

УДК 669.295:621.78

ЕФЕКТИВНІСТЬ ГАЗОВОГО АЗОТУВАННЯ ДВОФАЗНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

*І. М. ПОГРЕЛЮК, С. М. ЛАВРИСЬ, В. С. ТРУШ,
О. Г. ЛУК'ЯНЕНКО, Т. М. КРАВЧИШИН*

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Оцінено ефективність газового азотування двофазних титанових сплавів за результатами металографічного, рентгенофазового та дюрOMETричного аналізів. Встановлено, що з підвищенням коефіцієнта стабілізації β -фази послаблюється інтенсивність нітридоутворення та газонасичення під час азотування сплаву. Виявлено, що найнижча ефективність азотування відповідає високоалегованому сплаву VT22 з найвищим коефіцієнтом β -стабілізації. Проаналізовано основні технологічні (термоциклування) та структурні (попередні деформаційне чи лазерне оброблення) підходи до поліпшення азотування.

Ключові слова: *двофазний титановий сплав, газове азотування, твердість, структура, комбіноване оброблення, інтенсифікація.*

Assessment of the efficiency of gas nitriding of two-phase titanium alloys was carried out using metallographic, XRD and durometric analyses. It was shown that the higher β -stabilization coefficient in the alloy, the lower the intensity of nitride formation and gas saturation during nitriding. It was shown that the lowest nitriding efficiency corresponded to VT22 high-alloyed titanium alloy with the highest β -stabilization coefficient. The main technological (thermal cycling) and structural (preliminary deformation or laser treatment) approaches to their increasing the nitriding efficiency are analyzed.

Keywords: *two-phase titanium alloy, gas nitriding, hardness, structure, combined treatment, intensification.*

Вступ. Двофазні високоміцні ($\alpha+\beta$)-титанові сплави – широкоживані матеріали в авіабудуванні, що пов'язано з їх високою питомою міцністю та корозійною тривкістю [1–3]. З них виготовляють деталі фюзеляжу, крил, шасі, систем керування, силові елементи літаків, в тому числі зварні, деталі кріплення тощо. Проте надійність цих виробів часто залежить не тільки від їх міцності, але й трибологічних властивостей [1–6].

Серед численних методів поверхневого зміцнення, які підвищують зносо- та фретинготривкість титанових сплавів, ефективним і економічно виправданим є газове азотування [7–10], яке технологічно просте, забезпечує стабільні фізико-хімічні характеристики оброблених поверхонь, не потребує додаткових операцій, легко відтворюється та дає можливість обробляти деталі складної форми, в тому числі і з отворами. Сформовані перехідні дифузійні шари сприяють міцному зчепленню поверхневого нітридного шару з основою.

Мета дослідження – оцінити ефективність газового азотування двофазних титанових сплавів за параметрами зміцнення приповерхневих шарів виробів.

Матеріал та методика. Досліджували циліндричні зразки ($D = 10$ mm; $h = 5$ mm), виготовлені з прутків високоміцних ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів VT14, VT16, VT22 та T110 системи Ti–Al–V–Fe–Zr–Mo–[(Nb),(Cr)] (табл. 1). Перед азо-

туванням, щоб зняти залишкові напруження, видалити водень та гомогенізувати структуру, їх відпалювали у вакуумі ($P = 0,05 \text{ mPa}$, $T = 750^\circ\text{C}$, $\tau = 2 \text{ h}$).

Таблиця 1. Хімічний склад сплавів

Позначення	Сплав	Вміст легувальних елементів, mass%							
		Al	V	Fe	Zr	Mo	Nb	Cr	Ti
1	BT14	3,5...6,3	0,9...1,9	0,25	0,3	2,5...3,8	–	–	Основа
2	BT16	1,8...3,8	4,0...5,0	0,25	0,3	4,5...5,5	–	–	Основа
3	T110	5,0...6,0	0,8...2,0	1,5...2,5	0,3...0,8	0,8...1,8	3,5...4,8	–	Основа
4	BT22	4,4...5,7	4,0...5,5	0,5...1,5	0,3	4,0...5,5	–	0,5...1,5	Основа

Азотували, використовуючи установку для термічного оброблення у вакуумі та контрольованих газових середовищах. Застосовували газоподібний азот технічної чистоти, що містив не більше 0,4 vol.% кисню і $0,07 \text{ g/m}^3$ парів води. Перед подачею в реакційний простір печі його пропускали крізь капсулу з силікагелем і титанову стружку, нагріту на 50°C вище температури насичення.

