

УДК 669.295:621.785

ВПЛИВ СТРУКТУРИ СПЛАВУ VT22 НА ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ ЗА ДЕФОРМАЦІЙНО-ДИFUЗІЙНОЇ ОБРОБКИ

*І. М. ПОГРЕЛЮК¹, С. Є. ШЕЙКІН², С. М. ЛАВРИСЬ¹,
Д. А. СЕРГАЧ², А. Є. БАЙЦЕР³*

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, Київ;

³ ДП Антонов, Київ

Встановлено вплив структурного чинника на деформаційно-дифузійну обробку сплаву VT22. Поліпшений комплекс фізико-механічних властивостей поверхневих зміцнених шарів (рівень поверхневого зміцнення, якість поверхні, структура) отримано після деформаційно-дифузійної обробки сплаву у стані постачання, а попередня штатна термічна обробка негативно впливає на ці характеристики.

Ключові слова: титановий сплав VT22, структура, штатна термічна обробка, азотування, поверхнєве зміцнення, шорсткість поверхні.

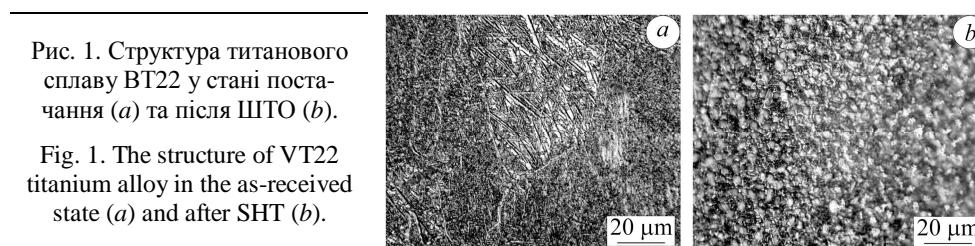
Ефективність і надійність експлуатації виробів з титанових сплавів залежить від технології їх поверхневого зміцнення. Зокрема, щоб підвищити зносотривкість, робочі поверхні титанових деталей авіаційної техніки покривають електролітичним хромом. Однак цю технологію досить складно відтворити, оскільки нанесені покриття через малу адгезію з основою матеріалу відшаровуються під час експлуатації. Також через нещільність та пористість хромового покриття можливе підтікання гідродієлектричної рідини крізь бронзове ущільнення штока без явних слідів зносу на робочих поверхнях. Слід також відзначити, що через токсичність і канцерогенність сполук хрому та проблеми їх утилізації використання “шестивалентного” хрому провідними країнами світу обмежене. Тому сьогодні необхідно розробити нові та удосконалити вже існуючі методи інженерії поверхні титанових сплавів, які б забезпечували характеристики зміцненої поверхні не гірші, ніж електролітичне хромування [1–5].

Нижче оцінено перспективу деформаційно-дифузійного зміцнення поверхні сплаву VT22, яке поєднує попереднє холодне поверхнєве пластичне деформування (ХППД) з подальшим термодифузійним азотуванням (ТДА). Ідея ґрунтується на тому, що попереднє здрібнення структури поверхневого шару методами ХППД, внаслідок чого збільшується площа міжзеренних меж та густина дислокацій, повинно сприяти росту швидкості дифузії азоту в титановий сплав, глибини дифузійного шару та його міцності, тобто формуванню високофункціонального поверхневого шару. Така комбінація методів відкриває великі можливості для створення покриттів з регламентованими властивостями та керування ними, оскільки вдається варіювати технологічні режими.

Методика. Для дослідження використовували зразки сплаву VT22 (Ti–5Al–5Mo–5V–1,5Cu–Fe) у стані постачання та після штатної термічної обробки (ШТО), яку виконували за тріступінчатим режимом: I – нагрівання до температур 820...850°C, витримка 1...3 h; II – охолодження з піччю до – 740...760°C, 1...2 h,

оохолодження у печі; III – подальше оохолодження до $-500...650^{\circ}\text{C}$, 2...4 h, оохолодження з піччю.

Структура сплаву у стані постачання – це нерівновісні β -зерна, орієнтовані в напрямку переважного течіння металу під час гарячої деформації, всередині яких присутні пластинки дисперсної α -фази (рис. 1a). Мікротвердість сплаву 3,2...3,4 GPa. Після ШТО високодисперсні частинки α -фази коагулюють, а їх розміри зменшуються. Структура сплаву рівновісна з дрібними сферичними частинками α -фази на фоні β -матриці (рис. 1b), мікротвердість 4,0...4,2 GPa.



