

PACS numbers: 68.35.bd, 68.35.Ct, 68.35.Dv, 81.40.Lm, 81.65.-b, 83.50.Uv, 87.85.jj

## **Фізико-хемічний стан поверхні стопу VT6 після піскоструминного оброблення у рідкому азоті**

М. О. Васильєв, Л. Ф. Яценко, С. М. Волошко\*, П. О. Гурін\*\*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,  
бульв. Акад. Вернадського, 36,  
03680, МСП, Київ-142, Україна*

*\*НТУУ «Київський політехнічний інститут»,  
просп. Перемоги, 37,  
03056 Київ, Україна*

*\*\*Інститут стоматології  
Київської медичної академії післядипломної освіти ім. П. Л. Шупика,  
вул. Пимоненка, 10А,  
03046 Київ, Україна*

Вперше піскоструминне оброблення (ПО) поверхні титанового стопу VT6 проведено за температури рідкого азоту ( $-196^{\circ}\text{C}$ ). Для порівняння використано також стандартну схему ПО на повітрі за аналогічних параметрів та тривалості. Показано, що основні відмінності стосуються змін мікротвердості, шерсткості, характеру морфології, кількості залишкових частинок абразиву  $\text{Al}_2\text{O}_3$  на поверхні. Докладно досліджено хемічний склад у різних локальних ділянках поверхні стопу після ПО за кімнатної та криогенної температур, а також ступінь їх окиснення.

---

Corresponding author: Mykhaylo Oleksiyovych Vasylyev  
E-mail: vasil@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,  
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03680 Kyiv, Ukraine*

*\*National Technical University of Ukraine 'KPI',  
37 Peremogy Avenue, 03056 Kyiv, Ukraine*

*\*\*Institute of Dentistry, P. L. Shupyk National Medical Academy  
of Postgraduate Education,  
10A Pymonenko Str., 03046 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: M. O. Vasylyev, L. F. Yatsenko, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, Physicochemical State of the  $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$  Surface after Sand Blasting in Liquid Nitrogen, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 5: 683–695 (2016), DOI: 10.15407/mfint.38.05.0683.

**Ключові слова:** піскоструминне оброблення, імплантат, поверхня, криодеформація, стоп ВТ6.

Впервые пескоструйная обработка (ПО) поверхности титанового сплава ВТ6 проведена при температуре жидкого азота ( $-196^{\circ}\text{C}$ ). Для сравнения использована также стандартная схема ПО на воздухе при аналогичных параметрах и продолжительности. Показано, что основные различия касаются изменений микротвёрдости, шероховатости, характера морфологии, количества остаточных частиц абразива  $\text{Al}_2\text{O}_3$  на поверхности. Подробно исследованы химический состав в различных локальных участках поверхности сплава после ПО при комнатной и криогенной температурах, а также степень их окисления.

**Ключевые слова:** пескоструйная обработка, имплантат, поверхность, криодеформация, сплав ВТ6.

Firstly, the sand blasting (SB) of the titanium alloy  $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$  surface at the temperature of liquid nitrogen ( $-196^{\circ}\text{C}$ ) is performed. For comparison, a standard treatment is used as the SB in the air under the same parameters and duration. As shown, the major differences concern microhardness changes, roughness, character of morphology, and amount of the residual abrasive particles of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  on the surface. The chemical composition in the different local areas of the alloy surface after the SB at room and cryogenic temperatures is studied in detail as well as a degree of surface oxidation. It is planned to obtain experimental evidence regarding the fact that the low-temperature SB improves the wear resistance of dental implants in chewing loads, the corrosion resistance, and the adhesion strength of biocompatible coatings applied to titanium substrate after the SB in liquid nitrogen, and thus, contributes significantly longer service life.

**Key words:** sand blasting, implant, surface, cryodeformation,  $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$  alloy.

*(Отримано 9 березня 2016 р.)*

## 1. ВСТУП

Сучасні дослідження підтверджують домінуючу роль морфології і фізико-хімічного стану поверхні металевих дентальних імплантів у процесах остеоінтеграції, тобто зростання з кістковою тканиною [1]. Однак, незважаючи на велику кількість наукових робіт і клінічних випробувань у цьому напрямку, багато питань залишаються на сьогодні відкритими.