Фазовий склад приповерхневих шарів сплаву після азотування визначали дифрактометром ДРОН-3.0 у монохроматичному $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні з фокусуванням за схемою Бреґга–Брентано. Шорсткість поверхні до та після азотування вимірювали профілометром моделі 176021 з автоматичним фіксуванням середнього арифметичного відхилення профілю R_a . Мікроструктуру досліджували з допомогою оптичного “Eriquant” та сканувального електронного EVO 40XVP мікроскопів.

За ефективність азотування приймали ступінь приповерхневого зміцнення сплаву внаслідок дифузійного насичення азотом, який оцінювали за мікротвердістю поверхні H_{μ}^{surf} , її приростом $\Delta H_{\mu}^{\text{surf}}$, розподілом мікротвердості по перетину зміцненого шару і його глибиною l . Мікротвердість вимірювали приладом ПМТ-3М, а її розподіл по перетину зразків визначали на “скісних” шліфах, виготовлених під кутом $\sim 15^\circ$. За розмір зміцненого шару брали відстань від поверхні до відновлених відбитків індентора, за якими мікротвердість металу на 0,2 GPa вища, ніж матриці сплаву.

Результати та їх обговорення. Під час азотування за вибраним режимом ($T = 850^\circ\text{C}$, $\tau = 5 \text{ h}$, $P_{\text{N}_2} = 10^5 \text{ Pa}$) на поверхні сплавів формується нітридний шар (TiN і Ti_2N) (рис. 1а) завтовшки $\sim 3 \mu\text{m}$. Тому поверхневий рентгенівський спектр містить і рефлекси матричної фази – α - і β -титану, які зміщені до ближніх кутів відбиття через виникнення шару твердого розчину азоту в титані (дифузійної зони).

Нітридні фази на поверхні сплавів мають переважні орієнтації. У дифракційному спектрі нітриду TiN_x домінують лінії (111) і (200), упорядковані у напрямку [200] незалежно від сплаву (рис. 1б). Найтекстурованіший нітрид на сплаві BT16. Ступінь його текстури послаблюється у такій послідовності: BT16 \rightarrow T110 \rightarrow BT14 \rightarrow BT22, про що свідчить і зменшення коефіцієнта текстури площини (200) $T_{(200)}$ (табл. 2). Нітриду Ti_2N властива орієнтація площиною (002), яка на сплавах посилюється у тому ж порядку (рис. 1с).

У результаті утворення та росту нітридного шару формується характерний мікрорельєф поверхні, через що погіршується її якість: значення R_a суттєво підвищуються, а шорсткість збільшується залежно від сплаву (рис. 1д). Після азотування, незалежно від вихідного стану, параметр R_a для всіх досліджуваних сплавів знаходиться в діапазоні дев'ятого класу шорсткості.

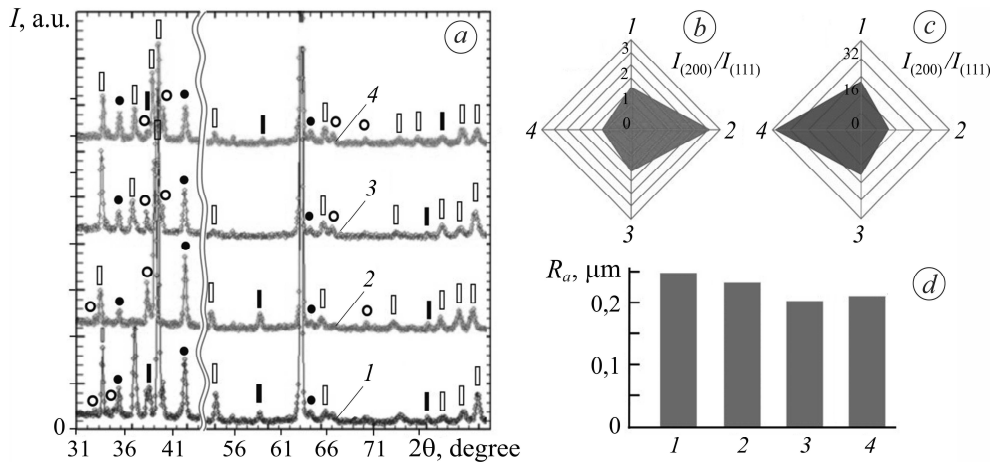


Рис. 1. Дифрактограма (а), співвідношення текстур фаз TiN_x (b) та Ti_2N (c), параметр шорсткості R_a (d) після азотування титанових сплавів 1–4 (згідно з табл. 1):

● – TiN ; ○ – Ti_2N ; □ – $\alpha\text{-Ti}$; ▨ – $\beta\text{-Ti}$.

