

## METALLIC SURFACES AND FILMS

PACS numbers: 61.80.Ba, 62.20.Qp, 64.60.My, 81.30.Kf, 81.40.Gh, 81.65.Lp

### Лазерне азотування титанових стопів

В. В. Гіржон, В. В. Ємельянченко, О. В. Кушч, І. О. Биков\*

*Запорізький національний університет,  
вул. Жуковського, 66,  
69600 Запоріжжя, Україна  
\*АТ «МОТОР СІЧ»,  
просп. Моторобудівників, 15,  
69068 Запоріжжя, Україна*

Методами рентгенівського та металографічного аналізів досліджено структурний та фазовий стани поверхневих шарів технічно чистого титану VT1-0 та промислового титанового стопу BT6 після лазерної обробки в різних газоподібних середовищах в режимах оплавлення. Встановлено, що лазерне оплавлення технічно чистого титану VT1-0 в усіх випадках приводить до структурних змін в поверхневих шарах оброблених зразків, внаслідок чого мікротвердість оплавлених поверхонь зростає в 1,3–1,4 рази (в атмосфері аргону), в 3,0–3,1 рази (в атмосфері повітря) та в 4,4–4,5 рази (в атмосфері азоту). В результаті лазерного оплавлення леґованого титанового стопу BT6 в атмосфері аргону спостерігається зниження значень мікротвердості внаслідок утворення мартенситної фази, не зважаючи на вплив альтернативного фактору, а саме, підвищення ступеня дисперсності структури. Під час лазерного оплавлення титанового стопу BT6 в атмосферах повітря та азоту спостерігалось утворення високоміцного кубічного нітриду титану типу TiN, формування пересиченого твердого розчину втілення Азоту та Оксигену в  $\alpha$ -Ti, підвищення ступеня дисперсності структури. Всі перераховані вище фактори приводять до збіль-

---

Corresponding author: Vasyl Vasylovych Girzhon  
E-mail: [vgirzhon@gmail.com](mailto:vgirzhon@gmail.com)

*Zaporizhzhya National University,  
66 Zhukovsky Str., UA-69600 Zaporizhzhya, Ukraine  
\*Motor Sich JSC,  
15 Motorostroiteley Ave., UA-69068 Zaporizhzhya, Ukraine*

Citation: V. V. Girzhon, V. V. Yemelianchenko, O. V. Kushch, and I. O. Bykov, Laser Nitriding of Titanium Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 4: 553–563 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.04.0553](https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0553).

шення значень мікротвердості в 1,3–1,4 рази та 1,4–1,5 рази при лазерному оплавленні в атмосфері повітря та азоту відповідно. Тому спосіб лазерної обробки поверхонь, представлений у даній статті, є ефективним методом обробки поверхні титанових стопів, оскільки якісно впливає на структуру, що в свою чергу призводить до поліпшення механічних характеристик поверхневих шарів.

**Ключові слова:** лазерна обробка, зона оплавлення, мартенситне перетворення, мікротвердість, фазовий склад.

The structural and phase states of superficial layers of technically pure titanium VT1-0 and industrial titanium alloy VT6 after laser treatment in different gaseous environments are investigated using X-ray and metallographic methods. As established, the laser melting of technically pure titanium VT1-0 in all cases leads to structural changes in the surface layers of treated samples, as a result of which the microhardness of the melted surfaces increases in 1.3–1.4 times (in the atmosphere of argon), in 3.0–3.1 times (under atmospheric conditions) and 4.4–4.5 times (under nitrogen atmosphere). As a result of the laser melting of the doped titanium alloy VT6 in the atmosphere of argon, a decrease in the values of microhardness due to the formation of the martensitic phase is observed regardless of the influence of alternative factor, namely, increasing the degree of structure dispersion. During the laser melting of the titanium alloy VT6 in the atmosphere of air and nitrogen, the formation of high-strength cubic type titanium nitride TiN, the formation of a supersaturated interstitial solid solution of nitrogen and oxygen in  $\alpha$ -Ti, and the increased degree of structural dispersion are observed. All of the above factors lead to an increase in the values of microhardness of 1.3–1.4 times and 1.4–1.5 times after laser melting in the air and nitrogen atmospheres, respectively. Therefore, the technique of laser surface processing presented in this article is an effective method for the surface treatment of titanium alloys, since it has a qualitative effect on the structure, which in turn leads to an improvement in the mechanical characteristics of the surface layers.