До імплантів, які експлуатуються в умовах складного напруженого стану при циклічних жувальних навантаженнях у контакті з тканинами і рідинами порожнини рота пацієнта, висуваються досить жорсткі вимоги. Перш за все, це обумовлено необхідністю забезпечення максимально тривалого строку служби таких імплантів. З метою підвищення міцності імплантів розробляються тех-

нології їх виробництва з використанням об'ємних наноструктурних металевих матеріалів, які характеризуються однорідністю кристалічної структури і властивостей в об'ємі матеріалу. Наявність нанорозмірних кристалічних зерен і особливої дислокаційної структури забезпечує унікальні фізичні і механічні властивості таких матеріалів [2]. При цьому активно застосовується інтенсивна пластична деформація (ІПД) об'єму матеріалу за криогенних температур [3]. Значна роль у зв'язуванні впливу температури деформування на ступінь фрагментації структури металу за криогенних температур належить співробітникам ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України [4]. За низьких температур, по-перше, необхідним є менший рівень напружень для формування подрібненої субзеренної структури; по-друге, гальмуються дифузійні процеси міграції атомів, а відповідно і термічно активовані механізми відновлення деформованої структури [5, 6]. Формування надтонкої зеренної мікроструктури забезпечує більш високу міцність і пластичність, як чистих металів, так і стопів [7].

Але для формування наноструктур в об'ємі матеріалу необхідно використовувати унікальні механічні системи інтенсивного деформаційного впливу, що вимагає значних енергетичних витрат і матеріальних ресурсів. Тому серійні дентальні імплантати на сьогодні виготовляються здебільшого з крупнокристалічного титану або титанового стопу з додаванням алюмінію і ванадію. При цьому розв'язання проблеми успішної інтеграції таких імплантатів у живу кістку безпосередньо пов'язується з розробкою способів оптимізації межі поділу кістка/біоматеріал.

Численні дослідження *in vitro* та *in vivo* підтвердили суттєвий вплив рівня поверхневого рельєфу титанових імплантатів на швидкість остеоінтеграції і біомеханічну фіксацію протезів порівняно з гладкими поверхнями. Поліпшення умов остеоінтеграції дозволяє у свою чергу підвищити міцність закріплення імплантату в кістковій тканині і створити надійну опору для подальшого протезування. Як наслідок, спостерігається скорочення термінів приживлення імплантатів. У зв'язку з цим активно розробляються різні способи поверхневого оброблення, спрямовані на зміну амплітуди і топографії поверхневого рельєфу готового імплантату [1].

Одним із таких способів створення рельєфної поверхні, який широко використовується при виготовленні титанових імплантатів з різцю, є повітряне піскоструминне оброблення (ПО) при певних технологічних параметрах, що забезпечують величину шерсткості поверхні в межах від 1 до 10 мкм. Формування рельєфної поверхні за цим способом полягає у її обробленні спрямованим потоком прискорених мікрочастинок, що складаються здебільшого з металевих оксидів (оксидів алюмінію, кремнію, цирконію або їх сумішей). Рівень рельєфу за такого оброблення регулюється добром розміру

частинок у діапазоні від 50 до 750 мкм. Піскоструминне оброблення зазвичай проводиться у спеціальних камерах за кімнатної температури. Надалі для підвищення біологічної сумісності імплантату з кістковою тканиною його поверхня піддається або хемічному травленню, або на неї наноситься біосумісне покриття, наприклад, оксидне або на основі гідроксоапатиту [1]. У випадку плазмового напорошення багат шарового покриття попередня ПО поверхні імплантату необхідна для одержання такого рівня шерсткості, який забезпечить задовільну адгезійну міцність нанесеного покриття.

Недоліками відомих способів виготовлення металевих імплантів з використанням ПО на повітрі за кімнатної температури є те, що інтенсивна взаємодія прискорених мікрочастинок з поверхнею імплантату призводить, по-перше, до інтенсивного зношування (потоншення) нарізної внутрішньокісткової частини імплантату, і по-друге, до розвитку рекристалізаційних процесів в результаті локального розігрівання найтоншої поверхневої області імплантату за рахунок поглинання деформаційної енергії.

Окрім цього, після ПО деякі мікрочастинки настільки глибоко впроваджуються до поверхні імплантату, що потрібно подальше спеціальне її очищення. Загальна статистика відторгнених титанових імплантів свідчить, що 96% припадає на імплантати, які містять в поверхневому шарі велику кількість впроваджених домішкових частинок оксидів, які в подальшому вступають у взаємодію з кістковим матриксом.

Зазначені чинники призводять до того, що найслабшою в механічному відношенні ділянкою імплантату стає його нарізна частина, яка зазнає швидкого зношування при жувальних навантаженнях, внаслідок чого в процесі експлуатації можливе її руйнування і скорочення служби імплантату. У разі використання наноструктурованого титану відбувається руйнування наноструктурного стану поверхні різи, що робить необґрунтованим застосування технологій ППД.