Fig. 1. X-ray diffraction patterns (a), textures ratio of TiN_x (b) and Ti_2N (c) phases, roughness parameter R_a (d) after nitriding of titanium alloys 1–4 (according to Table 1):

● – TiN ; ○ – Ti_2N ; □ – $\alpha\text{-Ti}$; ▨ – $\beta\text{-Ti}$.

Таблиця 2. Відношення інтенсивностей $I_{(111)}/I_{(200)}$ та коефіцієнт текстури площини (002) $T_{(200)}$ фази TiN_x на титанових сплавах після азотування

Сплав	$I_{(111)}/I_{(200)}$	$T_{(200)}^*$
BT14	0,5923	0,6280
BT16	0,3251	0,7547
T110	0,5972	0,6261
BT22	0,8847	0,5306

* – $T_{(200)} = I_{(200)} / (I_{(200)} + I_{(111)})$ [8].

Після азотування мікротвердість поверхні сплавів збільшується у 2,5–3,5 рази. Слід зауважити, що азотований шар градієнтний, про що свідчить плавний розподіл твердості по перетину сплавів (рис. 2a). Найвищу поверхневу мікротвердість, як і найбільший її приріст після азотування, має сплав BT14 (табл. 3), в якому формується найміцніший і найглибший азотований шар (рис. 2a; табл. 3). Це, очевидно, пов'язано з температурою поліморфного перетворення та коефіцієнтом стабілізації β -фази сплавів (k_β) (рис. 2b), а також з розчинністю та дифузійною рухливістю азоту в α - та β -фазах титану [2, 9]. Загалом відносний ступінь поверхневого зміцнення K ($K = [(H_\mu^{\text{surf.}} - H_\mu^{\text{core}}) / H_\mu^{\text{core}}] \cdot 100\%$), де мікротвердість H_μ^{core} – серцевини і $H_\mu^{\text{surf.}}$ – поверхні металу сплавів, яка після азотування знижується у такій послідовності: BT14 → BT16 → T110 → BT22.

Отже, ефективність поверхневого зміцнення під час ізотермічного газового азотування найнижча для сплаву BT22 (рис. 2b, табл. 3). Безумовно, з подовженням його тривалості і, особливо, з підвищенням температури збільшуватиметься і ступінь приповерхневого зміцнення сплаву [9]. Проте високі температури насичення негативно впливатимуть на його механічні характеристики [10, 11]. Тому проаналізуємо шляхи підвищення рівня приповерхневого зміцнення сплаву BT22, використовуючи технологічні [9, 12–14] і структурні [14–25] підходи для інтенсифікації газового азотування.

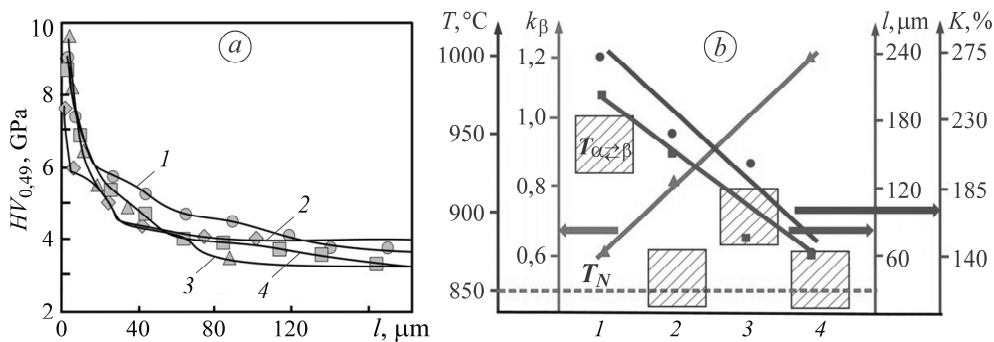


Рис. 2. Розподіл мікротвердості по перетину титанових сплавів після азотування (а) та залежність ступеня приповерхневого зміцнення K від коефіцієнта β -стабілізації k_β (b) (1–4 – сплави згідно з табл. 1).

Fig. 2. Distribution of microhardness on the cross-section of titanium alloys after nitriding (a) and dependence of the degree of near-surface hardening K on the β -stabilization coefficient k_β (b) (1–4 – titanium alloys according to Table 1).

