ( $TiB$ ) плівка. С увеличением температуры насыщения до  $900^\circ C$  сформированная поверхностная плівка становится двухфазной ( $TiN + Ti_2N$  или  $TiB_2 + TiB$ ). Установлено, что независимо от способа хіміко-термічної обробки (азотування, борювання) шероховатість поверхності титана Grade 2 підвищується. Однак комбінація висотних, шагових і додаткових (асиметрія, ексцес) параметрів шероховатості поверхності титана вигідно виділяє борювання по сравнению с азотуванням.

**Ключевые слова:** титан, азотування, борювання, структурно-фазове состояние, мікротвердість, топографія поверхності, шероховатість.

*(Отримано 13 березня 2017 р.)*

## 1. ВСТУП

Титан — унікальний за своїми властивостями матеріал. Він біосумісний з організмом людини, володіє малою питомою густиною, низьким модулем пружності і порогом холодноламкості, високими міцністю та корозійною тривкістю. Це уможливило використовувати титан і його стопи в авіакосмічній техніці, автомобілебудуванні, суднобудуванні, хімічній промисловості та в медицині. Однак низька поверхнева твердість та зносотривкість унеможливають використання титану у вузлах тертя механізмів і машин без додаткового поверхневого оброблення [1–5].

Для усунення означених недоліків застосовують хіміко-термічне оброблення (ХТО). Серед великої номенклатури методів ХТО титану найбільш вживаними є термодифузійне насичення поверхні елементами втілення, такими як Нітроген або Бор. Під час такого оброблення на поверхні формується зміцнений шар нітридів чи боридів титану із сприятливим поєднанням механічних (висока твер-

дість, зносотривкість, жаротривкість, втомна міцність) та фізико-хімічних (корозійна тривкість, теплопровідність, співмірні з титаном густина та коефіцієнт термічного розширення) властивостей. Також під час такого оброблення формується перехідний дифузійний шар ( $\alpha$ -твердий розчин елементів втілення в титановій матриці), що уможливорює уникати різкого градієнту властивостей між зміцненим шаром і титановою матрицею, а відтак унеможливорює розтріскування та сколювання поверхневих шарів під час експлуатації. Перевагою такого методу є також те, що він уможливорює обробляти деталі довільної форми, контролювати склад, структуру та глибину зміцненого шару [5–10].

Слід відзначити, що, залежно від технологічних параметрів ХТО, на поверхні формується зміцнений шар з новим мікрорельєфом та фізико-механічними властивостями, які, у свою чергу, впливають на зміну таких експлуатаційних властивостей виробу, як зносотривкість, втомна міцність та корозійна тривкість [10–15].

Метою роботи є оцінка впливу параметрів ХТО на топографію поверхні та фізико-механічні властивості поверхневого зміцненого шару титану технічної чистоти (Grade 2).

## 2. МЕТОДОЛОГІЯ

Випробування проводили на зразках ( $30 \times 10 \times 3$  мм<sup>3</sup>) технічно чистого титану Grade 2 (аналог ВТ1-0). Зразки шліфували, використовуючи абразивні стрічки із зернами  $Al_2O_3$  (корунд) розміром 15 мкм з наступним поліруванням довідними стрічками із розміром корундового зерна 9 мкм. Тривалість оброблення складала 30 хв. на кожен із процесів за контактного навантаження 0,1 МПа [16].

В якості ХТО було вибрано наступні методи термодифузійного насичення поверхні титану: азотування та борування (табл. 1).

Газове азотування проводили в попередньо вакуумованій камері за температур 750°C ( $\alpha$ -область) та 900°C ( $\beta$ -область) впродовж 5 годин в атмосфері азоту; охолодження з піччю. Використовували газоподібний азот технічної чистоти, який перед подачею в реакцій-

ТАБЛИЦЯ 1. Режим хеміко-термічного оброблення титану Grade 2.

TABLE 1. Modes of thermochemical treatment of Grade 2 titanium.

Умовне позначення режиму	Режим хеміко-термічного оброблення
R0	Без оброблення (вихідний стан)
R1	Азотування за температури 750°C
R2	Азотування за температури 900°C
R3	Борування за температури 750°C
R4	Борування за температури 900°C

ний простір печі висушували та звільняли від кисню, пропускаючи через капсулу з силікагелем, та нагрівали на  $\cong 50^{\circ}\text{C}$  вище температури насичення титанової стружки [17].

Безконтактне борування проводили за температур  $750^{\circ}\text{C}$  ( $\alpha$ -область) та  $900^{\circ}\text{C}$  ( $\beta$ -область) впродовж 5 годин; охолодження з піччю. Насичували з порошку карбіду бору в вакуумі 1 Па. Зразки в робочу камеру завантажували в спеціальному циліндричному контейнерні з неіржавійної сталі X18H10T. У контейнер засипали порошок карбіду бору  $\text{B}_4\text{C}$ , створюючи шар завтовшки 32 мм. Над шаром карбіду бору на відстані  $\cong 10$  мм підвішували досліджувані зразки [18].