**Key words:** laser treatment, melting zone, martensitic transformation, microhardness, phase composition.

Методами рентгеновского и металлографического анализов исследованы структурное и фазовое состояния поверхностных слоёв технически чистого титана VT1-0 и промышленного титанового сплава VT6 после лазерной обработки в различных газообразных средах в режимах оплавления. Установлено, что лазерное оплавление технически чистого титана VT1-0 во всех случаях приводит к структурным изменениям в поверхностных слоях обработанных образцов, в результате чего микротвёрдость оплавленных поверхностей возрастает в 1,3–1,4 раза (в атмосфере аргона), в 3,0–3,1 раза (в атмосфере воздуха) и в 4,4–4,5 раза (в атмосфере азота). В результате лазерного оплавления легированного титанового сплава VT6 в атмосфере аргона наблюдается снижение значений микротвёрдости вследствие образования мартенситной фазы, несмотря на влияние альтернативного фактора, а именно, повышения степени дисперсности

структуры. Во время лазерного оплавления титанового сплава ВТ6 в атмосферах воздуха и азота наблюдалось образование высокопрочного кубического нитрида титана типа  $TiN$ , формирование пересыщенного твёрдого раствора внедрение азота и кислорода в  $\alpha$ -Ti, повышение степени дисперсности структуры. Все вышеперечисленные факторы приводят к увеличению значений микротвёрдости в 1,3–1,4 раза и 1,4–1,5 раза при лазерном оплавлении в атмосфере воздуха и азота соответственно. Поэтому способ лазерной обработки поверхностей, представленный в данной статье, является эффективным методом обработки поверхности титановых сплавов, поскольку качественно влияет на структуру, что, в свою очередь, приводит к улучшению механических характеристик поверхностных слоёв.

**Ключевые слова:** лазерная обработки, зона оплавления, мартенситное превращение, микротвёрдость, фазовый состав.

*(Отримано 18 квітня 2019 р.; остаточн. варіант — 9 листопада 2019 р.)*

## 1. ВСТУП

Розвиток сучасних прогресивних науково-промислових галузей вимагає застосування матеріалів, які мали б високі фізико-механічні характеристики. До таких матеріалів відносять титан та його стопи, які характеризуються високою жаростійкістю, стійкістю до корозії, малою питомою вагою тощо. Разом з цим ці стопи мають і ряд недоліків, зокрема низькі значення зносостійкості, твердості та антифрикційних властивостей, що стримує їхнє використання.

Одним з основних методів зміцнення поверхні титанових стопів є хіміко-термічна обробка матеріалу, зокрема термодифузійне насичення поверхневих шарів елементами втілення (Оксигеном, Азотом, Карбоном) [1–3]. Традиційні методи такої обробки зазвичай проводяться за температур 1123–1223 К, наслідком чого є зростання розміру зерна в матеріалі, дифузія Гідрогену, що призводить до погіршення механічних властивостей виробів. Основними недоліками такої обробки є низька продуктивність, висока енерговитратність, недостатня глибина зміцненого шару.

