

изнашивания // Трение и износ. 1987. 8, № 5. С. 888–893. 6. Рапопорт Л.С., Рыбакова Л.М. Влияние структурного состояния поверхностных слоев на процессы трения и изнашивания // Трение и износ. 1987. 8, № 6. С. 1038–1043. 7. Белоус М.В., Черепин В.Т. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации // ФММ. 1961. 12, № 5. С. 685. 8. Белоус М.В., Черепин В.Т. Изменения в карбидной фазе стали под влиянием холодной пластической деформации. Распад и графитизация высокоотпущенной стали // ФММ. 1962. 14, № 1. С. 48.

УДК 669.295:621.785.5

**Е.І. Плешаков, Я. Сенявський\*, Р.Філіп\*, Крупа Р.Б.\*\***

Національний університет “Львівська політехніка”, кафедра фізики металів та матеріалознавства

\*Політехніка Жешувська, кафедра матеріалознавства й термічної обробки, Польща

\*\*Інститут прикладних проблем механіки і математики ім. Я.С.Підстригача НАН України

## **ЛАЗЕРНЕ МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-6Al-4V БОРИДАМИ НІОБІЮ**

© Плешаков Е.І., Сенявський Я., Філіп Р., Крупа Р.Б., 2001

Модифікування поверхні титанового сплаву здійснювали імпульсним лазерним опромінюванням її через покриття, що містило дисперсні порошки бориду ніобію й графіту. За допомогою растрової електронної мікроскопії, поєднаної з мікрорентгеноспектральним аналізом, встановлено, що структуру модифікованого шару становлять дендрити карбідів титану й частково ніобію, недорозчинені бориди ніобію, розташовані в мартенситній матриці. Таке композитне покриття (завтовшки до 120 мкм) має високу твердість (4,9–5,5 ГПа), позбавлене тріщин і пористості.

Niobium boride and graphite powders were pre-deposited on the Ti-6Al-4V alloy with the aim to synthesize cermet coatings by laser melting. In the laser-melted zones metallurgical analyses by scanning electron microscope provided with EDX spectroscopy reveal carbide dendrites and undissolved niobium boride which were incorporated into the martensitic matrix. The cermet coatings produced have an excellent bonding with the substrate and are free of cracks. Their thickness is in the range of 100–120  $\mu\text{m}$ , the in-depth microhardness varies between 4,9 and 5,5 GPa.

Титанові сплави завдяки високому рівню питомої міцності та корозійної стійкості набули широкого застосування в різноманітних галузях промислового виробництва, найперше в аерокосмічній та хімічній індустрії. Створення на поверхні титанових сплавів металокерамічних композитних шарів, які забезпечують підвищення тривкості до різних видів зношування (абразивного, адгезійного, ерозійного та ін.), високотемпературного окислення, істотно розширює сферу застосування цих сплавів, дозволяє використовувати їх для виготовлення деталей, що працюють в умовах тертя, ерозійної дії чи при температурах вищих, ніж 550<sup>0</sup>С.

Існують різноманітні технологічні способи створення захисних покриттів на металевих сплавах [1]. Одним з найефективніших способів є лазерне модифікування, яке

дає змогу формувати композитні шари завтовшки в сотні мікрметрів. Структура метало-керамічних композитних шарів складається з твердих керамічних часточок, розподілених у металевій матриці. Технології лазерного модифікування підкладки твердими часточками базуються на кількох методах:

- на лазерному вплавленні шлікерного покриття, що містить керамічні часточки або їх компоненти, в поверхневий шар матричного матеріалу;
- на удмухуванні в струменю захисного газу порошку керамічних часточок в лазерно розплавлений поверхневий шар матриці;
- на удмухуванні в лазерно розплавлений поверхневий шар матриці неметалевого компоненту часточок у газовому стані.

При модифікуванні зі шлікерного покриття його компоненти майже повністю розчиняються в розплаві основи і, взаємодіючи з компонентами основи, утворюють часточки однієї чи кількох зміцнюючих фаз. Натомість при вдмухуванні модифікуючі часточки можуть розчинитися не повністю, співіснуючи в поверхневому шарі сплаву з новоутвореними під час кристалізації часточками. Найчастіше як зміцнюючі фази поверхневих шарів титанових сплавів використовуються нітриди [2–4] та карбіди [5–7] титану, рідше інших елементів. Практично поза увагою дослідників залишилися бориди, які як і карбіди чи нітриди також характеризуються високою твердістю та термічною стійкістю [8].