Фазовий склад поверхневих шарів визначали рентгенівською фазовою аналізою на дифрактометрі ДРОН-3.0 у монохроматичному  $\text{CuK}\alpha$ -випроміненні з фокусуванням за схемою Бреґґа–Брентано. Дифрактограми знімали методом крокового сканування в інтервалі кутів  $2\theta = 10^{\circ}\text{--}90^{\circ}$ . Крок сканування —  $0,05^{\circ}$ , час експозиції в точці — 3–5 с, швидкість сканування — 1–40 об/хв.

Мікроструктурну аналізу поверхні проводили на сканувальному електронному мікроскопі ZEISS EVO 40XVP, який обладнано системою мікроаналізи INCA Energy 350. Ця система уможливує проводити якісну і кількісну аналізи вмісту домішок з точністю до 0,01% та автоматичне масштабування і маркування піків на спектрі, їх реконструкції та порівняння.

Рельєф поверхні зразків досліджували методом двокрокової фазозсувної інтерферометрії. Для досліджень було зібрано експериментальну установку на базі інтерферометра Тваймана–Гріна [19]. До складу експериментальної установки крім інтерферометра входили: лазер (джерело когерентного випромінення), розширювач лазерного променя, фазозсувний елемент (на основі п'єзокераміки) з блоком керування, цифрова відеокамера, тримач зразків та персональний комп'ютер. Лазерний промінь розширювався до розмірів, що перевищували розміри ділянки спостереження поверхні зразка. Інтерферограми ділянок спостереження реєстрували за допомогою відеокамери. За інтерферограмами поверхонь відтворювали їх рельєф на ділянці спостереження вихідних зразків та зразків після хеміко-термічного оброблення. Розмір ділянки спостереження  $1,9 \times 2,4$  мм<sup>2</sup>, а кількість точок розрізнення на її оцифрованій інтерферограмі —  $768 \times 1024$  пікселів, тобто рельєф ділянки спостереження відтворювався з розрізненням 2,4 мкм.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

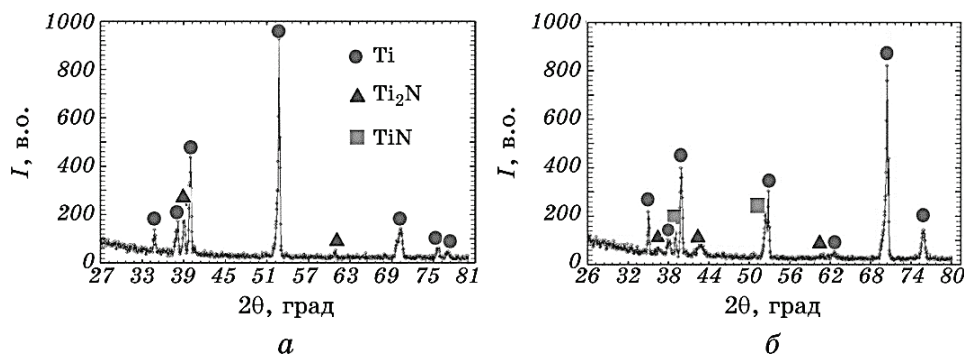
#### 3.1. Термодифузійне насичення азотом

В результаті азотування на поверхні формується щільна, добре зчеплена з матрицею нітридна плівка. Забарвлення та відбивна здат-

ність нітридної поверхні різна, залежно від температурних режимів оброблення. За температури 750°C поверхня — блискуча світло-сіра із золотистим відтінком, а зі збільшенням температури до 900°C стає матовою з темно-золотистим відтінком.

Таке забарвлення поверхні зразків, головним чином, залежить від сформованого на поверхні нітриду титану, його стехіометрії, товщини та інших характеристик. За результатами рентгенофазової аналізи після азотування за температури 750°C на поверхні зразків формується плівка нижчого нітриду титану  $Ti_2N$  ( $\epsilon$ -фаза) (рис. 1, *a*). У дифракційному спектрі нітриду  $Ti_2N$  домінують лінії (111) та (022). Зі збільшенням температури до 900°C під час термодифузійного насичення формується нітридна плівка, яка містить як нітрид нижчої валентності  $Ti_2N$ , так і мононітрид  $TiN$  ( $\delta$ -фаза) (рис. 1, *б*). Слід відзначити, що відносна інтенсивність ліній  $\epsilon$ -фази титану є вищою за інтенсивність рефлексів  $\delta$ -фази титану, що вказує на більшу кількість першої фази у поверхневому шарі. Формування двофазної нітридної плівки за вищої температури свідчить про інтенсифікацію нітридоутворення на поверхні титанового стопу Grade 2.