Перспективним напрямом покращення механічних властивостей поверхневих шарів титанових стопів є використання лазерного випромінювання: лазерна хіміко-термічна обробка та лазерна термічна обробка [4–7]. На сьогодні кількість досліджень процесів структуроутворення за таких обробок є недостатньою, зокрема залишається не до кінця висвітленим питання щодо впливу лазерної обробки у різних газових середовищах на структуру поверхневих шарів титанових стопів. Тому метою даної роботи є вивчення структурного стану, фазових перетворень і властивостей поверхневих шарів

титанових стопів VT1-0 та VT-6 після лазерних обробок в атмосферах азоту, повітря та аргону.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

За матеріали для досліджень було обрано зразки промислових титанових стопів VT1-0 та VT-6 розмірами  $10 \times 10 \times 3$  мм<sup>3</sup> (табл. 1). Лазерна обробка зразків виконувалася на імпульсному YAG-лазері ( $\lambda = 1,06$  мкм) у захисній атмосфері аргону, в повітряній атмосфері та в струмені азоту при різних густинах потужності випромінювання, тривалості імпульсу та частоті слідування імпульсів. Глибина проплавлення складала 150–200 мкм. Фазовий склад поверхневих шарів після обробки визначався дифрактометрично (ДРОН-3М,  $\text{CuK}_{\alpha}$ -випромінювання). Зміна мікротвердості в зоні лазерної дії контролювалася за допомогою методу Віккерса шляхом вдавлювання чотиригранної пірамідки.

## 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На першому етапі за вихідний матеріал для досліджень було обрано технічно чистий титан VT1-0. Лазерна обробка (ЛО) здійснювалася з густиною потужності  $q = 1,2$  ГВт/м<sup>2</sup>, тривалістю імпульсів  $\tau = 2,00$  мс та частотою слідування імпульсів  $\nu = 3$  Гц.

Згідно з даними рентгенівського фазового аналізу зразки у вихідному стані були однофазними — фіксувалися відображення лише від ГЦУ-ґратниці  $\alpha$ -фази титану (рис. 1, а). Лазерна обробка в атмосфері аргону не привела до зміни фазового складу (рис. 1, б). При лазерному оплавленні поверхні зразків в атмосфері повітря в структурі приповерхневих шарів було зафіксовано три фази:  $\alpha$ -Ti, тетрагональний оксид  $\text{TiO}_2$  та кубічний нітрид  $\text{TiN}$  (рис. 1, в). Після ЛО зразка в струмені азоту на дифрактограмах фіксувалися відбиття від двох ґратниць:  $\alpha$ -Ti та кубічного нітриду  $\text{TiN}$  (рис. 1, г).

Утворення нітриду та діоксиду титану у поверхневих шарах зразка після ЛО в атмосфері повітря є тривіальним і пояснюється зба-

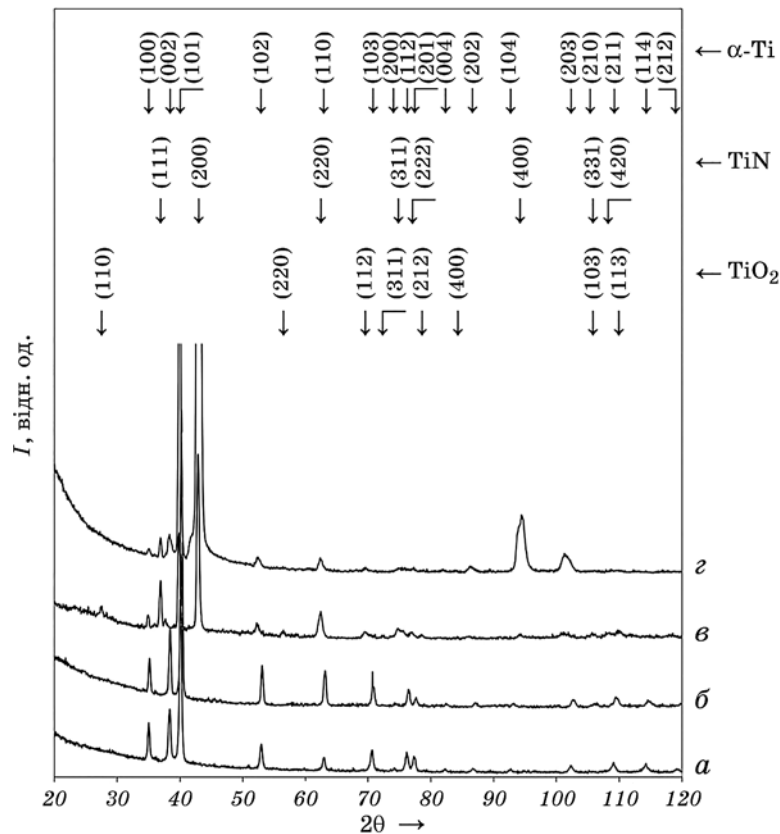
ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад титанових стопів VT1-0 та VT-6.