З метою попередньої оцінки ефективності поверхневого зміцнення титанових сплавів за рахунок боридів у роботі було проведено дослідження лазерного модифікування боридами ніобію  $NbV_2$  двофазного мартенситного сплаву Ti-6Al-4V (ALLVAC 6-4, аналогом якого в Україні є сплав ВТ6) наступного хімічного складу: 6,29 % Al; 4,12 % V; 0,18 % Fe; 0,19 % O; по 0,02 % Cu і Cr; по 0,014 % C, N; по 0,01 % Mn, Mo, Si, Sn, Zr; решта Ti. Зразки для дослідження були виготовлені з прутків сплаву вакуумного виплавлення після гарячого прокатування в температурному інтервалі фазового  $\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$  перетворення і наступного стабілізуючого відпалу при температурі 973 К. Вихідна  $\alpha+\beta$ -структура сплаву вздовж напрямку прокатування після стабілізуючого відпалу показана на рис. 1.

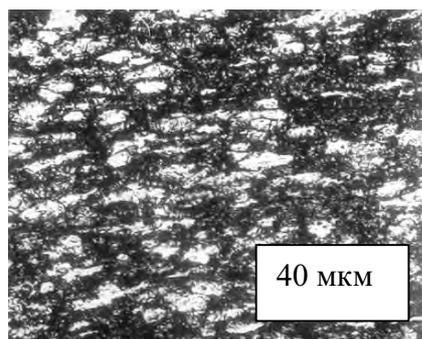


Рис. 1. Мікроструктура Ti-6Al-4V після стабілізуючого відпалу

Для посилення зміцнюючої дії модифікування боридами ніобію здійснювали в суміші з дисперсним графітом. Порошок дисперсних, розміром переважно від 2 до 10 мкм (окремі часточки сягали розміру до 50 мкм), боридів розчиняли в аквадазі (водній суспензії колоїдного графіту) в пропорції 1:1. Цим розчином сметаноподібної консистенції покривали плоску поверхню сплаву, попередньо шліфовану для кращого зчеплення покриття до основи. Після просушування струменем гарячого повітря на поверхні сплаву залишалося сухе покриття завтовшки 0,2–0,3 мм. Вплавлення

боридів ніобію й графіту з покриття в поверхневий шар сплаву здійснювали лазерними опроміненням на установці імпульсної дії ‘Квант-16’ при густині потужності лазерного імпульсу приблизно  $2 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>.

Після лазерної обробки за стандартною методикою виготовляли поперечні мікрошліфи зон лазерної дії. Для травлення застосовували розчин 2 % HF і 2 % HNO<sub>3</sub> у дистильованій воді. Металографічні дослідження виконували на оптичних мікроскопах Epihot 300 і МИМ-8 та растровому електронному мікроскопі NOWASCAN-30. Зміну

хімічного складу в зонах лазерного модифікування оцінювали за допомогою мікроаналізатора LINK ISIS з EDX детектором. Вимірювання мікротвердості здійснювали на поперечних перерізах по глибині зон лазерної дії на мікротвердомірі MICRO-SA при навантаженні на індентор 1,96 Н.

Сфера лазерної дії складається з двох зон – зони оплавлення (ЗО) і зони термічного впливу (ЗТВ). При недостатньому заповненні ЗО модифікуючими й легуючими компонентами в ній чітко виділяється окрема темна зона – зона легування й модифікування (ЗЛМ), під якою розташована світла зона, у якій не відбулося засвоєння компонентів покриття (рис. 2, а). У цьому випадку структура ЗО відтворює характерні траєкторії перенесення маси конвекційними потоками.