У даній роботі поставлена задача удосконалення способу виготовлення металевого імплантату шляхом піскоструминного оброблення його поверхні після охолодження до температури рідкого азоту ( $-196^{\circ}\text{C}$ ) задля підвищення міцності внутрішньокісткової опорної частини. Доцільність такого підходу можна обґрунтувати на прикладі титанового стопу ВТ6 шляхом порівняння мікротвердості, хемічного складу та морфології його поверхні після ПО на повітрі та у рідкому азоті.

Відмінною рисою від вітчизняних та зарубіжних аналогів є те, що у даному випадку криогенна температура використовується саме для поверхневого оброблення матеріалу замість добре відомих методів криодеформації всього об'єму матеріалу. Попередні результати [8, 9] щодо застосування ультразвукового ударного впливу в рідкому азоті для модифікації структури, фазового складу та напру-

женого стану поверхневих шарів ступу ВТ6 довели перспективність таких досліджень.

## 2. МАТЕРІЯЛИ ТА МЕТОДИ

Досліджувались зразки титанового ступу ВТ6 (зарубіжний аналог Grade 5, система  $Ti-6Al-4V$ ), якому властиві характеристики як  $\alpha$ - $Ti$  (гарна технологічність, зварюваність, пластичність та ін.), так і  $\beta$ -титанових ступів (висока міцність, твердість та ін.).

Вибір об'єкту досліджень обумовлений його широким застосуванням у медичному матеріалознавстві, зокрема, для виготовлення ортопедичних і стоматологічних імплантатів. Використовувались зразки ступу ВТ6 у вигляді циліндрів діаметром 8 мм і висотою 5 мм, які попередньо відпалювались у вакуумі ( $P = 10^{-3}$  Па) при  $T = 700^\circ C$  впродовж 2 годин і охолоджувались разом з піччю. Відпалені зразки піддавались наступному механічному шліфуванню та поліруванню. Хемічний склад досліджуваних зразків титанового ступу ВТ6 у стані поставки (% мас./ат.%):  $Ti - 89,05/85,21$ ;  $Al - 6,18/10,51$ ;  $V - 4,76/4,28$ .

Піскоструминне оброблення проводилося наступним чином. Зразок закріплювався на торці мідного циліндра, розміщеного в пінопластовій ванні з рідким азотом ( $-196^\circ C$ ). Ванна з рідким азотом оберталась зі швидкістю один оберт за секунду. Через 10–15 хвилин зразок охолоджувався до температури, наближеної до температури рідкого азоту, після чого здійснювалося піскоструминне оброблення його поверхні на приладі Heraeus Combilabor Kulzer CL-FSG94. Діаметр сопла піскоструминного пістолета дорівнював 2 мм, тиск повітря становив 4 атм, відстань від сопла до поверхні зразка — 10 см, кут бомбардування —  $90^\circ$ . Тривалість оброблення — 10 с. Використовувався порошок оксиду алюмінію сорту Cobra (99,7%  $Al_2O_3$ ) розміром 250 мкм фірми Renfert (Німеччина), який застосовується для інтенсивного абразивного оброблення і задовольняє нормам промислового стандарту DIN 8201 (домішка  $SiO_2$  нижче 0,06%).

Для досліджень морфології та хемічного складу використано растровий електронний мікроскоп JSM 6490LV (фірма Jeol, Японія). Дослідження проводилися в режимі вторинних (режим рельєфу поверхні) та відбитих (режим фазового контрасту) електронів. В режимі зйомки поверхні для вивчення топографії пришвидшувальна напруга становила 10 кеВ, струм електронного пучка  $10^{-10}$  А, діаметр пучка 0,03 мкм. Збільшення при цьому складало 100–30000 разів. Хемічна аналіза поверхні ступів проводилася за допомогою енергодисперсійного аналізатора (ЕДА) INCA Energy 450XT при пришвидшувальній напрузі 20 кеВ.

За допомогою оптичного профілометру Bruker Contour GT-K Series

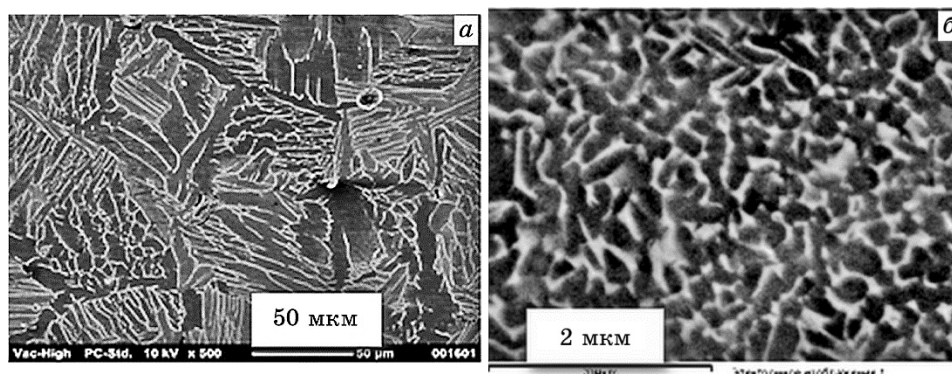
проведено аналізу параметрів шерсткості. Визначалося середнє арифметичне значення шерсткості  $R_a$  за результатами 10 вимірів.