З усього різноманіття методів ХППД для обробки титанових сплавів придатні лише ті, в основі яких – тертя кочення. Це пояснюють тим, що під час ХППД вони схильні до контактного схоплювання і налипання на інструмент. Тому для реалізації ХППД вибрали метод обкочування алмазною кулькою, за якого зменшується інтенсивність тертя ковзання, а отже, і ймовірність утворення дефектів на оброблюваній поверхні. Крім цього, для оброблення матеріалу потрібні менші зусилля, тому знижується ймовірність деформування маложорстких деталей і лущення поверхні. Використовували протаровану державку пружної дії, що дає можливість обробляти з постійною силою, яку вимірювали тензометричним динамометром УДМ 300. Режим деформаційного зміцнення R0 наведений у табл. 1.

Таблиця 1. Режими обробки титанового сплаву VT22

Умовне позначення	Режим
R0	Обкочування за навантаження 200 N, 11 проходів
R1	Обкочування + азотування на I ступені ШТО
R2	Обкочування + азотування на II ступені ШТО
R3	Обкочування + азотування на III ступені ШТО
R4	Обкочування + азотування на I+II+III ступенях ШТО

Азотували на установці, з допомогою якої можна насичувати і в розрідженій динамічній атмосфері азоту, і в статичних умовах за атмосферного тиску газу, а також відтворювати технологічний регламент термічної обробки сплавів (циклічні зміни температури, швидкості нагрівання та оохолодження) та забезпечувати температурно-часовий і газодинамічний режими в одному технологічному циклі.

Топографію поверхні аналізували на сканівному електронному мікроскопі ZEISS EVO 40XVP. Мікроструктуру поверхневих шарів після випробувань досліджували, використовуючи металографічний мікроскоп “Eriquant”, оснащений камерою та комп’ютерною приставкою з фіксацією зображення у цифровому вигляді.

Шорсткість поверхні до та після кожної технологічної операції вимірювали профілометром моделі 170621 з автоматичним визначенням середнього арифметичного відхилення профілю R_a , μm (ГОСТ 2789-73). Для дюрOMETричних досліджень вихідної та деформаційно-дифузійно зміцненої поверхонь зразків застосо-

ували мікротвердомір ПМТ-3М за навантаження на індентор 0,98 N. Глибину деформаційно зміцненого і азотованого шарів визначали металографічно та методом мікротвердості. За глибину модифікованого шару приймали глибину зони, мікротвердість якої перевищує твердість серцевини зразка на $\delta H = 0,2$ GPa.

Результати та їх обговорення. Деформаційно-дифузійна обробка сплаву VT22 зі структурою у стані постачання. Після обкочування борозни, сформовані механічною обробкою (точінням) під час виготовлення зразків, розгладжуються та практично зникають, що сприяє зменшенню висотних параметрів профілю поверхні (рис. 2). Результати профілометричних досліджень свідчать, що шорсткість поверхні титану після обкочування поліпшується проти вихідної (без ХППД) на 7 класів (табл. 2).

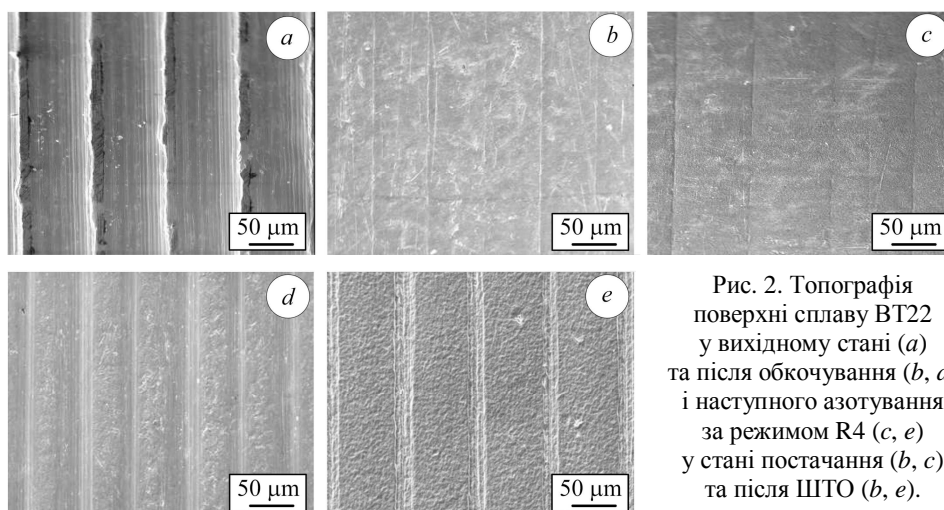


Рис. 2. Топографія поверхні сплаву VT22 у вихідному стані (a) та після обкочування (b, d) і наступного азотування за режимом R4 (c, e) у стані постачання (b, c) та після ШТО (b, e).