Поверхнєве зміцнення титану після термодифузійного насичення азотом підтверджують результати дюрOMETричних досліджень. Після азотування за температури 750°C поверхнева мікротвердість титану зростає у 2,5 рази (рис. 2). З підвищенням температури ХТО внаслідок активації процесів фазоутворення на поверхні мікротвердість оброблених зразків підвищується. Це пояснюється тим, що твердість мононітриду  $TiN$  порівняно з нітридом нижчої валентності  $Ti_2N$  є вищою (20–22 ГПа та 12–14 ГПа відповідно) [9]. Тому формування двофазної нітридної плівки забезпечує вищу поверхнєву



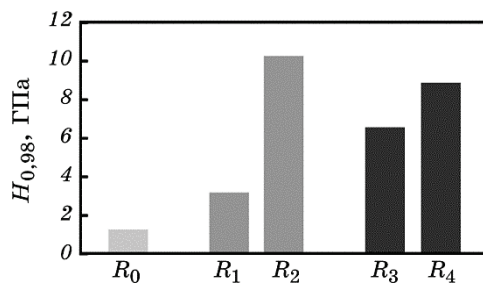
**Рис. 1.** Дифрактограми, одержані від поверхні стопу Grade 2, після азотування за температур 750°C (*a*) та 900°C (*б*).

**Fig. 1.** Diffraction patterns registered from the Grade 2 titanium alloy surface after nitriding at the temperatures of 750°C (*a*) and 900°C (*б*).

мікротвердість, яка практично у 8 разів вища за мікротвердість вихідних зразків (рис. 2).

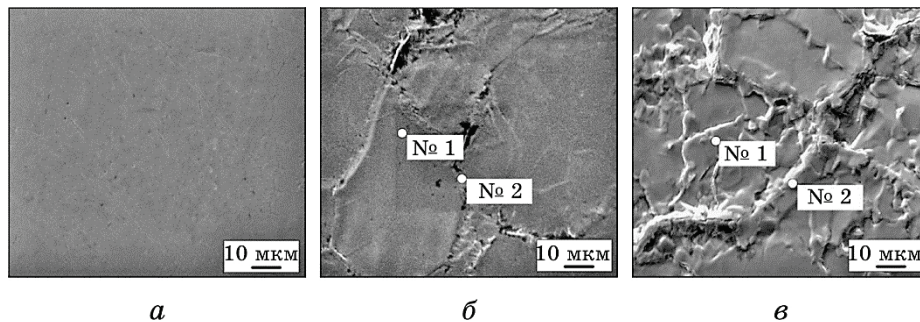
Після полірування поверхня досліджуваних зразків є дзеркальною з поодинокими мікроподряпинами (рис. 3, *a*). Після азотування топографія поверхні із дзеркальною текстурою перетворюється у текстуру, яка відтворює межі зерен, і тим більше, чим вища температура процесу (рис. 3). Це підтверджує рентгенівська мікроаналіза зразків після азотування, фіксуючи підвищену концентрацію азоту на межах зерен титану. Це дає змогу стверджувати, що саме межі зерен слугують новими центрами зародження нітридних плівок (табл. 2).

Отже, мікроструктурна аналіза поверхні зразків свідчить про те, що у енергетично вигідних місцях (межі зерен) активується зародження і формування (ріст) поверхневих нітридних плівок. Найін-



**Рис. 2.** Поверхнева мікротвердість титану Grade 2 у вихідному стані та після хеміко-термічного оброблення (див. табл. 1).

**Fig. 2.** Surface microhardness of Grade 2 titanium in initial state and after thermochemical treatment (see Table 1).



**Рис. 3.** Поверхня титану у вихідному стані (*a*) та після термодифузійного насичення азотом за температур 750°C (*б*) та 900°C (*в*).

**Fig. 3.** Surface of Grade 2 titanium in initial state (*a*) and after thermodiffusive saturation by nitrogen at the temperatures of 750°C (*б*) and 900°C (*в*).

**ТАБЛИЦЯ 2.** Мікрорентгенівська аналіза поверхні титану після азотування.**TABLE 2.** X-ray microanalysis of titanium surface after nitriding.

Елемент	Азотування за температури 750°C				Азотування за температури 900°C			
	Спектр № 1		Спектр № 2		Спектр № 1		Спектр № 2	
	% мас.	ат. %	% мас.	ат. %	% мас.	ат. %	% мас.	ат. %
Ti <sub>K</sub>	99,57	89,55	96,29	89,57	91,33	87,13	84,05	80,65
N <sub>K</sub>	0,43	1,45	3,29	10,43	8,07	12,87	15,95	19,35

тенсивніше текстура, яка відтворює межі зерен матеріалу, проявляється за температури азотування 900°C.

Шерсткість поверхні до та після ХТО аналізували за тривимірними інтерферограмами (рис. 4), використовуючи алгоритм реконструкції рельєфу поверхні за допомогою інтерферометра Тваймана–Гріна.

