

УДК 669.295:621.785

ЗАЛЕЖНІСТЬ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT22 ВІД РЕЖИМУ АЗОТУВАННЯ, СУМІЩЕНОГО З ТЕРМІЧНИМ ОБРОБЛЕННЯМ

С. М. ЛАВРИСЬ, І. М. ПОГРЕЛЮК

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

Досліджено вплив часової експозиції під час азотування, суміщеного зі зміцнювальним термічним обробленням (ЗТО), на поверхнєве зміцнення двофазного титанового сплаву VT22 (Ti–5Al–5Mo–5V–1,5Cr–1Fe). Встановлено, що з тривалістю експозиції на першій, другій чи на обидвох стадіях ЗТО на поверхні формується двофазний нітридний шар (Ti₂N та TiN), а також одночасно зростають інтенсивність нітридоутворення, поверхнева мікротвердість та глибина зміцненого шару (до 8,5 GPa та 30 μm, відповідно).

Ключові слова: двофазний титановий сплав, термічне оброблення, азотування, інженерія поверхні, поверхнєве зміцнення.

The effect of time exposure during nitriding combined with strengthening heat treatment (SHT) on the surface hardening of a two-phase VT22 titanium alloy (Ti–5Al–5Mo–5V–1.5Cr–1Fe) was studied. It was shown that with an increase of time exposure at the first, second or both stages of the SHT a two-phase nitride layer (Ti₂N and TiN) was formed on the surface. Simultaneously at both SHT stages, the intensity of nitride formation, the surface microhardness and the depth of the hardened layer (up to 8.5 GPa and 30 μm, respectively) also increased.

Keywords: two-phase titanium alloy, heat treatment, nitriding, surface engineering, surface hardening

Вступ. На сьогодні титановий сплав VT22 – один із найпопулярніших у вітчизняному літакобудуванні [1–3], що викликано його міцністю до температур 350...400°C як у відпаленому, так і в термічно зміцненому станах (табл. 1). Також велика кількість β-стабілізаторів забезпечує йому хорошу прогартовуваність і ефективне зміцнення в перетинах до 150 mm, що дає можливість механічно обробляти деталі. Завдяки високій питомій міцності, яка зберігається за підвищених температур, сплав ефективно замінив високоміцну сталь 30ХГСНА у конструкціях шасі, в тому числі і у зварних, літаків марок Ан-124, Ан-225 тощо. З нього також виготовляють деталі крила, пілонів, компенсаційні пружини, болти, гвинти тощо [1–5].

Однак сплав (як і усі титанові сплави) має суттєвий недолік – низьку зносо-тривкість [6–8]. Тому його використання у вузлах тертя без поверхневого оброблення практично неможливе. Щоб усунути цей недолік, застосовують різні методи поверхневого зміцнення. Перспективним тут є газове азотування, оскільки технологічно просте, забезпечує поліпшені фізико-хімічні і механічні характеристики оброблюваних поверхонь [9–11]. Сформований поверхневий шар зносо-та корозійнотривкий. Проте азотування двофазних титанових сплавів за діючими технологічними інструкціями, хоча і забезпечує поверхнєве зміцнення, проте нівелює результат попереднього термічного оброблення, яке задавало механічні

характеристики матеріалу [12–14]. Тому запропоновано сумістити азотування зі зміцнювальним термічним обробленням (ЗТО) в одному технологічному циклі [15]. Це обумовлено тим, що практично всі двофазні титанові сплави термічно обробляють, щоб надати регламентовані механічні властивості. Оскільки азотування можна в широкому діапазоні змінювати температурно-часові та газодинамічні параметри насичення, то, комбінуючи такі оброблення, вдасться сформувати зносотривкий поверхневий шар зі збереженням регламентованих об'ємних механічних характеристик.

Мета цього дослідження – встановити основні закономірності впливу режимів зміцнювального термічного оброблення та азотування на структуру і властивості сплаву VT22 з функціональними шарами.

Матеріал та методологія випроб. Хімічний склад сплаву VT22 близький до другої критичної концентрації. Коефіцієнт стабілізації β -фази (k_β) становить 1,2. Хімічний склад та механічні характеристики подано в табл. 1.