Таблиця 3. Твердість поверхні, її приріст та розмір приповерхневого зміцненого шару металу титанових сплавів після азотування

Сплав	$HV_{0,49}$, GPa		$\Delta HV_{0,49}$, GPa	l , μm
	до азотування	після		
BT14	3,7	13,0	9,3	190
BT16	4,0	11,2	7,2	160
T110	4,4	10,0	5,6	80
BT22	3,7	9,8	6,0	60

Зміна термодинаміки насичення. Підвищити інтенсивність азотування можна, змінюючи термодинамічні параметри насичення, зокрема швидкість нагрівання–охолодження, та циклічно – температуру. Наприклад, внаслідок циклічної зміни температури (термоциркування) фізико-хімічні умови на межі газ–метал активізують нитридоутворення і посилюватимуть ефективність процесу. Окрім того, перепад температур у реакційній зоні призведе до постійної конвекції азотовмісного газу (підведення свіжих порцій азоту), а отже, пришвидшить нитридоутворення [9, 12]. Термоциркуванням вдається скоротити час перебування металу в області високих температур, а отже, послабити негативний вплив азотування на механічні властивості сплаву [14].

Щоб оцінити ефективність зміни термодинамічних параметрів, сплав BT22 азотували за умов ізотермічного (рис. 3а, схема 1) та неізотермічного (рис. 3а, схема 2) насичення з однаковою експозицією в середовищі, за таких режимів: 820°C; 5 h; $P_{N_2} = 10^5$ Pa та 750°C; 4,5 h; $P_{N_2} = 10^5$ Pa + нагрів до 850°C і охолодження до 750°C упродовж 0,5 h, відповідно.

Виявили, що під час неізотермічного азотування нитридоутворення інтенсивніше, ніж за традиційного ізотермічного (рис. 3b). На рентгенограмах, знятих з поверхні сплаву BT22 після неізотермічного азотування, присутні фази мононітриду титану TiN, представлені реперними лініями (111), (200) та (220) середньої відносної інтенсивності (рис. 3b, спектр 2), тоді як після ізотермічного на них є лише рефлекс мононітриду титану TiN (200) з вдвічі нижчою інтенсивністю (рис. 3b, спектр 1). Про формування за неізотермічного азотування (рис. 3b, спектр 2) товстішої нитридної плівки опосередковано свідчить і нижча інтенсивність реф-

лексів матричних фаз α - і β -титану. Воно забезпечує також вищий ступінь приповерхневого зміцнення проти традиційного, що підтверджують результати дюрOMETричного аналізу: вища поверхнева мікротвердість (9,7 проти 6,4 GPa) та глибший азотований шар (рис. 3c). Результати дюрOMETричного та рентгенофазового аналізів добре корелюють (рис. 3b, c), що вказує на доцільність такого азотування.

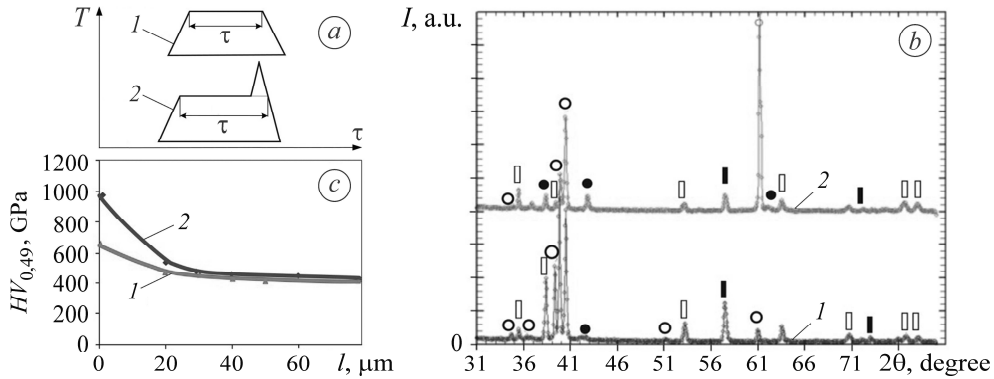


Рис. 3. Схеми газового азотування (а) та дифрактограми, зняті з поверхні (b), а також розподіл мікротвердості (c) по перетину сплаву BT22:

1 – ізотермічне азотування; 2 – неізотермічне; ● – TiN; ○ – Ti₂N; □ – α -Ti; ■ – β -Ti.