Мікрорельєф поверхні після полірування є практично субмікроскопічним, який відповідає 11 класу чистоти поверхні (табл. 3). Після азотування висотні параметри шерсткості збільшуються приблизно в 2,5–2,7 рази, крокові параметри практично не змінюються (табл. 3). Це пов'язано з тим, що після термодифузійного насичення азотом на поверхні формується новий мікрорельєф, де новими вершинами виступають нітридні фази Ti<sub>2</sub>N, які утворилися на межах зерен. З підвищенням температури азотування до 900°C висотні параметри збільшуються у 8,5–10 разів, а крокові зменшуються вдвічі (табл. 3), що обумовлене утворенням додаткових вершин профілю поверхні, за рахунок формування нітридної фази TiN.

Стандартні характеристики шерсткості поверхні (*Sa*, *St* та ін.), не завжди є визначальними чинниками під час експлуатації. Тому на практиці використовують додаткові характеристики шерсткості поверхні, а саме, асиметрію (*Ssk*) та ексцес (*Sku*) висотного розподілу профілю поверхні, що дають загальне уявлення про поверхню, форми її вершин та западин.

Параметр *Ssk* оцінює ступінь асиметрії у випадку асиметричного розподілу вершин і западин поверхні та може приймати як позитивні, так і негативні значення. Цей параметр описує асиметрію розподілу висот по відношенню до середньої площини. Рівномірний асиметричний розподіл мікронерівностей для Гавсових поверхонь має становити *Ssk* = 0. Для поверхонь з позитивним коефіцієнтом асиметрії домінують мікронерівності з чіткими високими вершинами, які виділяються із загалу, а від'ємне значення *Ssk* характеризує поверхню з глибокими западинами.

Параметр ексцес є мірою «вершинності», тобто розподілу висо-

**ТАБЛИЦЯ 3.** Параметри\* шерсткості поверхні титану Grade 2 у вихідному стані та після хеміко-термічних оброблянь.

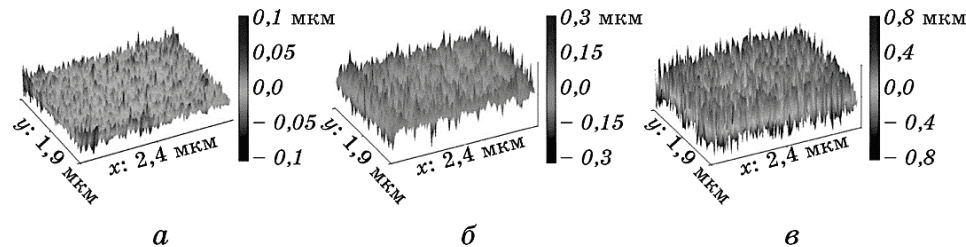
**TABLE 3.** Parameters of surface roughness for Grade 2 titanium in initial state and after thermochemical treatments.

Оброблення	$Sa$	$St$	$Sp$	$Sv$	$S$	$Ssk$	$Sku$
R0	0,054	0,293	0,155	0,138	2,21	-0,059	2,886
R1	0,134	0,772	0,415	0,357	2,04	-0,075	2,893
R2	0,465	2,871	1,462	1,409	1,01	-0,042	2,807
R3	0,089	0,600	0,253	0,347	1,30	-0,187	3,004
R4	0,405	2,320	1,065	1,255	1,04	-0,041	2,145

\* $Sa$  — середнє арифметичне відхилення по усій досліджуваній площині,  $St$  — загальна висота профілю,  $Sp$  — середня висота вершини профілю,  $Sv$  — середня глибина западин профілю,  $S$  — середній крок нерівностей профілю по вершинам,  $Ssk$  — коефіцієнт асиметрії поверхні,  $Sku$  — ексцес висотного розподілу по поверхні.

ти по поверхні. Він описує різкість розподілу висот і приймає значення  $Sku = 3$  для правильної Гавсової поверхні. Поверхні з  $Sku > 3$  мають вузькі і високі вершини функції розподілу нерівностей, а при  $Sku < 3$  — широкі і низькі.

Полірування титану абразивними стрічками дозволяє одержувати поверхні з невеликим від'ємним значенням коефіцієнта асиметрії, що властиве для більшості традиційних технологічних поверхонь, які характеризуються низькими вершинами і глибокими западинами. Ексцес полірованої поверхні є меншим, ніж для Гавсової поверхні (табл. 3). Це пояснюється тим, що полірування проводили по шліфованих поверхнях, де високі гострі виступи в процесі полірування зрізалися, після чого поверхня характеризувалася віднос-



**Рис. 4.** Рельєф поверхні титану Grade 2 змодельований методом інтерферометрії для початкового стану (а) та після азотування за температур 750°C (б) і 900°C (в).