Вимірювання мікротвердості за Віккерсом виконувалося на приладі ПМТ-3 шляхом вдавлення в поверхню зразка алмазної пірамідки з квадратною підставою і двограним кутом з вершиною  $136^\circ$  при навантаженні 100 г впродовж 10–12 с. Задля зменшення похибки середнє значення мікротвердості визначалося за кількістю вимірювань не менше 7.

### 3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

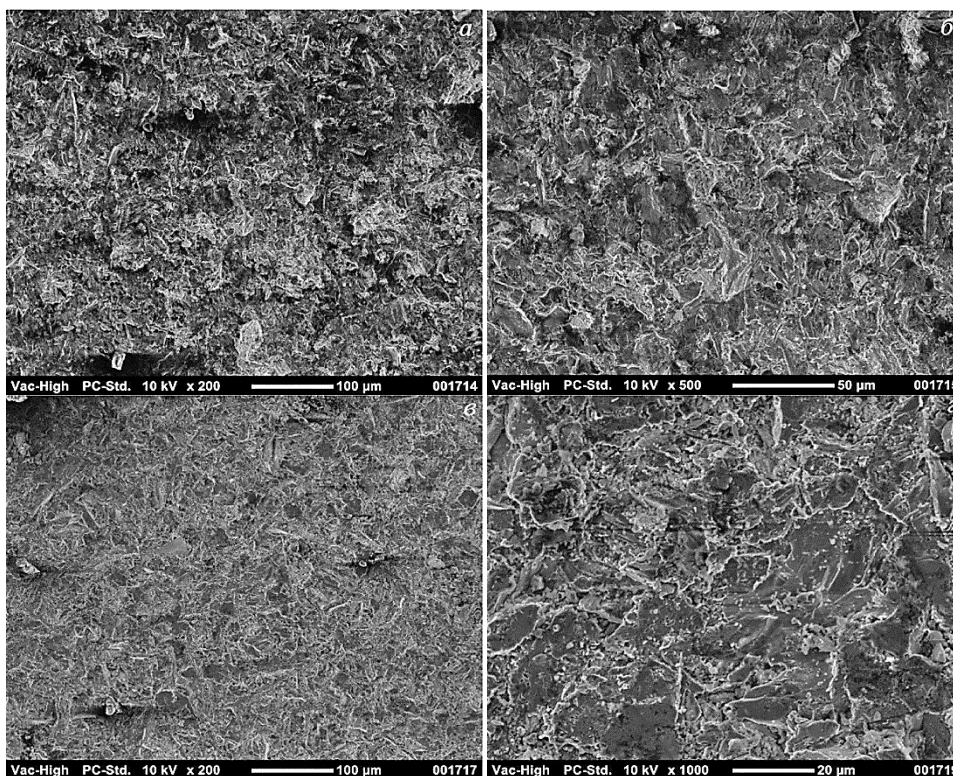
На рисунку 1 наведено мікроструктуру стопу ВТ6 у стані поставки. Розмір зерен  $\alpha$ (ГЦП)-фази становив 2–4 мкм,  $\beta$ (ОЦК)-фази — 0,5–0,7 мкм. Хемічний склад цих фаз за даними локальної ЕДА-аналізи відрізняється. Світлі області  $\beta$ -фази мають наступний склад (ат. %): Ti — 81,6–84,0; Al — 7,8–9,6; V — 6,5–10,3 у різних точках поверхні, а темні області, які відповідають  $\alpha$ -фазі, відповідно: Ti — 85–86; Al — 10,6–11,9; V — 2,2–3,5.

Морфологію поверхневого рельєфу стопу ВТ6 після піскоструминного оброблення частинками  $Al_2O_3$  (розмір 250 мкм) впродовж 10 с за кімнатної температури на повітрі та в рідкому азоті показано на рис. 2. Після оброблення формується шерстка та розвинена поверхня. Порівняно зі значеннями шерсткості вихідного зразка (після механічного полірування) спостерігається тенденція зростання шерсткості поверхневого рельєфу після ПО як на повітрі, так і у рідкому азоті. Шерсткість поверхні у вихідному стані становить



**Рис. 1.** Морфологія поверхні стопу ВТ6 у стані поставки за різного збільшення (світлі і темні місця  $\beta$ - та  $\alpha$ -фази відповідно):  $\times 50$  (а),  $\times 2000$  (б).