Fig. 3. Schemes of gas nitriding (a) and X-ray diffraction patterns taken from the surface (b), as well as the distribution of microhardness (c) across the cross-section of BT22 alloy:

1 – isothermal nitriding; 2 – non-isothermal; ● – TiN; ○ – Ti₂N; □ – α -Ti; ■ – β -Ti.

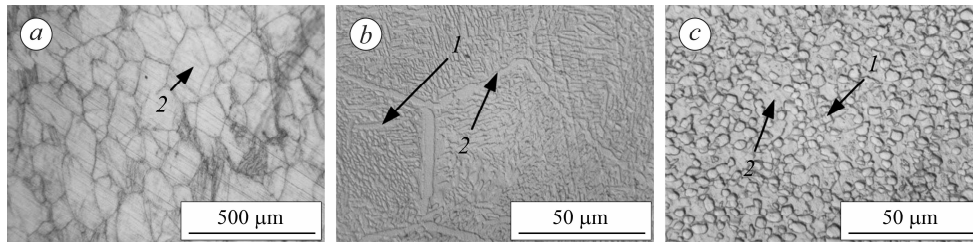


Рис. 4. Мікроструктура титанового сплаву BT22: а – β -рівновісна; b – (α + β)-пластинчаста; c – (α + β)-глобулярна (1 – α -фаза; 2 – β -фаза).

Fig. 4. Microstructure of BT22 titanium alloy: a – β -equiaxed; b – (α + β)-lamellar; c – (α + β)-globular (1 – α -phase; 2 – β -phase).

Зміна структурного стану. Залежно від структурно-фазового стану інтенсивність азотування може змінюватися. Це пов'язано з тим, що розчинність азоту в α -фазі вдвічі більша, ніж у β -фазі, однак, коефіцієнт його дифузії в β -титані на 2–3 порядки вищий, ніж у α -титані [9, 14], що і обумовлює різну потенційну здатність до розчинення та впливає на дифузійну рухливість. Окрім цього, метастабільна структура сплаву порівняно з рівноважною змінює (пришвидшує) масоперенесення атомів азоту (газонасичення) та фазоутворення у поверхневих шарах, що призводить до інтенсифікації процесу. При цьому вихідний структурний стан впливає не лише на швидкість дифузії азоту, але й на механізм насичення [14–18].

Вихідний структурний стан. Сплав BT22 належить до перехідного класу і представлений β -, (α + β)-пластинчастими та (α + β)-глобулярною структурами (рис. 4). Тому, залежно від його початкового структурного стану під час азотування, можуть по-різному відбуватися рекристалізація, зміна розмірів і форми складників та перерозподіл легувальних елементів, що впливатиме на фазоутворення та газонасичення. Азотування за атмосферного тиску азоту сумішали зі сту-

пінчастим режимом зміцнювального термічного оброблення: 820°C, 3 h + 750°C, 3 h + 600°C, 6 h.

Незалежно від вихідного структурного стану на його поверхні після азотування формується двофазна нітридна плівка (TiN, Ti₂N). Причому лінії нітридних фаз на дифрактограмах найінтенсивніші для сплаву з вихідною однофазною β-структурою, що якісно свідчить про найактивніше нітридоутворення. Окрім цього, тут спостерігали і найбільший зсув піків α- та β-фаз титану, що вказує на пришвидшення газонасичення.

Мікротвердість поверхні сплаву до азотування за усіх структурних станів становить приблизно 4,0 GPa. Після азотування зростає в 1,5–2,2 рази (табл. 4). Найбільший її приріст зафіксували для сплаву з вихідною однофазною β- та двофазною (α+β)-глобулярною структурами, що добре узгоджується з результатами рентгенофазового аналізу: мікротвердість поверхні сплаву з інтенсивнішими нітридними фазами вища після азотування.

Таблиця 4. Твердість поверхні титанового сплаву BT22 до та після азотування, товщина зміцненого приповерхневого шару металу

Вихідна структура	$\Delta HV_{0,49}$	$HV_{0,49}$	l , μm
	GPa		
β-поліедрична	3,4	7,6	~ 28
(α+β)-пластинчаста	2,2	6,3	~ 18
(α+β)-глобулярна	3,1	7,2	~ 25

Характер кривих розподілу мікротвердості по перетину приповерхневих шарів та їх глибина також свідчать про більше поверхневе зміцнення. Розташування кривих в області вищих значень твердості, як і найбільшу глибину дифузійного шару, зафіксували для сплаву з вихідною β- та (α+β)-глобулярними структурами, а найнижчу – з (α+β)-пластинчастою (рис. 5, табл. 4). Зміна структурного стану приповерхневих шарів посилює ефект азотування після попереднього деформаційного та лазерного оброблень.