**Fig. 4.** Relief of Grade 2 titanium alloy surface recovered by interferometric method for initial state (a) and after nitriding at the temperatures of 750°C (b) and 900°C (c).



но глибокими вузькими западинами і низькими широкими вершинами.

Азотування за температури  $750^{\circ}\text{C}$  має незначний вплив на ексцес поверхні та знижує параметр асиметрії у 2,9 рази, що характеризує поверхню з низькими вершинами і глибокими западинами (табл. 3). Підвищення температури газового азотування незначно знижує параметр ексцесу порівняно з вихідним. Коефіцієнт асиметрії підвищується і наближається до вихідного (без ХТО) (табл. 3). Таке підвищення коефіцієнта асиметрії відбувається внаслідок утворення нового мікрорельєфу по всій поверхні та істотного підвищення висотних параметрів шерсткості.

### 3.2. Термодифузійне насичення бором

Під час безконтактного борування на поверхні титану формується щільна, добре зчеплена з матрицею боридна плівка. Колір поверхні після ХТО зі збільшенням температури від  $750^{\circ}\text{C}$  до  $900^{\circ}\text{C}$  змінюється від блискучої металево-сірої до матової сіро-попелястої. Таке забарвлення залежить від структурно-фазового стану сформованого на поверхні бориду титану та інших характеристик.

Термодифузійне насичення бором за температури  $750^{\circ}\text{C}$  формує однофазну поверхневу плівку, яку представлено моноборидом  $\text{TiB}$  (рис. 5, а). На дифрактограмі, знятій від поверхні борованого зразка, зафіксовано рефлекси фази монобориду  $\text{TiB}$  з характерною для цієї фази текстурою вздовж кристалографічного напрямку  $[111]$ . Зі збільшенням температури ХТО ( $900^{\circ}\text{C}$ ) у дифракційному спектрі зафіксовано піки невисокої інтенсивності фази дибориду титану  $\text{TiB}_2$ , тобто формується двофазна поверхнева плівка (рис. 5, б). Від-

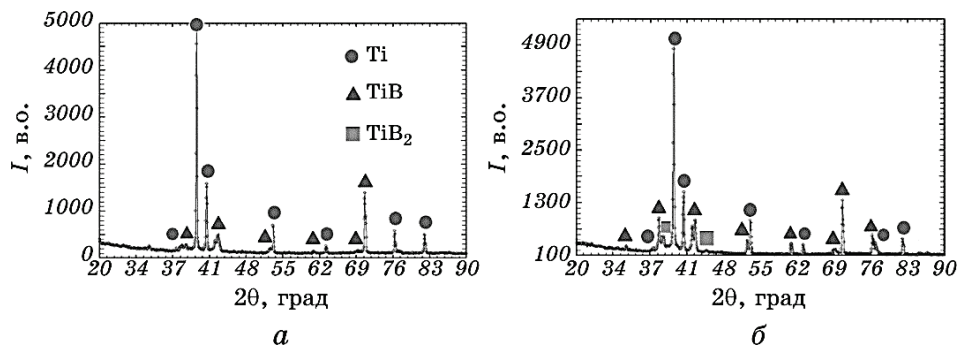


Рис. 5. Дифрактограми, одержані від поверхні ступу Grade 2, після борування за температур  $750^{\circ}\text{C}$  (а) та  $900^{\circ}\text{C}$  (б).

Fig. 5. Diffraction patterns registered from the Grade 2 titanium alloy surface after boriding at the temperatures of  $750^{\circ}\text{C}$  (a) and  $900^{\circ}\text{C}$  (b).

носна інтенсивність ліній монобориду титану є вищою за інтенсивність рефлексів дибориду, що вказує на більшу кількість першої фази у поверхневому шарі. Також спостерігається збільшення відносної інтенсивності рефлексів боридної фази TiB на фоні зменшення відносної інтенсивності ліній  $\alpha$ -титану, що якісно свідчить про потовщення боридної плівки.

За рахунок утворення боридних фаз під час безконтактного борування відбувається поверхнєве зміцнення титану, про що свідчать результати дюрOMETричної аналізи. За температури насичення 750°C мікротвердість поверхні зростає у 5 разів порівняно з вихідним станом (рис. 2). Слід відзначити, що за температури насичення 750°C приріст поверхневої мікротвердості титану після борування є більшим у 2 рази порівняно з азотуванням, що пояснюється більшою твердістю монобориду TiB порівняно з твердістю нітриду Ti<sub>2</sub>N (16–18 ГПа проти 12–14 ГПа) [9, 10]. Зі збільшенням температури борування, внаслідок активізації процесів газонасичення та фазоутворення, поверхнева мікротвердість титану Grade 2 збільшується у 6,8 рази порівняно з вихідною (рис. 2). При проведенні процесів ХТО за температури 900°C рівень приповерхневого зміцнення після азотування підвищується інтенсивніше порівняно з боруванням, хоча диборид титану TiB<sub>2</sub> є твердішим за мононітрид титану TiN (20–22 ГПа проти 29–31 ГПа) [9, 10]. Така відмінність може пояснюватися тим, що поверхнева мікротвердість є інтегральною характеристикою та залежить від кількості фаз і їх співвідношення у зміцненому модифікованому шарі.