**Fig. 1.** The surface morphology of the Ti-6Al-4V alloy as supplied at different magnifications (light and dark places are  $\beta$ - and  $\alpha$ - phase regions, respectively):  $\times 50$  (a),  $\times 2000$  (b).

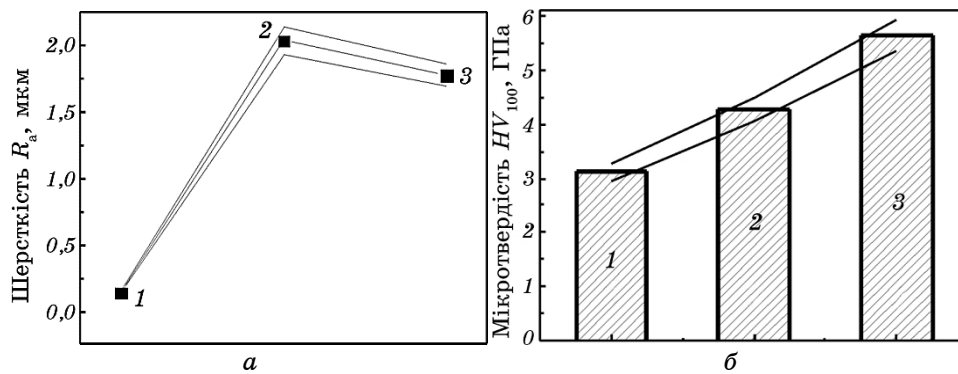


**Рис. 2.** Морфологія поверхні ступу ВТ6 після піскоструминного оброблення тривалістю 10 с на повітрі (*a, б*) та у рідкому азоті (*в, г*) за різних збільшень.

**Fig. 2.** The morphology of the Ti-6Al-4V alloy after sandblasting duration 10 s in the air (*a, б*) and liquid nitrogen (*в, г*) at different magnifications.

0,14 мкм, після оброблення на повітрі зростає у 14,5 разів до 2,04 мкм, у рідкому азоті становить 1,78 мкм (рис. 3, *a*). Тобто ПО за криогенної температури сприяє деякому зменшенню шерсткості поверхні титанового ступу порівняно із стандартним обробленням на повітрі.

Ефект зміцнення поверхні в умовах піскоструминного деформування в середовищі рідкого азоту, навпаки, є більшим, ніж на повітрі, і складає  $\approx 1,8$  рази порівняно із вихідним станом, тоді як на повітрі — не перевищує  $\approx 1,4$  рази (рис. 3, *б*). Вважається, що механізм зміцнення за умов ПО аналогічний звичайній ПД. Частинки падають на поверхню з великою швидкістю і здійснюють інтенсивні періодичні удари, тобто локальну інтенсивну деформацію, генеруючи високу густину дислокацій. Далі перебудова дислокаційних скупчень обумовлює наноструктурування [10].



**Рис. 3.** Значення шерсткості  $R_a$  (а) та мікротвердості (б) поверхні ступу ВТ6: 1 — вихідна (полірована) поверхня, 2 — після ПО на повітрі, 3 — після ПО в рідкому азоті.

**Fig. 3.** Values of roughness  $R_a$  (a) and microhardness (б) of the Ti-6Al-4V alloy: 1—original (polished) surface, 2—after SB in the air, 3—after SB in the liquid nitrogen.

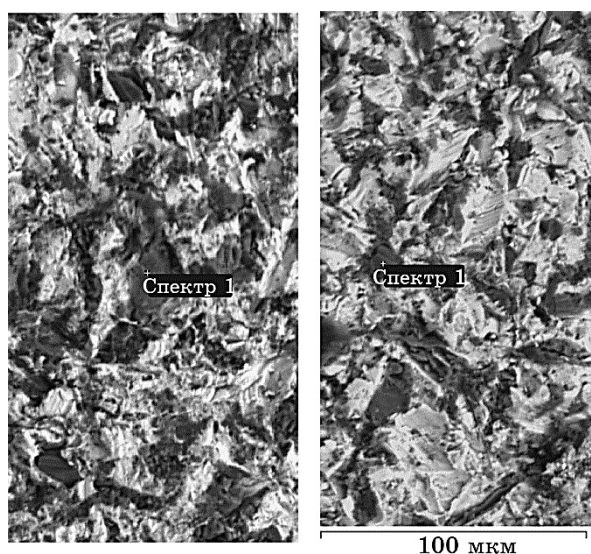
Особливістю низькотемпературної деформації є накопичення більш значної кількості деформаційних дефектів завдяки гальмуванню динамічного повернення та підвищенню активності деформаційного двійникування у титані, що сприяє більш високому ступеню фрагментації його зеренної структури [11] і, відповідно, більш суттєвому зміцненню поверхневих шарів порівняно із деформуванням за кімнатної температури.