Fig. 2. The topography of VT22 alloy surface in the initial state (a), after ball burnishing (b, d) and subsequent nitriding (mode R4) (c, e) in the as-received state (b, c) and after SHT (b, e).

Таблиця 2. Шорсткість R_a та поверхнева мікротвердість $H_{0,981}^s$ сплаву VT22 різної структури до та після обкочування

Структура сплаву	$R_a, \mu\text{m}$		$H_{0,981}^s, \text{GPa}$		Глибина зміцнення $l, \mu\text{m}$
	до	після	до	після	
Стан постачання	4,00	0,24	3,2	3,9	53
Після ШТО	4,00	0,56	4,0	4,4	15

На обкоченій поверхні присутні окремі ділянки окиснення металу (рис. 2b). Через низьку теплопровідність титану ($\lambda = 20 \dots 25 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$) температура в зоні контакту з алмазною кулькою може сягати до 400°C [6], що активізує взаємодію поверхневих шарів сплаву з киснем технологічного середовища з утворенням поверхневих оксидних плівок.

Про поверхнєве зміцнення сплаву після обкочування свідчить підвищення твердості зразка та формування ущільненого зміцненого шару. Встановили, що під час поверхневої обробки твердість обкоченої поверхні зростає на $0,7 \text{ GPa}$ і становить $3,9 \text{ GPa}$ (табл. 2). Глибина зміцненого шару $\sim 53 \mu\text{m}$. Рівень поверхнєвого зміцнення тут, очевидно, формується внаслідок підвищення густини дисло-

кацій у поверхневому шарі, а також подрібнення його структури під час поверхневого пластичного деформування [7].

Структура сплаву представлена пластинами α -фази розмірами 4...15 μm на фоні β -матриці. Після ХППД з наближенням до поверхні пластини α -фази набувають дисперсної глобулярної форми. На відстані від поверхні $\sim 10...20 \mu\text{m}$ глобули зерен розподіляються в напрямку колишніх пластин (текстура деформації) (рис. 3а).

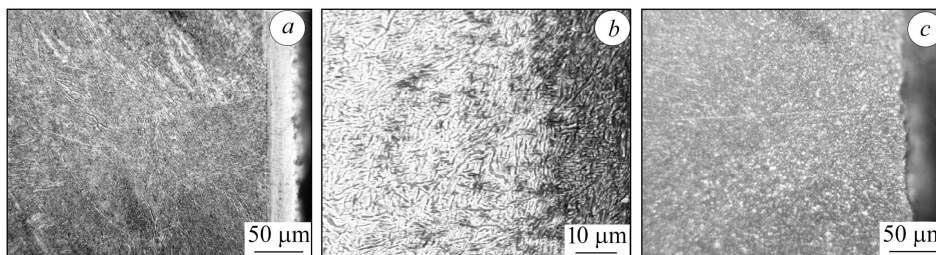


Рис. 3. Мікроструктура поверхневого деформаційно зміцненого шару сплаву VT22 у стані постачання (а, б) та після ШТО (с).

Fig. 3. Microstructure of surface deformation hardened layer of VT22 alloy in the as-received state (a, b) and after SHT (c).

Таким чином, під час обкочування формується тонкий поверхневий шар матеріалу з субзеренною структурою. Зі зменшенням розмірів зерен збільшується площа їх меж, що, в свою чергу, гальмує та блокує дислокації.

Як засвідчує мікроструктурний аналіз, місця виходу дислокацій проявляються маленькими чорними ямками (плямами). Максимальна їх густина зафіксована поблизу поверхні, що вказує на інтенсивну пластичну деформацію у поверхневому шарі (рис. 3б). Глибше від поверхні характер розподілу густини нерівномірний.