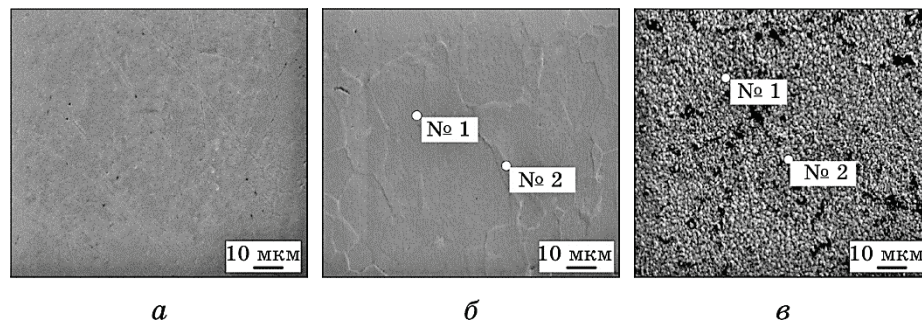
Мікроструктурна та мікрорентгенівська аналізи поверхні після борування за температури 750°C свідчать про рівномірне проникнення атомів Бору у матрицю матеріялу та незначне підвищення рельєфності поверхні. Спостерігаємо деяке підвищення інтенсивності проникнення атомів межами зерен, однак цей ефект є менш істотним порівняно з ефектом під час азотування (рис. 6, табл. 4). З підвищенням температури борування (900°C) еволюція покриття з однофазного у двофазне посилює рельєфність поверхні, на якій спостерігаємо сегрегацію включень кулястої форми, які займають практично всю площу поверхні (рис. 6). На відміну від атомів Нітрогену, атоми Бору рівномірно дифундують в матрицю титану і не створюють текстури, сформованої за рахунок переважальної дифузії межами зерен.

Як і для азотування, так і для борування збільшення рельєфності поверхні титанового стопу Grade 2 зі збільшенням температурних параметрів ХТО внаслідок інтенсифікації фазоутворення впливає на геометричні параметри якості поверхні.

Борування зразків за температури 750°C внаслідок інтенсивного росту боридної плівки збільшує висотні параметри шерсткості. Однак порівняно з азотуванням під час борування утворюється велика

кількість дрібних, близько розташованих мікронерівностей, що менш інтенсивно підвищує висотні параметри шерсткості поверхні (1,6 проти 2,5 рази), але збільшує їх кількість і, як наслідок, зменшує крокові параметри практично у 2 рази порівняно з вихідним станом (табл. 4). З підвищенням температури до 900°C висотні параметри профілю поверхні збільшуються, а крокові зменшуються внаслідок формування на поверхні боридної плівки (рис. 7). На відміну від азотування, борування менш інтенсивно впливає на збільшення висотних параметрів шерсткості поверхні, однак зменшує крокові параметри (табл. 4).

Як і процес азотування, термодифузійне насичення титанового ступу Grade 2 бором за температури 750°C сприяє зниженню значення асиметрії поверхні у 3,2 рази, а ексцес наближається до значення 3 (розподіл Гавса) (табл. 4), що вказує на незначний ріст вершин та збільшення глибини западин профілю поверхні. З підвищенням температури насичення до 900°C параметр асиметрії збільшується і наближається до вихідного. Однак, ексцес поверхні



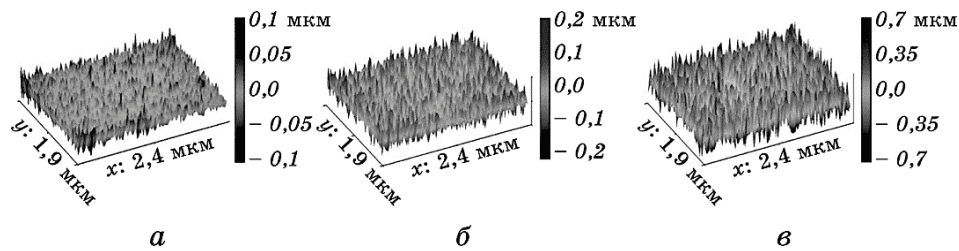
**Рис. 6.** Поверхня титану у вихідному стані (а) та після термодифузійного насичення бором за температур 750°C (б) та 900°C (в).

**Fig. 6.** Surface of Grade 2 titanium in initial state (a) and after thermodiffusion saturation by boron at the temperatures of 750°C (b) and 900°C (c).