Слід зазначити, що на поверхні ступу ВТ6 утворення мікротріщин після обраного нами режиму ПО не спостерігається ні на повітрі, ні у рідкому азоті. Тоді як, наприклад, у роботі [12] при використанні частинок  $Al_2O_3$  значно більшого розміру 500–750 мкм, та збільшенні часу ПО на повітрі до 30–60 с зміцнення поверхні ступу Ті-6АІ-4V не виявлено саме завдяки виникаючим мікротріщинам, а також великій кількості вбитих частинок.

Такі вбиті частинки дійсно спостерігаються після ПО поверхні ступу ВТ6 як на повітрі, так і у рідкому азоті (показані хрестиками на рис. 4). Це підтверджує і детальна аналіза хемічного складу різних ділянок поверхні — білого, світло- та темно-сірого кольорів, які утворюються внаслідок зіткнення частинок  $Al_2O_3$  під певними кутами з поверхнею.

На темних ділянках (табл. 1) кількість Al становить  $\cong 37$ –38 ат.%, кисню —  $\cong 61$ –62 ат.%, тобто ці ділянки поверхневого рельєфу збагачені частинками оксиду алюмінію. Області білого кольору відповідають вихідному складу ступу ВТ6. Вільні від оксидів ділянки титану містять 6–8 ат.% Al та 4–5 ат.% V. Це співпадає із





**Рис. 4.** Втілення частинок абразиву (показані хрестиками) у поверхню ступу ВТ6 після піскоструминного оброблення тривалістю 10 с на повітрі (а) та у рідкому азоті (б).

**Fig. 4.** The embodiment of the abrasive particles (indicated by crosses) to the surface of the Ti-6Al-4V alloy after sand blasting duration of 10 s in the air (a) and the liquid nitrogen (b).

результатами [13], де також спостерігалася наявність неокисненого титану після піскоструминного оброблення.

Ці ділянки оточені областями окисненого титану світло-сірого кольору; при цьому кількість кисню після ПО на повітрі у таких ділянках складає 30 ат.%, а після оброблення у рідкому азоті — 19 ат.%. Між темною та світлою областями сірого кольору існує перехідна зона. Після оброблення на повітрі вміст Ti та Al у цій зоні практично однаковий (на рівні 25 ат.%), кількість кисню досягає  $\cong 48$  ат.%. Більш ретельна аналіза показала присутність невеликої кількості малих частинок до 0,5 мкм, які спотворюють істинний хемічний склад. Тобто біля достатньо великих частинок розміром до 20 мкм спостерігаються частинки менших фракцій, які наявні у вихідному абразиві або можуть відколюватися у процесі зіткнення порошинки з металевою поверхнею. Після ПО у рідкому азоті у таких областях формується оксид титану (вміст Al не перевищує 10 ат.%, Ti —  $\cong 49$  ат.%, кисню —  $\cong 39$  ат.%).

Таким чином, в процесі ПО на повітрі відбувається інтенсивне окиснення поверхні ступу ВТ6 та втілення частинок  $Al_2O_3$  у приповерхневий шар. Окиснення поверхні титану після ПО у рідкому азоті відбувається вже після завершення процесу оброблення, коли

**ТАБЛИЦЯ 1.** Хемічний склад на різних ділянках поверхні за даними локальної енергодисперсійної аналізи (ат. %).**TABLE 1.** The chemical composition of the surface for different areas according to local energy dispersive analysis (at. %).

Оброблення на повітрі				
Елемент Область аналізи	O	Al	Ti	V
Біла	–	6	88,6	5,4
Світло-сіра	30,5	8,7	57,9	2,9
Перехідна	47,6	25,2	25,6	1,5
Темно-сіра	62,4	37	0,6	–
Оброблення у рідкому азоті				
Елемент Область аналізи	O	Al	Ti	V
Біла	–	8	87,5	4,5
Світло-сіра	19	5,9	71,7	3,4
Перехідна	38,7	10,4	49,3	1,6
Темно-сіра	61,3	38	0,7	–

зразок виймається з камери і знаходиться на повітрі. Тому кількість кисню, що реєструється, є значно меншою.