TABLE 1. The chemical composition of titanium alloys VT1-0 and VT-6.

Стоп	Хімічний склад, %										
	Ti	Al	V	Zr	Si	Fe	O	H	N	C	Інші
VT1-0	Основа	–	–	–	0,1	0,25	0,2	0,010	0,04	0,07	0,3
VT-6	Основа	5,3–6,8	3,5–5,3	0,3	0,1	0,60	0,2	0,015	0,05	0,10	0,3

гаченням розплаву атмосферним киснем та азотом.

Проте стверджувати, що всі атоми Азоту брали участь в утворенні нітридів з повною впевненістю неможна, оскільки деяка частка цих атомів могла потрапляти в міжвузловини ґратниці  $\alpha$ -Ti, тобто утворювати твердий розчин втілення Азоту в  $\alpha$ -титані, на що вказувало зростання параметрів ґратниці  $\alpha$ -титану (табл. 2). Дійсно, згідно з діаграмами стану систем Ti–O та Ti–N розчинність Оксигену та Азоту при кімнатній температурі в  $\alpha$ -титані складає 10 і 3 ат. % відповідно. При високих температурах ця розчинність є значно вищою і може сягати 35 ат. % та 22 ат. % відповідно [8]. При ЛО швидкості охолодження досягають  $10^4$  К/с для даного типу лазера. Тоді



**Рис. 1.** Дифрактограми від поверхневих шарів зразків стопу VT1-0 у вихідному стані (а) та після лазерної обробки в атмосферах аргону (б), повітря (в) та азоту (з).

**Fig. 1.** XRD patterns of surface layers of the samples of VT1-0 alloy in the initial state (a) and after laser treatment in the atmosphere of argon (б), air (в) and nitrogen (з).

**ТАБЛИЦЯ 2.** Параметри ґратниці  $\alpha$ -Ti після ЛО поверхні в різних атмосферах.**TABLE 2.** Parameters of  $\alpha$ -Ti lattice after laser surface treatment in different atmospheres.

Вихідний стан	Параметри ґратниці, нм	
	ЛО в атмосфері аргону	ЛО в атмосфері азоту
$a = 0,29549 \pm 0,00024$	$a = 0,29436 \pm 0,00001$	$a = 0,29732 \pm 0,00003$
$c = 0,46880 \pm 0,00024$	$c = 0,46860 \pm 0,00009$	$c = 0,47055 \pm 0,00009$

при кімнатній температурі може утворюватися пересичений твердий розчин атмосферних газів у ґратниці титану, що й спричиняє зростання параметрів ґратниці  $\alpha$ -фази.

На усіх дифрактограмах зразків після ЛО фіксувався досить значний перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів у порівнянні з їхніми табличними значеннями. Причиною такого перерозподілу може бути наявність кристалічної текстури, яка виникала в результаті напрямленого тепловідводу в матрицю при швидкому охолодженні розплаву.

Структурні зміни в поверхневих шарах оброблених зразків привели до зміни їх мікротвердості (табл. 3), причому зростання мікротвердості в оплавлених шарах після ЛО спостерігалось у всіх трьох випадках.

Необхідно зазначити, що після обробки в атмосфері аргону фазовий склад зони лазерного оплавлення (ЗЛО) не змінився. Проте розмір зерен в ЗЛО внаслідок високих швидкостей охолодження розтопу значно зменшився і складав 2–3 мкм (у вихідному стані 10–15 мкм), що й стало основною причиною підвищення  $H_{\mu}$ .