**ТАБЛИЦЯ 4.** Мікрорентгенівська аналіза поверхні титану після борування.

**TABLE 4.** X-ray microanalysis of Grade 2 titanium surface after boriding.

Елемент	Борування за температури 750°C				Борування за температури 900°C			
	Спектр № 1		Спектр № 2		Спектр № 1		Спектр № 2	
	% мас.	ат.%	% мас.	ат.%	% мас.	ат.%	% мас.	ат.%
Ti <sub>K</sub>	93,89	89,78	97,89	85,86	88,55	88,22	87,56	84,01
B <sub>K</sub>	6,11	10,22	7,89	14,14	11,45	11,78	12,44	15,99



**Рис. 7.** Рельєф поверхні титану Grade 2, змодельований методом інтерферометрії, для початкового стану (а) та після борювання за температур 750°C (б) і 900°C (в).

**Fig. 7.** Relief of Grade 2 titanium alloy surface recovered by interferometric method for initial state (a) and after boriding at the temperatures of 750°C (b) and 900°C (c).

знижується у 1,3 рази, що пояснюється утворенням нового рельєфу з характерною текстурою поверхні (боридними включеннями сферичної форми), що створює низькі і розлогі вершини.

Аналіза одержаних результатів і літературних даних [10–15] уможливило виділити комплекс (комбінацію висотних, крокових та інших) параметрів шерсткості поверхні титану після термодифузійного насичення бором. Найменший приріст висотних параметрів цієї поверхні дає змогу прогнозувати кращі корозійні, втомні та трибологічні її властивості порівняно з азотованою поверхнею. Комбінація асиметрії та ексцесу доповнює уявлення про мікрогеометрію борованої поверхні титану. Утворення низьких широких вершин та глибоких впадин повинно сприяти кращій здатності утримувати поверхнею мастило та чинити менший питомий тиск на плями фактичного контактування під час тертя. Причому чим менша висота виступів, тим менші втрати матеріялу під час припрацювання (малий об'єм зношеного матеріялу) та вища корозійна тривкість матеріялу.

### 3. ВИСНОВКИ

1. Результати рентгенофазової аналізи поверхні при насиченні азотом чи бором за температури 750°C свідчать про формування на ній однофазної нітридної ( $Ti_2N$ ) чи боридної ( $TiB$ ) плівки. Зі збільшенням температури насичення до 900°C сформована поверхнева плівка потовщується і змінюється з однофазної на двофазну ( $Ti_2N + TiN$  чи  $TiB + TiB_2$  відповідно).

2. Встановлено, що за температури насичення 750°C кращим, з точки зору поверхневого зміцнення, є термодифузійне насичення бором, а за температури 900°C вищий рівень поверхневої мікротвер-

дості забезпечує термодифузійне насичення азотом.

3. Незалежно від способу та температури хеміко-термічного оброблення (азотування, борування) висотні параметри шерсткості поверхні титану Grade 2 зростають. На відміну від азотування борування менш інтенсивно впливає на збільшення висотних параметрів шерсткості поверхні, при цьому зменшує крокові параметри. Найнижчі показники шерсткості поверхні фіксували після термодифузійного насичення бором за температури 750°C.

4. Термодифузійне насичення елементами втілення (Нітроген, Бор) за температури 750°C сприяє зниженню коефіцієнта асиметрії досліджуваних поверхонь. З підвищенням температури ХТО (900°C) значення коефіцієнта асиметрії зростають і наближаються до аналогічних значень у вихідному стані. Параметр ексцесу поверхні за температури 750°C для азотування практично не змінюється, а для борування зростає і наближається до значень правильної поверхні (Гавсового розподілу). Зі зростанням температури термодифузійного насичення ексцес поверхонь знижується.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. C. Leyens and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications* (Weinheim: Wiley-VCH: 2003).
2. А. Н. Петрунько, Ю. Г. Олесов, В. А. Дрозденко, *Титан в новой технике* (Москва: Металлургия: 1979).
3. D. M. Brunette, P. Tengvall, M. Textor, and P. Thomsen, *Titanium in Medicine* (Berlin: Springer: 2001).
4. В. А. Богуслаев, Ал. А. Олейник, Ан. А. Олейник, Д. В. Павленко, С. А. Субботин, *Прогрессивные технологии моделирования, оптимизации и интеллектуальной автоматизации этапов жизненного цикла авиационных двигателей* (Запорожье: Мотор Сич: 2009).
5. А. Ф. Аксенов, И. Е. Полищук, Э. А. Кульгавый, А. С. Синьковский, *Трение и износ*, **3**, № 3: 422 (1982).
6. В. М. Федірко, І. М. Погрелюк, *Азотування титану та його сплавів* (Київ: Наукова думка: 1995).
7. S. Aich and K. S. Ravi Chandran, *Metall. Mater. Trans. A*, **33**, Iss. 11: 3489 (2002).
8. О. Tkachuk, Ya. Matychak, I. Pohrelyuk, and V. Fedirko, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 8: 1079 (2014).
9. W. Sha, H. Ali, and X. Wu, *Surf. Coat. Technol.*, **202**, Iss. 24: 5832 (2008).
10. M. Mizuno, I. Tanaka, and H. Adachi, *Phys. Rev. B: Condens. Matter*, **59**, Iss. 23: 15033 (1999).
11. А. Г. Суслов, *Инженерный журнал*, № 1: 6 (2000).
12. І. М. Погрелюк, Х. Б. Василів, В. М. Федірко, О. В. Самборський, *Фіз.-хім. механіка матеріалів*, № 3: 57 (2010).
13. А. А. Алиев, В. П. Булгаков, Б. С. Приходько, *Вестник Астраханского государственного технического университета*, № 1: 8 (2004).
14. В. В. Порошин, *Основы комплексного контроля топографии поверхности*