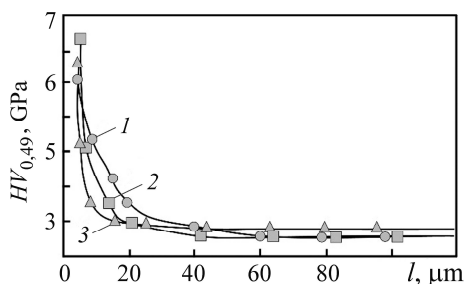


Рис. 5. Розподіл мікротвердості по перетину після азотування сплаву BT22 з вихідною β-рівноважною (крива 1); (α+β)-пластинчастою (2) та глобулярною (3) структурами.

Fig. 5. Distribution of microhardness across the cross-section after nitriding of BT22 alloy with the initial β-equilibrium (curve 1); (α+β)-lamellar (2) and globular (3) structures.

Попереднє деформаційне оброблення. Одним із методів інтенсифікації азотування є попереднє поверхневе пластичне деформування (комбіноване деформаційно-дифузійне оброблення), внаслідок якого у поверхневому шарі подрібнюються зерна: збільшуються густина точкових та лінійних дефектів, площа меж зерен, які є шляхами (каналами) для полегшеної дифузії азоту [19–23].

Щоб перевірити цю ідею, азотували зразки заздалегідь поверхнево деформованого та недеформованого сплаву BT22 за однакових температурно-часових режимів: 820°C, 6 h + 750°C, 6 h + 600°C, 6 h. Гальмували процеси рекристалізації

деформованого шару твердорозчинним зміцненням азотом, який подавали під час нагріву [24]. Ефективність процесу оцінювали, порівнюючи з азотуванням за аналогічних температурно-часових параметрів без попереднього деформування.

Про активацію азотування свідчать результати металографічного та дюрOMETричного аналізів. Попереднє поверхневе деформування сприяє збільшенню на 50% мікротвердості поверхні та потовщенню на 30% зміцненого шару (рис. 6). Таке відчутне масоперенесення атомів азоту в деформованому шарі спричинене додатковими механізмами, відмінними від міжвузлового, що притаманний традиційному азотуванню. У деформованому шарі азотування пришвидшується внаслідок дифузії азоту межами зерен (в т.ч. і малокутовими), висхідної дифузії (під дією градієнта напружень), перенесення атмосфер домішкових атомів рухомими дислокаціями (за дислокаційно-динамічним механізмом) тощо.

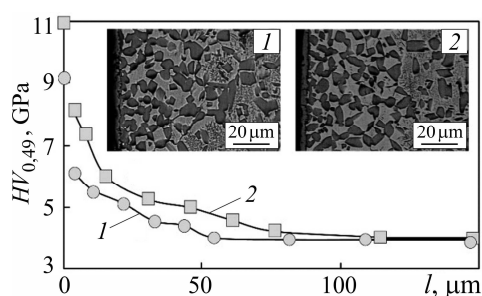


Рис. 6. Розподіл мікротвердості по перетину та мікроструктура приповерхневих шарів сплаву BT22: 1 – газове азотування; 2 – холодне попереднє поверхневе деформування + газове азотування.

Fig. 6. Distribution of microhardness across the cross-section and microstructure of the near-surface layers of BT22 alloy: 1 – gas nitriding; 2 – cold preliminary surface deformation + gas nitriding.

Попереднє лазерне оброблення. На дифузійне насичення тут має впливати і сформована метастабільна структура, де азот дифундує з великою швидкістю [24]. Через це змінюватимуться кінетика росту, фазовий склад, структура та властивості поверхневих азотованих шарів.

Сплав BT22 лазерно обробляли на установці “ЛАТУС–31” за умов, коли температура його поверхневого шару була нижча за температуру плавлення (лазерне оброблення без оплавлення). Далі азотували за режимом: 750°C; 4,5 h; 10⁵ Pa + нагрів до 850°C і охолодження до 750°C упродовж 0,5 h.