Сплав VT22 після деформаційного зміцнення поверхні азотували, поєднуючи ШТО та термодифузійне насичення в одному технологічному циклі (табл. 2). У результаті термодифузійного насичення в азоті формується щільна добре зчеплена з матрицею нітридна плівка нижчого нітриду титану Ti_2N , що підтверджують результати рентгенівського фазового аналізу, який зафіксував рефлекси цієї фази у поверхневому дифракційному спектрі. Збільшення температурно-часових параметрів азотування корелює з ростом інтенсивності ліній нітридної фази у дифракційному спектрі, що свідчить про інтенсифікацію нітридоутворення на поверхні. Це обумовлює різницю у забарвленні та відбивальній здатності нітридної поверхні. За термодифузійного насичення за режимами R1–R3 на поверхні формується блискуча плівка світло-сірого кольору зі золотистим відтінком, а зі збільшенням його температурно-часових параметрів (режим R4) поверхня стає матовою з темно-золотистим відтінком.

Профілометричні дослідження виявили, що після азотування рельєфність поверхні зразків посилюється (рис. 2с) та погіршується на клас її шорсткості порівняно з обкоченою (рис. 4а). Причому, що вищі температурно-часові параметри азотування (режими R1–R3 проти R4), то більший параметр R_a . Окрім цього, внаслідок термодифузійного насичення азотом відбувається подальше поверхнєве зміцнення сплаву, що підтверджують результати дюрOMETричних досліджень зразків (рис. 4). Найбільші поверхнєву мікротвердість 6,0 GPa та глибину дифузійного шару $\sim 79 \mu\text{m}$ зафіксували після азотування за режимом R4 (рис. 4б).

Деформаційно-дифузійна обробка сплаву VT22 зі структурою після ШТО. Топографія його поверхні після такої обробки борозниста. Після обкочування

борозни слабо розгладжуються, що обумовлює незначне зменшення висотного параметра шорсткості (рис. 2d). Такий слабкий ефект після ХППД спричинений вищою мікротвердістю зміцненого сплаву проти стану постачання і, як наслідок, за однакового навантаження (200 N) мікрорівності поверхні менше піддаються поверхневій пластичній деформації, що негативно впливає на поверхнєве зміцнення та шорсткість обробленої поверхні (табл. 2). Мікроструктурний аналіз приповерхневої зони не фіксує характерного після обкочування сильно деформованого шару (рис. 3c). ДюрOMETричний аналіз виявив незначне поверхнєве зміцнення на глибині до 15 μm (табл. 2).

Після азотування рельєфність поверхні посилюється порівняно з обкоченою (рис. 2e). Профілометричні дослідження вказують на те, що її шорсткість погіршується на 1–2 класи порівняно з обкоченою. Причому параметр шорсткості R_a зростає зі збільшенням температурно-часових параметрів азотування (рис. 4a). Окрім цього, внаслідок термодифузійного насичення азотом сплав продовжує поверхнєво зміцнюватись, що підтверджують результати дюрOMETричних досліджень (рис. 4b). Однак вглиб матеріалу азот дифундує менше, ніж у сплав у стані постачання. Максимальне поверхнєве зміцнення (поверхнєву мікротвердість 6,4 GPa та глибину дифузійного шару $\sim 39 \mu\text{m}$) фіксували після азотування зразка за режимом R4, де азот подавали на усіх етапах ШТО.

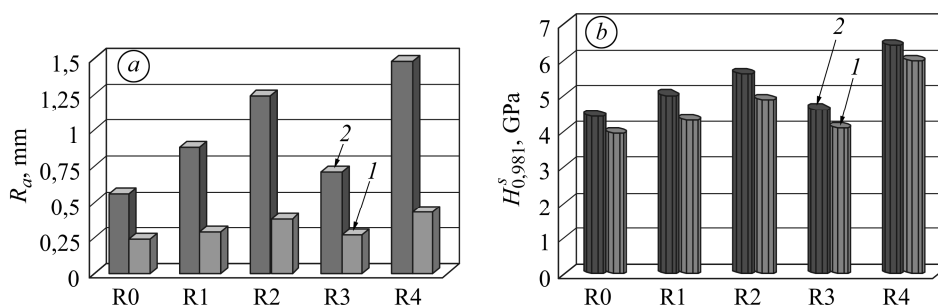


Рис. 4. Шорсткість (a) та поверхнева мікротвердість (b) сплаву VT22 після обкочування (режим R0) та подальшого азотування (режими R1–R4): 1 – стан постачання; 2 – після ШТО.

Fig. 4. Roughness (a) and surface microhardness (b) of VT22 alloy after ball burnishing (mode R0) and subsequent nitriding (modes R1–R4): 1 – as-received state; 2 – after SHT.