Таблиця 1. Хімічний склад (ГОСТ 19807-74) та механічні властивості (ГОСТ 26492-85) сплаву VT22

Хімічний склад											
Елемент	Легувальні елементи					Домішки, не більше					Основа
	Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	C	O	N	H	
Вміст, wt. %	4,4...5,7	4...5,5	4...5,5	0,5...2	0,5...1,5	0,15	0,1	0,2	0,05	0,015	решта
Механічні властивості											
Термообробка		σ_B , МПа			δ , %		ψ , %		KCU , kJ/m ²		
Відпал		1080...1280			7...10		17...30		250...300		
Гартування + старіння		1280			6...7		16...18		180...200		

Щоб отримати оптимальний результат, досліджували особливості азотування сплаву на трьох стадіях ЗТО, оскільки зміна його структурно-фазового стану на кожній з них впливатиме на інтенсивність дифузії і розчинення азоту (обробляли згідно з технологічною інструкцією ВІАМ 635-76, ПИ 1.2.051-78) (табл. 2; режим R0). На першій стадії залежно від витримки та температури зерна β -фази рекристалізуються та перерозподіляються легувальні елементи; на другій – зароджуються та ростуть зерна α -фази; на третій – β -фаза дисперсійно розпадається [15–17]. Тобто на кожній стадії співвідношення фаз та їх морфологія різні. Оскільки розчинність азоту в α -фазі вдвічі більша, ніж у β -фазі, а коефіцієнт дифузії азоту в β -титані на 2–3 порядки вищий, ніж у α -титані [15], то це обумовлює різну потенційну здатність до розчинення азоту та впливає на його дифузійну рухливість на різних стадіях процесу.

Азотування суміщали зі ЗТО за режимом R1 (табл. 2). В інших режимах (R2–R4) збільшували часову експозицію на першій, другій чи одночасно на обидвох стадіях ЗТО. На третій стадії не азотували, оскільки через низьку хімічну активність азоту, що зумовлена міцністю потрійного зв'язку в молекулі за температур нижче 750°C, формуються азотовані шари, які не забезпечують достатньо ефективного поверхневого зміцнення [11, 12].

Структурно-фазовий стан сплаву після суміщення ЗТО з азотуванням оцінювали мікроструктурним, дюрOMETричним та рентгеноструктурним аналізами. Мікроструктуру поверхневих шарів сплаву вивчали на металографічному мікро-

скопі “Eriquant”. Для дюрOMETричного аналізу використовували мікротвердомір ПМТ-3М за навантаження на індентор 0,49 N. Рентгенофазовий аналіз реалізували на дифрактометрі ДРОН-3,0 у монохроматичному $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні.

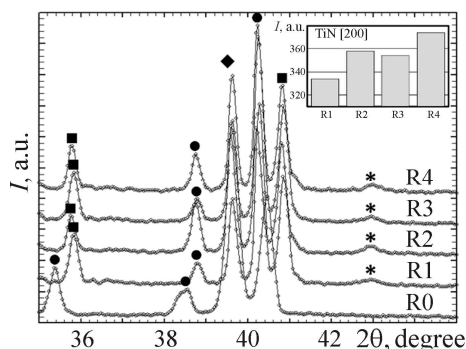
Таблиця 2. Режими азотування титанового сплаву, суміщеного із термічним обробленням

Умовне позначення	Режим
R0	Вихідний стан (без азотування)
R1	Нагрівання у вакуумі до 820°C, напускання молекулярного азоту та витримка 3 h, охолодження з піччю до 750°C, витримка 3 h; охолодження до 450°C зі швидкістю 5°C/min та відкачування азоту; нагрів у вакуумі до 600°C, витримка 6 h, охолодження з піччю.
R2	Нагрівання у вакуумі до 820°C, напускання молекулярного азоту та витримка 6 h, охолодження з піччю до 750°C, витримка 3 h; охолодження до 450°C зі швидкістю 5°C/min та відкачування азоту; нагрів у вакуумі до 600°C, витримка 6 h, охолодження з піччю.
R3	Нагрівання у вакуумі до 820°C, напускання молекулярного азоту та витримка 3 h, охолодження з піччю до 750°C, витримка 6 h; охолодження до 450°C зі швидкістю 5°C/min та відкачування азоту; нагрів у вакуумі до 600°C, витримка 6 h, охолодження з піччю.
R4	Нагрівання у вакуумі до 820°C, напускання молекулярного азоту та витримка 6 h, охолодження з піччю до 750°C, витримка 6 h; охолодження до 450°C зі швидкістю 5°C/min та відкачування азоту; нагрів у вакуумі 600°C, витримка 6 h, охолодження з піччю.