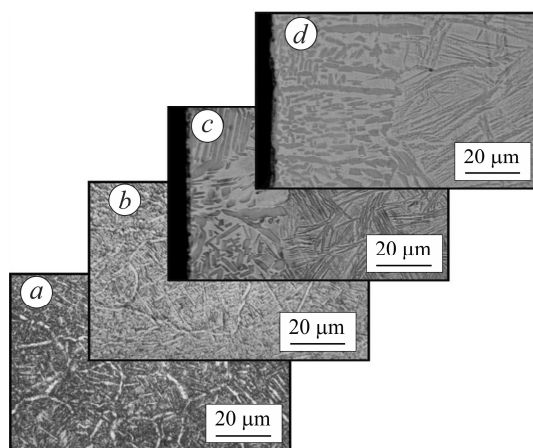


Рис. 7. Мікроструктура сплаву BT22 у вихідному стані (a) та після попереднього лазерного оброблення (b), азотування (c) і комбінованого оброблення (d).

Fig. 7. Microstructure of BT22 alloy in initial state (a), after pre-laser treatment (b), nitriding (c) and combined treatment (d).

Згідно з металографічним аналізом, після лазерного оброблення структура приповерхневого шару змінюється з пластинчастої (рис. 7a) на голчасту (рис. 7b). Тобто внаслідок швидкого нагрівання та охолодження легувальні елементи у структурі сплаву не встигають перерозподілитися. Внаслідок цього великі пластинки α -зерен змінюють свою морфологію на голчасту, тобто формують метастабільну

мартенситну структуру (рис. 7b), яка порівняно з рівноважною інтенсифікує газонасичення (рис. 7a). Отже, попереднє лазерне оброблення забезпечує глибший азотований шар (рис. 7d проти 7c). Очевидно, що під час азотування сплаву з метастабільною структурою поряд з газонасиченням та фазоутворенням відбуватимуться ріст та зміна морфології голчастих α -зерен в об'ємі β -зерна та перерозподіл легувальних елементів, що посилюватиме дифузійне насичення.

Результати дюрOMETричного і металографічного аналізів добре корелюють. Лазерне оброблення перед азотуванням забезпечує практично вдвічі вищу поверхневу мікротвердість (18,0 проти 9,7 GPa) порівняно з азотуванням за тим же температурно-часовим режимом, але без нього.

Отже, ефективність газового азотування залежить від структурно-фазового стану титанових сплавів, тобто зі збільшенням коефіцієнта β -стабілізації ефективність процесу знижується у такій послідовності: VT14 \rightarrow VT16 \rightarrow T110 \rightarrow VT22. Незважаючи на це, технологічними чи структурними підходами можна змінювати структурно-фазовий стан приповерхневих шарів сплаву VT22 і підвищувати ефективність азотування, інтенсифікуючи нітридоутворення та газонасичення.

1. Хорев А. И., Хорев М. А. Титановые сплавы: применение и перспективы развития // Титан. – 2005. – № 1. – С. 40–53.
2. Конструкционные материалы в самолетостроении / А. Г. Моляр, А. А. Коцоба, А. С. Бычков, О. Ю. Нечипоренко. – К.: КВИЦ, 2015. – 400 с.
3. Титановые сплавы в самолетах АНТК им. О. К. Антонова / О. М. Ивасишин, А. Г. Моляр, С. Л. Антонюк, В. А. Трофимов // Тр. Междунар. конф. Ti-2005 в СНГ. – К.: ИМФ НАН Украины, 2005. – С. 289–305.
4. Бычков А. С., Моляр А. Г. Эксплуатационная несущая способность деталей конструкций отечественных воздушных судов транспортной категории из титановых сплавов // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – 2016. – № 71. – С. 18–29.
5. Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины / С. Л. Антонюк, А. Г. Моляр, А. Н. Калинюк, В. Н. Замков // Совр. электрометаллургия. – 2003. – № 1. – С. 10–14.
6. Духота О. І., Кіндрачук М. В., Лабунець В. Ф. Проблемні питання використання титанових сплавів у вузлах тертя авіаційної техніки // Проблеми тертя та зношування. – 2008. – № 49. – С. 14–26.
7. Rapid nitriding mechanism of titanium alloy by gas blow induction heating / S. Takesue, S. Kikuchi, Y. Misaka, T. Morita, and J. Komotori // Surf. Coat. Techn. – 2020. – 399. – Article number: 126160.
8. Механіка руйнування і міцності матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О. П. Остащ, В. М. Федірко, В. М. Учанін, С. А. Бичков, О. Г. Моляр, О. І. Семенець, В. С. Кравець, В. Я. Дереча. – Львів: Сполом, 2007. – 1068 с.
9. Surface Gas Nitriding of Titanium (Ti-6Al-4V) Alloy / S. Chakrabarty, S. R. Panda, Sonal, J. S. Jha, S. K. Mishra // Advances in mechanical processing and design. Lecture notes in mechanical engineering. – Singapore: Springer, 2021. – P. 561–671.
10. Fatigue characteristics of VT22 titanium alloy with wear-resistant coatings / V. O. Kralya, O. H. Molyar, A. M. Khimko, and D. O. Puhachevs'kyi // Materials Science. – 2006. – 42, № 6. – P. 853–857.
11. Tokaji K., Ogawa T., and Shibata H. The effects of gas nitriding on fatigue behavior in titanium and titanium alloys. // J. of Mat. Eng. and Perform. – 1999. – 8. – P. 159–167.
12. Pohrelyuk I. M. Nitriding titanium under non isothermal conditions // Materials Science. – 1998. – 34, № 2. – P. 226–230.
13. Thermomdiffusion saturation of the surface of VT22 titanium alloy from a controlled oxygen–nitrogen-containing atmosphere in the stage of aging / V. M. Fedirko, I. M. Pohrelyuk, O. H. Luk'yanenko, S. M. Lavrys', M. V. Kindrachuk, O. I. Dakota, O. V. Tisov, V. V. Zahrebel'nyi // Materials Science. – 2018. – 53, № 5. – P. 691–701.