Зростання мікротвердості після обробок в атмосферах повітря та азоту можна пояснити окрім зростання ступеня дисперсності структури (рис. 2) ще й утворенням дрібних нітридів та твердих розчи-

**ТАБЛИЦЯ 3.** Фазовий склад та мікротвердість поверхневих шарів стопу VT1-0 після лазерної обробки.**TABLE 3.** Phase composition and microhardness of the surface layers of VT1-0 alloy after laser treatment.

Вид обробки	Фазовий склад	Мікротвердість $H_{\mu}$ , ГПа
Вихідний стан	$\alpha$ -Ti	$1,8 \pm 0,01$
ЛО в атмосфері аргону	$\alpha$ -Ti	$2,5 \pm 0,01$
ЛО в атмосфері повітря	$\alpha$ -Ti, TiN, TiO <sub>2</sub>	$5,5 \pm 0,02$
ЛО в атмосфері азоту	$\alpha$ -Ti, TiN	$8,1 \pm 0,03$

нів втілення Азоту та Оксигену в ґратниці  $\alpha$ -титану, тобто твердо-розчинного зміцнення, що фіксувалося дифрактометрично.

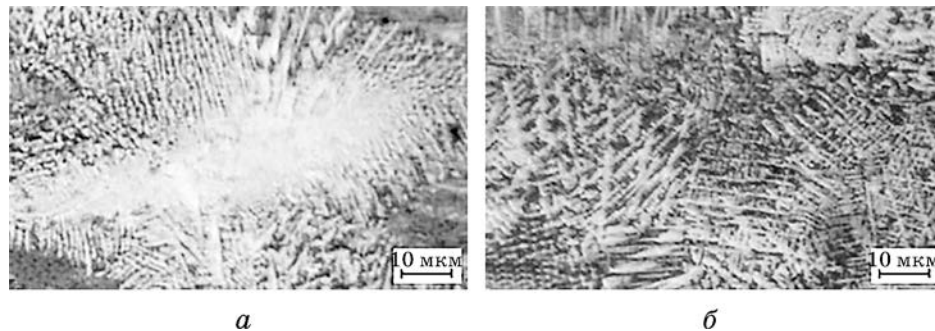
На другому етапі досліджень у якості вихідного матеріалу для досліджень було обрано промисловий титановий стоп ВТ-6. Лазерне оплавлення поверхні стопу виконувалося з такими самими параметрами, як і оплавлення поверхні стопу ВТ1-0.

На відміну від технічно чистого титану стоп ВТ-6 є двофазним — у вихідному стані його структура складалась з ГЩУ  $\alpha$ -фази та ОЦК  $\beta$ -фази титану (рис. 3, а).

Рентгенографічні дослідження зразка, обробленого в атмосфері аргону, показали наявність у стопі лише однієї  $\alpha$ -фази титану (рис. 3, б). В результаті ЛО в атмосферах повітря та азоту на дифрактограмах були присутні відбиття від ґратниць трьох фаз:  $\alpha$ -Ті,  $\beta$ -Ті та кубічного нітриду TiN (рис. 3, в, г).

Відсутність в ЗЛО фази  $\beta$ -Ті після обробки в атмосфері аргону можна пояснити тим, що в результаті високих швидкостей охолодження розплаву  $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення могло відбуватися за мартенситним механізмом і реалізуватися повністю. Утворена в результаті такого перетворення  $\alpha'$ -фаза, яка являє собою твердий розчин легуючих елементів в  $\alpha$ -титані, була гексагональною і мала характерну для мартенситу голчасту будову. Відомо [9], що реалізація мартенситного перетворення у титанових стопах призводить до їхнього знеміцнення. У нашому випадку ЛО в атмосфері аргону дійсно привела до деякого зниження значень мікротвердості, незважаючи на досить суттєве подрібнення структури в ЗЛО (табл. 4).