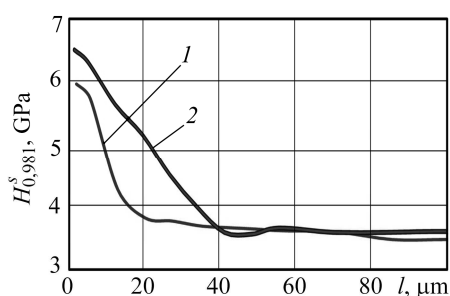


Рис. 5. Розподіл мікротвердості деформаційно-дифузійно зміцненого титанового сплаву: 1 – стан постачання; 2 – після ШТО.

Fig. 5. Distribution for microhardness deformation-diffusion hardened titanium alloy: 1 – as-received state; 2 – after SHT.

Отже, хоча зміцнений ШТО сплав має вищу поверхнєву мікротвердість на всіх етапах деформаційно-дифузійної обробки проти сплаву у стані постачання, проте гірші показники шорсткості поверхні та неглибокий дифузійний шар обумовлюють формування структурно-фазового стану поверхневих зміцнених шарів (рис. 5), що негативно впливатиме на триботехнічні та механічні характеристики сплаву [8–10].

РЕЗЮМЕ. Установлено влияние структурного фактора на деформационно-диффузионную обработку сплава VT22. Улучшенный комплекс физико-механических свойств поверхностных упрочненных слоев (уровень поверхностного упрочнения, качество поверхности, структура) получен после деформационно-диффузионной обработки сплава в состоянии поставки, а предшествующая штатная термическая обработка отрицательно влияет на эти характеристики.

SUMMARY. The influence of the structural factor on the deformation-diffusion treatment of VT22 titanium alloy was determined. It was shown that the best complex of physico-mechanical characteristics of surface hardened layers (level of surface hardening, surface quality and structure) was obtained after the deformation-diffusion treatment of VT22 alloy in the as-received state. The previous standard heat treatment of the alloy negatively influenced the above mentioned complex of characteristics.

1. *Механiка руйнування i мiцнiсть матерiалiв: Довiдн. пос. / Пiд заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 9: Мiцнiсть i довговiчнiсть авiацiйних матерiалiв та елементiв конструкцiй / О. П. Осташ, В. М. Федiрко, В. М. Учанин, С. А. Бичков, О. Г. Моляр, О. I. Семенець, В. С. Кравець, В. Я. Дереча. – Львiв: Сполом, 2007. – 1068 с.*
2. *Погрелюк I. М., Кiндрачук М. В., Лаврись С. М. Зносотривкiсть титанового сплаву VT22 пiсля азотування, сумiщеного з термiчною обробкою // Фiз.-хiм. механiка матерiалiв. – 2016. – 52, № 1. – С. 56–60.*
(*Pohrelyuk I. M., Kindrachuk M. V., and Lavryś S. M. Wear resistance of VT22 titanium alloy after nitriding combined with heat treatment // Materials Science. – 2016. – 52, № 1. – P. 56–61.*)
3. *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.*
4. *Духота О. I., Кiндрачук М. В., Лабунець В. Ф. Проблемнi питання використання титанових сплавiв у вузлах тертя авiацiйної технiки // Проблеми тертя та зношування. – 2008. – № 49. – С. 14–26.*
5. *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.*
6. *Погрелюк I. М., Лаврись С. М. Вплив навантаження пiд час обкочування на структуру та зносотривкiсть титанового стопу VT22 // Металлофiзика и новейшие технологии. – 2016. – 38, № 6. – С. 783–793.*
7. *Фирстов С. А., Моисеев В. Ф., Котко А. В. Особенности дислокационной структуры деформированного титана // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 1995. – № 4. – С. 73–83.*
8. *Клетиков В. В., Порошин В. В., Голов В. В. Качество изделий: Уч. пос. – М.: МГИУ, 2008. – 288 с.*
9. *Суслов А. Г. Технологическое обеспечение и повышение эксплуатационных свойств деталей машин, технологической оснастки и инструментов // Инж. журн. – 2000. – № 1. – С. 6–13.*
10. *Патент 9692 України. Спосiб обробки титанового сплаву / В. М. Федiрко, I. М. Погрелюк, В. А. Трофiмов, О. Г. Моляр, Т. М. Кравчишин. – Опубл. 17.10.2005; Бюл. № 10.*

Одержано 31.10.2016