- деталей (Москва: Машиностроение: 2007).
15. С. С. Дьяченко, И. В. Пономаренко, *Прогресивні технології і системи машинобудування*, **47**, № 1: 128 (2014).
  16. J. Kim, E. Lim, and Y. Jung, *J. Cent. South Univ.*, No. 1: 155 (2012).
  17. В. Н. Федирко, И. Н. Погрелюк, *Титан*, № 3: 31 (2011).
  18. І. М. Погрелюк, В. М. Федірко, О. В. Самборський, *Наукові нотатки*, № 31: 265 (2011).
  19. L. I. Muravsky, A. B. Kmet', and T. I. Voronyak, *Opt. Lasers Eng.*, **50**, Iss. 11: 1508 (2012).

## REFERENCES

1. C. Leyens and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications* (Weinheim: Wiley-VCH: 2003).
2. A. N. Petrun'ko, Yu. G. Olesov, and V. A. Drozdenko, *Titan v Novoy Tekhnike* (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
3. D. M. Brunette, P. Tengvall, M. Textor, and P. Thomsen, *Titanium in Medicine* (Berlin: Springer: 2001).
4. A. V. Boguslaev, Al. A. Oleinik, An. A. Oleinik, D. V. Pavlenko, and S. A. Subbotin, *Progressivnye Tekhnologii Modelirovaniya, Optimizatsii i Intellektual'noy Avtomatizatsii Etapov Zhiznennogo Tsikla Aviatsionnykh Dvigatelye* (Zaporozhye: Motor Sich: 2009) (in Russian).
5. A. F. Aksenov, I. E. Polishchuk, E. A. Kul'gavyi, and A. S. Sin'kovskiy, *Trenie i Iznos*, **3**, № 3: 422 (1982) (in Russian).
6. V. M. Fedirko and I. M. Pohreliuk, *Azotuvannya Tytanu ta Yogo Splaviv* (Kyiv: Naukova Dumka: 1995) (in Ukrainian).
7. S. Aich and K. S. Ravi Chandran, *Metall. Mater. Trans. A*, **33**, Iss. 11: 3489 (2002).
8. O. Tkachuk, Ya. Matychak, I. Pohrelyuk, and V. Fedirko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 8: 1079 (2014).
9. W. Sha, H. Ali, and X. Wu, *Surf. Coat. Technol.*, **202**, Iss. 24: 5832 (2008).
10. M. Mizuno, I. Tanaka, and H. Adachi, *Phys. Rev. B: Condens. Matter*, **59**, Iss. 23: 15033 (1999).
11. A. G. Suslov, *Inzhenernyy Zhurnal*, No. 1: 6 (2000) (in Russian).
12. I. M. Pohreliuk, Kh. B. Vasyliiv, V. M. Fedirko, and O. V. Samborskyi, *Fiz.-Khim. Mekhanika Materialiv*, No. 3: 57 (2010) (in Ukrainian).
13. A. A. Aliev, V. P. Bulgakov, and B. S. Prihod'ko, *Vestnik Astrakhanskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, No. 1: 8 (2004) (in Russian).
14. V. V. Poroshin, *Osnovy Kompleksnogo Kontrolya Topografii Poverkhnosti Detaley* (Moscow: Mashinostroenie: 2007) (in Russian).
15. S. S. Diachenko and I. V. Ponomarenko, *Progresyvni Tekhnologii i Systemy Mashynobuduvannya*, **47**, No. 1: 128 (2014) (in Ukrainian).
16. J. Kim, E. Lim, and Y. Jung, *J. Cent. South Univ.*, No. 1: 155 (2012).
17. V. N. Fedirko and I. N. Pogrelyuk, *Titan*, No. 3: 31 (2011) (in Russian).
18. І. М. Pohreliuk, V. M. Fedirko, and O. V. Samborskyi, *Naukovi Notatky*, No. 31: 265 (2011) (in Ukrainian).
19. L. I. Muravsky, A. B. Kmet', and T. I. Voronyak, *Opt. Lasers Eng.*, **50**, Iss. 11: 1508 (2012).