14. *The influence of the residual stresses on the corrosion and wear resistance of nitrided layers produced isothermally and cyclically on Ti–1Al–1Mn titanium alloy under glow discharge conditions* / A. Fleszar, J. Mizera, R. Y.Fillit, and T. Wierzchoń // *Vacuum*. – 2000. – **57**, № 4. – P. 405–411.
15. *Influence of the initial structure on nitriding of VT22 titanium alloy* / O. H. Luk'yanenko, I. M. Pohrelyuk, T. M. Kravchyshyn, and V. S. Trush // *Materials Science*. – 2020. – **55**, № 5. – P. 737–744.
16. *Zhecheva A., Malinov S., and Sha W. Titanium alloys after surface gas nitriding* // *Surf. Coat. Techn.* – 2006. – **201**, № 6. – P. 2467–2474.
17. *Effects of initial microstructure on the low-temperature plasma nitriding of ferritic stainless steel* / L. Li, R. Liu, Q. Liu, Z. Wu, X. Meng, and Y. Fang // *Coatings*. – 2022. – **12**, № 10. – Article number: 1404.
18. *Regularities of thermal diffusion saturation with nitrogen combined with standard heat treatment of VT22 titanium alloy* / I. M. Pohrelyuk, V. M. Fedirko, S. M. Lavrys, and T. M. Kravchyshyn // *Materials Science*. – 2017. – **52**, № 6. – P. 841–847.
19. *Tribological behavior of titanium alloy treated by nitriding and surface texturing composite technology* / J. Kang, M. Wang, W. Yue, Z. Fu, L. Zhu, D. She, and C. Wang // *Materials*. – 2019. – **12**. – 301 p.
20. *Toboła D., Morgiel J., and Maj L. TEM analysis of surface layer of Ti–6Al–4V ELI alloy after slide burnishing and low-temperature gas nitriding* // *Appl. Surf. Sci.* – 2020. – **515**. – Article number: 145942.
21. *Vacuum tribological properties of titanium enhanced via ultrasonic surface rolling processing pretreatment and plasma nitriding* / D. She, W. Yue, J. Kang, F. Huang, C. Wang, and J. Shen // *Tribol. Trans.* – 2018. – **61**, № 4. – P. 612–620.
22. *Influence of the surface nanocrystallization on the gas nitriding of Ti–6Al–4V alloy* / Liling Ge, Na Tian, Zhengxin Lu, and Caiyin You // *Appl. Surf. Sci.* – 2013. – **286**. – P. 412–416.
23. *Farokhzadeh K., Qian J., and Edrissy A. The effect of SPD surface layer on plasma nitriding of Ti–6Al–4V alloy* // *Mat. Sci. Eng. A*. – 2014. – **589**, № 1. – P. 199–209.
24. *Pohrelyuk I. M. and Lavrys S. M. Thermal stability of the deformed surface layer of VT22 titanium alloy in a nitrogen-containing medium* // *Materials Science*. – 2021. – **57**, № 1. – P. 43–47.
25. *Киндрачук М. В., Панарин В. Е., Микуляк О. В. Использование высококонцентрированных источников энергии для повышения триботехнических свойств эвтектических покрытий* // *Защитные покрытия на металлах*. – К.: Наук. думка, 1993. – Вып. 27. – С. 50–54.

Одержано 11.11.2022