Результати та їх обговорення. Після азотування за всіма режимами на поверхні формується добре зчеплений з матрицею нітридний шар, що складається з нітриду нижчої валентності (Ti_2N) та мононітриду (TiN) титану (рис. 1). Більша кількість дифракційних ліній Ti_2N фаз та вища їх інтенсивність порівняно з TiN фазою вказують на меншу кількість останньої у поверхневому шарі. Окрім цього, вищу інтенсивність ліній нітридних фаз на дифрактограмах фіксували після збільшення часової експозиції під час азотування на першій стадії ЗТО, що свідчить про пришвидшення нітридоутворення та газонасичення. Слід зауважити, що за всіх режимів термодифузійного насичення інтенсивність ліній β -фази зменшується, а α -фази – збільшується. Оптимального співвідношення α - і β -фаз 50:50 [18] досягали після насичення за режимом R4 (рис. 1).

Рис. 1. Дифрактограми титанового сплаву після азотування, суміщеного із термічним обробленням за режимами, поданими в табл. 2:
 ● – α -Ti; ■ – β -Ti; ◆ – Ti_2N ; * – TiN.

Fig. 1. X-ray diffraction pattern of titanium alloy after nitriding combined with heat treatment by modes presented in Table 2:
 ● – α -Ti; ■ – β -Ti; ◆ – Ti_2N ; * – TiN.



Нітридна плівка впливає і на шорсткість поверхні (рис. 2а): що вища інтенсивність ліній нітридних фаз (рис. 1), а отже, нітридоутворення, то шорсткіша поверхня (рис. 2а). Найшорсткіша поверхня після азотування за режимом R4. Однак слід зазначити, що шорсткість після усіх режимів азотування погіршується незначно та відповідає якості чистоти вихідної поверхні (без оброблення) (рис. 2а).

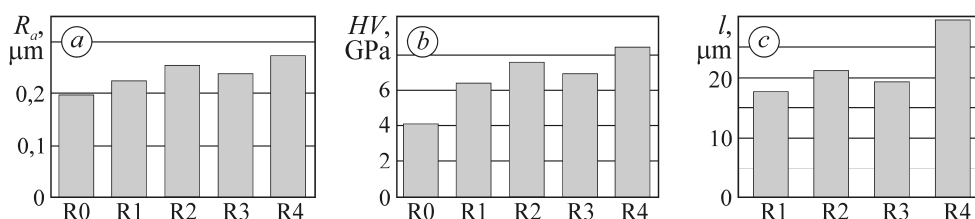


Рис. 2. Шорсткість (а), поверхнева мікротвердість (b) та глибина зміцненого шару (c) титанового сплаву після азотування, суміщеного зі термічним обробленням за режимами, поданими в табл. 2.

Fig. 2. The parameters of roughness (a), surface microhardness (b) and depth of the hardened layer (c) of titanium alloy after nitriding combined with heat treatment by modes presented in Table 2.

Про поверхнєве зміцнення після азотування свідчить підвищення мікротвердості поверхні: збільшення часової експозиції азотування на першій стадії ЗТО забезпечує вищу поверхневу мікротвердість, ніж на другій (рис. 2b). Проте найбільший її приріст зафіксували за одночасного збільшення експозиції на обох стадіях ЗТО, тобто за режимом R4 (рис. 2b). Під час високотемпературної взаємодії азот також дифундує вглиб титанової матриці, формуючи перехідний градієнтний дифузійний шар з підвищеною мікротвердістю, глибину якого визначали діаметричним методом як зону, що перевищує мікротвердість осердя зразка на $\Delta HV = 0,2$ GPa (рис. 2c), а також металографічно (рис. 3). В обох випадках значення добре корелюють. З тривалістю експозиції глибина газонасиченої зони зростає (рис. 2c). Окрім цього, на першій стадії ЗТО газонасичення інтенсивніше, ніж на другій. Найглибший перехідний дифузійний шар формується після насичення за режимом R4 (рис. 2c), коли подовжували експозицію на обидвох стадіях ЗТО.

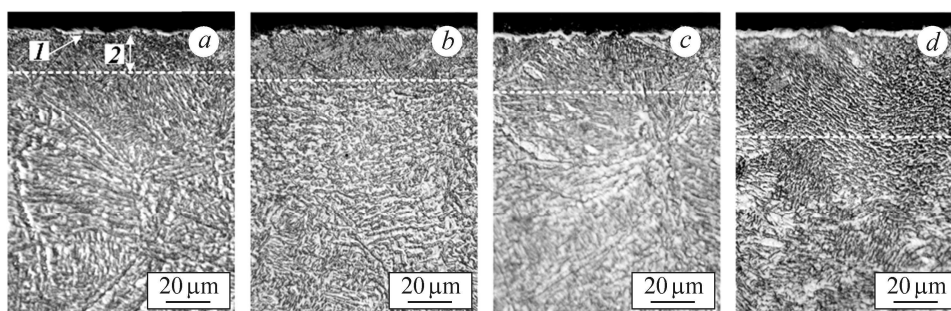


Рис. 3. Мікроструктура поверхневого шару титанового сплаву після азотування, суміщеного з термічним обробленням (a-d) за режимами R1–R4: 1 – нітридний шар; 2 – дифузійна зона.