У випадку ЛО в атмосферах повітря та азоту мартенситне перетворення відбувалося не повністю (на дифрактограмах фіксувалися слабкі відбивання від ґратниці  $\beta$ -фази). Причиною неповного  $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення може бути підвищена кількість Азоту в ОЦК-ґрат-

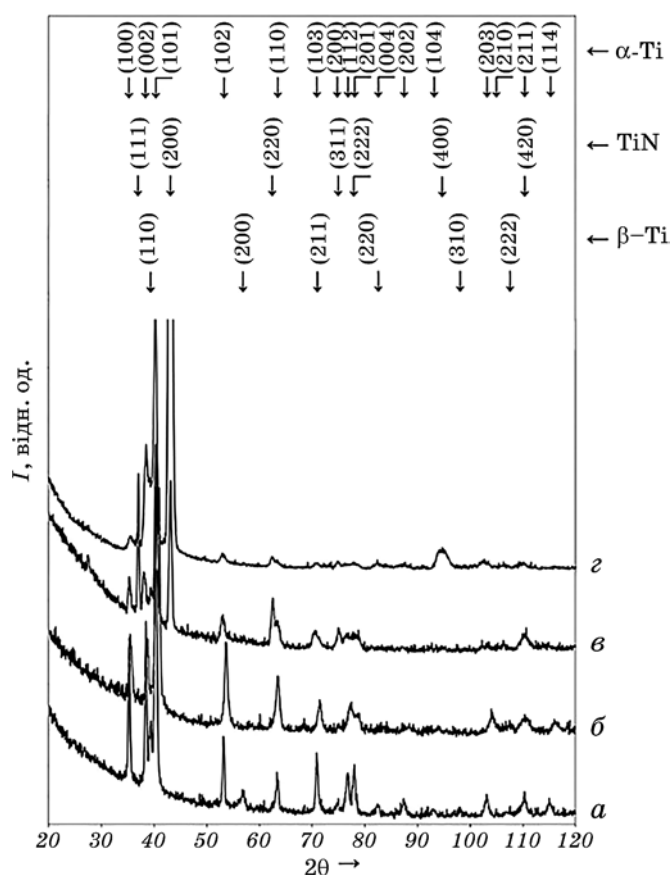


**Рис. 2.** Мікроструктура зразка стопу ВТ1-0 після лазерної обробки у атмосферах повітря (а) та азоту (б).

**Fig. 2.** Microstructure of the VT1-0 alloy sample after laser treatment in the atmospheres of air (a) and nitrogen (b).

ниці  $\beta$ -Ti, що могло призвести до зростання температури  $\beta \rightarrow \alpha$ -переходу [10, 11].

Прецизійні вимірювання параметрів ґратниці  $\alpha$ -фази після ЛО в атмосфері аргону дали можливість зафіксувати їх зменшення у порівнянні з вихідними. Це можна пояснити тим, що при ЛО в результаті мартенситного  $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення формується пересичений твердий розчин заміщення Ванадію та Алюмінію у ґратниці  $\alpha$ -Ti. Оскільки атомні радіуси Ванадію та Алюмінію є меншими, ніж атомний радіус Титану, параметри ґратниці  $\alpha$ -фази виявилися дещо меншими за параметри ґратниці  $\alpha$ -фази у вихідному стані (табл. 5).



**Рис. 3.** Дифрактограми від поверхневих шарів зразків стопу VT-6 у вихідному стані (*a*) та після лазерного оплавлення в атмосферах аргону (*б*), повітря (*в*) та азоту (*г*).

**Fig. 3.** XRD patterns of surface layers of the samples of VT-6 alloy in the initial state (*a*) and after laser melting in the atmospheres of argon (*б*), air (*в*), and nitrogen (*г*).



Згідно з таблицею 5 ЛО в атмосфері азоту також привела до незначного зменшення параметрів ґратниці  $\alpha$ -фази титану. Можна припустити, що такі зміни параметрів були спричинені комплексним впливом двох факторів. З одного боку, утворення пересиченого твердого розчину Ванадію та Алюмінію у ґратниці  $\alpha$ -Ti приводить до зменшення параметрів ґратниці. З іншого боку, крім мартенситного  $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення відбувалось формування пересиченого твердого розчину втілення Азоту у ґратниці  $\alpha$ -Ti, що повинно було привести до зростання параметрів ґратниці. Проте вплив першого фактору виявився, очевидно, більш суттєвим.