За даними [14] інтенсивне низькотемпературне окиснення титану і його сполук під дією ПО у повітряній атмосфері здійснюється за рахунок локальних мікродеформацій поверхні з великими внутрішніми напруженнями, що супроводжується утворенням природної оксидної плівки. Така плівка, сформована на абразивно-активованій поверхні, може забезпечити хорошу корозійну стійкість імплантатів при впливі рідкого біосередовища і надати їм високу біосумісність в процесі функціонування. Окиснення спочатку зосереджене в найбільш активованих місцях титанової поверхні, де відбувається втілення абразивних частинок, тобто у «западинах», і вже після цього відбувається окиснення мікрорівнень.

Оскільки у процесі ПО на повітрі відбувається розігрів поверхні, то частинки, які летять під кутом  $90^\circ$  до оброблюваної поверхні, розташовуються глибоко у западинах і достатньо жорстко там закріплюються. У рідкому азоті частинки не мають змоги заглибитись у процесі зіткнення, оскільки міцність титану зростає за низьких температур, тому вони ковзають по поверхні, втрачаючи кінетичну енергію, і тільки деяка їх частка втілюється. Тобто оброблення у рідкому азоті ускладнює втілення абразивних частинок до припо-

верхневих шарів і, відповідно, площа поверхні, яку займають частинки, зменшується приблизно на 15% порівняно із ПО на повітрі. Можна бачити, що після оброблення у рідкому азоті (рис. 4, а) кількість темних ділянок, які відповідають складу  $Al_2O_3$ , зменшується порівняно із обробленням на повітрі (рис. 4, б).

Тобто великі частинки  $Al_2O_3$  відбиваються від поверхні, формуючи розвинений мікрорельєф та природну оксидну плівку за рахунок окиснення активованих ПО ділянок поверхні, а частинки меншого розміру втілюються у приповерхневий шар. Глибина їх проникнення може дорівнювати 3–4 мкм [13]. Не можна виключати, що частинки з полігональними кутами, є зламаними в результаті ПО.

Втілення частинок абразивного матеріалу до поверхні титанових ступів під дією ПО спостерігалось у багатьох роботах [13–16], але питання, як саме впливають сліди  $Al_2O_3$  на біоінтеграційні якості обробленої поверхні, викликає багато розбіжностей. Деякі автори вважають, що остеоінтеграція при цьому суттєво не погіршується. Але більш поширеною є інша думка: висока концентрація  $Al_2O_3$  на поверхні Ti перешкоджає мінералізації позаклітинного матриксу, а зменшення кількості залишків  $Al_2O_3$  на титановому ендопротезі кульшового суглоба усього на 4% значно поліпшує контакт імплантату з кістковим матриксом [16].

З цієї точки зору досягнутий за умов використання ПО у рідкому азоті результат скорочення залишків  $Al_2O_3$  на  $\approx 15\%$  порівняно із обробленням на повітрі є вагомим і свідчить про перспективність запропонованого способу піскоструминного оброблення.

#### 4. ВИСНОВКИ

Враховуючи недоліки ПО на повітрі, що пов'язані з інтенсивним зношуванням (стоншенням) нарізної внутрішньокісткової частини імплантату та локальним розігріванням його найтоншого поверхневого шару, вперше запропоновано принципово новий підхід, який полягає у здійсненні піскоструминного оброблення поверхні ступу VT6 за температури рідкого азоту ( $-196^\circ C$ ) і виключає нагрівання різьбової частини титанового імплантату.

Виявлено ефект зміцнення поверхневих шарів ступу VT6 із зміненями морфологією та хемічним складом внаслідок піскоструминного оброблення мікрочастинками  $Al_2O_3$  розміром 250 мкм у середовищі рідкого азоту впродовж 10 с, що є передумовою зменшення абразивного зношування нарізних частин титанових імплантатів. Після ПО у рідкому азоті формується шерстка ( $\approx 2$  мкм) та розвинена поверхня з підвищеним у  $\approx 1,8$  разів рівнем мікротвердості порівняно із вихідним станом. Перевагою ПО за криогенних температур є також зменшення залишків  $Al_2O_3$  на поверхні на  $\approx 15\%$ .