Fig. 3. Microstructure of the surface layer of titanium alloy after nitriding combined with heat treatment (a-d) according to R1–R4 modes: 1 – nitride layer; 2 – diffusion zone.

Після азотування за усіма режимами формується зміцнений шар, який складається з тонкого (від 3 до 5 μm) нітридного шару та дифузійної зони і зі збільшенням часової експозиції термодифузійного насичення азотом потовщується (рис. 3). Максимальну товщину нітридного ($\text{TiN} + \text{Ti}_2\text{N}$) шару та дифузійної зони (~ 5 та $30 \mu\text{m}$, відповідно) зафіксували після азотування за режимом R4. Внаслідок азотування структура сплаву дещо укрупнюється, особливо нижче дифузійної зони, де з тривалістю процесу у сплаві починається рекристалізація та зростає розмір α -зерен (рис. 3). Слід зауважити, що в дифузійній зоні рекристалізації не виявили, що пов'язано з її легованістю азотом, який є сильним α -стабілізатором і розширює температурний інтервал існування α -області, а отже, суттєво підвищує поріг рекристалізації сплаву [19]. Тобто під час азотування термодифузійне насичення пригнічує процеси рекристалізації у поверхневому шарі матеріалу.

ВИСНОВКИ

Після азотування за усіх досліджуваних режимів (див. табл. 2) на поверхні сплаву формується добре зчеплений з матрицею двофазний нітридний шар (Ti_2N та TiN). Зі збільшенням часової експозиції під час азотування зменшується інтенсивність ліній Ti_2N фази та збільшується TiN фази на фоні зменшення інтенсивності матричних фаз, що вказує на активізацію нітридоутворення та потовщення нітридного шару. Також з подовженням часової експозиції під час азотування шорсткість поверхні незначно погіршується, проте після усіх режимів відповідає якості чистоти вихідної (без оброблення), при цьому поверхнева мікротвердість та глибина зміцненого шару зростають, зокрема, найвідчутніше – після збільшення часової експозиції одночасно на обидвох стадіях ЗТО (режим R4).

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. Коцюба, 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 // Междунар. конф. Ti-2005 в СНГ. – Киев, 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. Pohrelyuk I. M., Fedirko V. M., and Lavrys S. M. Effect of preliminary ball burnishing on wear resistance of the nitrided VT22 alloy // J. Frict. Wear. – 2017. – **38**, № 3. – P. 221–224.
8. Budinski K. G. Tribological properties of titanium alloys // Wear. – 1991. – **151**, № 2. – P. 203–217.
9. Improving vacuum gas nitriding of a Ti-based alloy via surface solid phase transformation / X. J. Jiang, S. Z. Wang, Z. H. Feng, H. B. Qi, H. Fu, and R. P. Liu // Vacuum. – 2022. – **197**. – 110860.
10. Toboła D., Morgiel J., and Maj Ł. TEM analysis of surface layer of Ti–6Al–4V ELI alloy after slide burnishing and low-temperature gas nitriding. // Appl. Surf. Sci. – 2020. – **515**. – 145942.

11. *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.
12. Fedirko V. N., Luk'yanenko A. G., and Trush V. S. Solid-solution hardening of the surface layer of titanium alloys. Part 1. Effect on mechanical properties // *Met. Sci. Heat. Treat.* – 2014. – **56**, № 7. – P. 368–373.
13. Fedirko V. M., Lukyanenko O. H., and Trush V. S. Influence of the diffusion saturation with oxygen on the durability and long-term static strength of titanium alloys // *Materials Science*. – 2014. – **50**, № 3. – P. 415–420.
14. *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.
15. *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.
16. *Останчук В. В., Семшов Н. И.* Влияние режимов упрочняющей термической обработки на структуру и свойства титанового сплава VT22 // *Питання проектування та виробництва конструкцій літальних апаратів*. – 2010. – № 2. – С. 38–43.
17. *Термическая* обработка титанового сплава VT22 / В. Н. Моисеев, Ю. И. Захаров, Ю. Г. Кириллов, Ю. М. Должанский, Т. Г. Данилина // *Металловедение и терм. обработка металлов*. – 1990. – № 3. – С. 46–49.
18. *Thermodiffusion* 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. Dukhota, O. V. Tisov, and V. V. Zahrebel'nyi // *Materials Science*. – 2017. – **53**, № 5. – С. 691–701.
19. *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.

Одержано 08.12.2021