Після ЛО в атмосфері повітря відбулось незначне зростання параметрів ґратниці  $\alpha$ -Ti. Окрім причин, перерахованих вище, на зміну параметрів ґратниці у цьому випадку можливо впливало також втілення атомів Оксигену в ГЦУ-ґратницю з утворенням пересиченого твердого розчину втілення Оксигену у ґратниці  $\alpha$ -Ti, оскільки розчинність Оксигену у титані перевищує розчинність Азоту у титані [8].

Результати вимірювання мікротвердості поверхні зразків у вихід-

**ТАБЛИЦЯ 4.** Фазовий склад та мікротвердість поверхневих шарів стопу VT-6 після ЛО у різних газових атмосферах.

**TABLE 4.** Phase composition and microhardness of the surface layers of alloy VT-6 after laser treatment in different gas atmospheres.

Вид обробки	Фазовий склад	Мікротвердість $H_{\mu}$ , ГПа
Вихідний стан	$\alpha$ -Ti, $\beta$ -Ti	$3,62 \pm 0,01$
ЛО в атмосфері аргону	$\alpha$ -Ti	$3,50 \pm 0,01$
ЛО в атмосфері повітря	$\alpha$ -Ti, $\beta$ -Ti, TiN	$4,74 \pm 0,02$
ЛО в атмосфері азоту	$\alpha$ -Ti, $\beta$ -Ti, TiN	$5,31 \pm 0,02$

**ТАБЛИЦЯ 5.** Параметри ґратниці  $\alpha$ -фази стопу VT-6 після лазерної обробки поверхні в різних атмосферах.

**TABLE 5.** Parameters of the  $\alpha$ -phase lattice of the VT-6 alloy after laser surface treatment in different atmospheres.

Вихідний стан	Параметри ґратниці, нм		
	ЛО в атмосфері аргону	ЛО в атмосфері повітря	ЛО в атмосфері азоту
$a = 0,29395 \pm 0,00008$	$a = 0,29382 \pm 0,00008$	$a = 0,29428 \pm 0,00008$	$a = 0,29317 \pm 0,00008$
$c = 0,46866 \pm 0,00019$	$c = 0,46341 \pm 0,00019$	$c = 0,46833 \pm 0,00019$	$c = 0,46709 \pm 0,00019$

дному стані та після ЛО в різних атмосферах (табл. 5) показало, що обробка в атмосфері аргону (як і для випадку стопу ВТ1-0) призводила до незначного зниження мікротвердості, пов'язаного з комплексною дією двох факторів: утворенням мартенситу (знеміцнення) та зростанням ступеня дисперсності структури (підвищення мікротвердості).

Підвищення мікротвердості в ЗЛД після ЛО в атмосфері повітря та азоту спричиняється тим, що при таких обробках додавався ще один чинник, який викликав зростання мікротвердості, — формування пересиченого твердого розчину втілення Оксигену та Азоту в  $\alpha$ -фазі титану.

Таким чином, ЛО титанових стопів в різних атмосферах є ефективним способом впливу на структуру і, як наслідок, на властивості поверхневих шарів. В залежності від атмосфери, в якій проводиться ЛО, та обраних режимів лазерного опромінення на зміну мікротвердості в зоні лазерної обробки можуть впливати мартенситне  $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення, підвищення ступеня дисперсності структури, твердорозчинне зміцнення внаслідок втілення атомів Азоту та Оксигену в ГЦУ-ґратниці титану та утворення дисперсного кубічного нітриду титану.