В подальшому планується одержати експериментальні докази відносно того, що низькотемпературне піскоструминне оброблення підвищує зносостійкість, дентальних імплантатів при жувальних навантаженнях, покращує їх корозійну стійкість, а також міцність зчеплення біосумісних покриттів, нанесених на титанову підкладку після попередньої ПО у рідкому азоті, і таким чином сприяє істотному збільшенню терміну служби.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. М. А. Васильєв, В. И. Беда, П. А. Гурин, *Физиологический отклик на состояние поверхности металлических дентальных имплантатов* (Львов: ГалДент: 2010).
2. Р. З. Валиев, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией* (Москва: Логос: 2000).
3. М. А. Васильєв, С. М. Волошко, Л. Ф. Яценко, *Успехи физики металлов*, **13**: 303 (2012).
4. П. А. Хаймович, *Вопросы атомной науки и техники*, № 4: 89 (2006).
5. Y. M. Wang and E. Ma, *Acta Mater.*, **521**: 1699 (2004).
6. Y. B. Lee, D. H. Shin, K. T. Park, and W. J. Nam, *Scr. Mater.*, **51**: 355 (2004).
7. S. Panigrahi, R. Jayaganthan, and V. Pancholi, *Materials and Design*, **30**: 6 (2009).
8. М. О. Васильєв, В. С. Філатова, Л. Ф. Яценко, Д. В. Козирєв, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**: 821 (2012).
9. М. А. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Materialia*, **60**: 6223 (2012).
10. L. Wang and D. Y. Li, *Surf. Coat. Technol.*, **167**: 188 (2003).
11. И. С. Брауде, Н. Н. Гальцов, В. А. Москаленко, А. Р. Смирнов, *Физика низких температур*, **37**: 1307 (2011).
12. M. Multigner, E. Frutos, C. L. Mera, J. Chao, and J. L. González-Carrasco, *Surf. Coat. Technol.*, **203**: 2036 (2009).
13. V. Barranco, M. L. Escudero, and M. C. García-Alonso, *Electrochimica Acta*, **52**: 4374 (2007).
14. И. В. Родионов, *Известия вузов. Химия и химическая технология*, **46**: 61 (2003).
15. С. М. Никулин, А. А. Сметкин, Н. Б. Асташина, *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*, **17**: 89 (2015).
16. Д. Дуддек, Ш. Иранпур, М. А. Дерман, Й. Нейгебауер, Д. Е. Зёллер, *Дентальная имплантология и хирургия*, № 3 (12): 45 (2012).

## REFERENCES

1. М. А. Vasylyev, V. I. Beda, and P. A. Gurin, *Fiziologicheskii Otklik na Sostoyanie Poverkhnosti Metallicheskih Dental'nykh Implantatov* (Lviv: GalDent: 2010) (in Russian).
2. R. Z. Valiev, *Nanostrukturnye Materialy, Poluchennyye Intensivnoy Plasticheskoy Deformatsiey* (Moscow: Logos: 2000) (in Russian).

3. M. A. Vasylyev, S. M. Voloshko, and L. F. Yatsenko, *Uspehi Fiziki Metallov*, **13**: 303 (2012) (in Russian).
4. P. A. Khaymovich, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, No. 4: 89 (2006) (in Russian).
5. Y. M. Wang and E. Ma, *Acta Mater.*, **52**: 1699 (2004).
6. Y. B. Lee, D. H. Shin, K. T. Park, and W. J. Nam, *Scripta Mater.*, **51**: 355 (2004).
7. S. Panigrahi, R. Jayaganthan, and V. Pancholi, *Materials and Design*, **30**: 6 (2009).
8. M. O. Vasyliiev, V. S. Filatova, L. F. Yatsenko, and D. V. Kozyrev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 6: 821 (2012) (in Ukrainian).
9. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Materialia*, **60**: 6223 (2012).
10. L. Wang and D. Y. Li, *Surf. Coat. Technol.*, **167**: 188 (2003).
11. I. S. Braude, N. N. Gal'tsov, V. A. Moskalenko, and A. R. Smirnov, *Fizika Nizkikh Temperatur*, **37**: 1307 (2011) (in Russian).
12. M. Multigner, E. Frutos, C. L. Mera, J. Chao, and J. L. González-Carrasco, *Surf. Coat. Technol.*, **203**: 2036 (2009).
13. V. Barranco, M. L. Escudero, and M. C. García-Alonso, *Electrochimica Acta*, **52**: 4374 (2007).
14. I. V. Rodionov, *Izvestiya Vuzov. Khimiya i Khimicheskaya Tekhnologiya*, **46**: 61 (2003) (in Russian).
15. S. M. Nikulin, A. A. Smetkin, and N. B. Astashina, *Vestnik PNIPU. Mashinostroenie, Materialovedenie*, **17**: 89 (2015) (in Russian).
16. D. Duddek, Sh. Iranpur, M. A. Derman, Y. Neygebauer, and D. E. Zeller, *Dental'naya Implantologiya i Khirurgiya*, No. 3 (12): 45 (2012) (in Russian).