#### 4. ВИСНОВКИ

1. Підвищення ступеня дисперсності структури в результаті лазерного оплавлення технічно чистого титану ВТ1-0 в атмосфері аргону приводить до зростання мікротвердості у зоні лазерної обробки з 1,8 ГПа до 2,4 ГПа.
2. При лазерному оплавленні титанового стопу ВТ-6 в атмосфері аргону на зміну мікротвердості в зоні лазерної обробки впливають два альтернативних фактори — підвищення ступеня дисперсності структури та мартенситне  $\beta \rightarrow \alpha'$ -перетворення. Зменшення мікротвердості з 3,6 ГПа до 3,4 ГПа вказує на домінуючий вплив другого фактору.
3. Підвищення ступеня дисперсності структури, утворення дисперсних нітридів, пересичених твердих розчинів втілення Азоту та Оксигену у ґратниці  $\alpha$ -титану при лазерному оплавленні технічно чистого титану ВТ1-0 та титанового стопу ВТ-6 в атмосферах повітря та азоту призводять до зростання мікротвердості в зоні лазерної обробки у 1,3–4,5 рази. При цьому конкретні значення мікротвердості визначаються середовищем, у якому виконувалося оплавлення.

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. G. D. Revankar, R. Shetty, S. S. Rao, and V. N. Gaitonde, *J. Mater.*

- Res. Technol.*, **6**, No. 1: 13 (2017).
2. С. Малинов, А. Зечева, В. Ша, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 7: 21 (2004).
3. І. М. Погрелюк, М. В. Кіндрачук, С. М. Лаврись, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, № 1: 56 (2016).
4. И. В. Гайворонский, В. В. Гиржон, А. А. Скребцов, А. В. Овчинников, *МиТОМ*, № 1: 53 (2014).
5. В. В. Гиржон, А. В. Овчинников, *МиТОМ*, № 12: 24 (2016).
6. В. В. Гиржон, А. В. Смоляков, А. Ф. Здоровец, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 4: 507 (2017).
7. R. Filip, *J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **15**, Nos. 1–2: 174 (2006).
8. U. Zwicker, *Titan und Titanlegierungen* (Springer Verlag: 2013).
9. D. S. Badkar, K. S. Pandey, and G. Buvashekar, *Int. J. Material Science*, **3**, No. 4: 239 (2009).
10. C. Xuekand, W. Can, W. Rui, G. Wantu, Y. Jianping, C. Shengzhu, W. Yinling, and H. Weihua, *Surface Coatings Technology*, No. 201: 4843 (2007).
11. V. F. Bashev, O. E. Beletskaya, N. A. Korovina, N. A. Kutseva, and A. A. Lysenko, *Phys. Chem. Solid State*, **6**, No. 1: 141 (2005).

## REFERENCES

1. G. D. Revankar, R. Shetty, S. S. Rao, and V. N. Gaitonde, *J. Mater. Res. Technol.*, **6**, No. 1: 13 (2017).
2. S. Malinov, A. Zecheva, and V. Sha, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 7: 21 (2004) (in Russian).
3. І. М. Pohrelyuk, М. V. Kindrachuk, and S. M. Lavrys', *Physicochemical Mechanics of Materials*, No. 1: 56 (2016) (in Ukrainian).
4. I. V. Gajvoronskij, V. V. Girzhon, A. A. Skrebcov, and A. V. Ovchinnikov, *MiTOM*, No. 1: 53 (2014) (in Russian).
5. V. V. Girzhon and A. V. Ovchinnikov, *MiTOM*, No. 12: 24 (2016) (in Russian).
6. V. V. Girzhon, O. V. Smolyakov, and O. F. Zdorovets, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 4: 507 (2017) (in Russian).
7. R. Filip, *J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **15**, Nos. 1–2: 174 (2006).
8. U. Zwicker, *Titan und Titanlegierungen* (Springer Verlag: 2013).
9. D. S. Badkar, K. S. Pandey, and G. Buvashekar, *Int. J. Material Science*, **3**, No. 4: 239 (2009).
10. C. Xuekand, W. Can, W. Rui, G. Wantu, Y. Jianping, C. Shengzhu, W. Yinling, and H. Weihua, *Surface Coatings Technology*, No. 201: 4843 (2007).
11. V. F. Bashev, O. E. Beletskaya, N. A. Korovina, N. A. Kutseva, and A. A. Lysenko, *Phys. Chem. Solid State*, **6**, No. 1: 141 (2005).