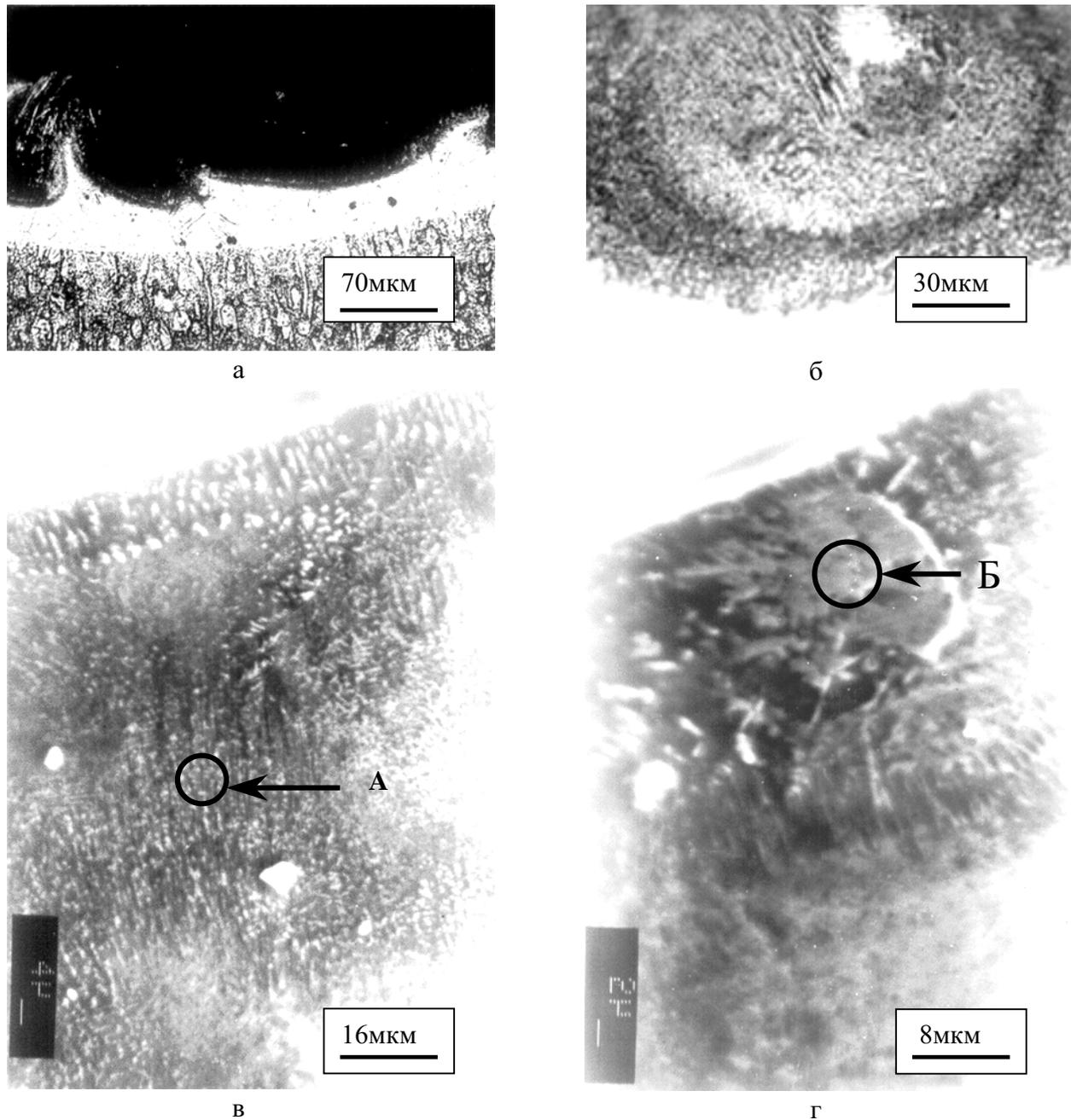


Рис. 2. Мікроструктура зон лазерної дії після лазерного модифікування сплаву Ti-6Al-4V

Оскільки лазерне оплавлення титанового сплаву здійснювалося в умовах атмосферної дії (без захисного середовища), то у верхній частині ЗО утворюється тонкий приповерхневий шар завтовшки 5–10 мкм, що вирізняється дендритною будовою (рис. 2, в) продуктів взаємодії компонентів сплаву, найперше титану, з азотом і киснем атмосфери. За даними рентгеноструктурного аналізу основними фазами цього шару є мартенситна  $\alpha'$ -фаза й нітрид титану TiN; стверджується також наявність незначної кількості оксидів TiO<sub>2</sub> і Ti<sub>8</sub>O<sub>15</sub>.

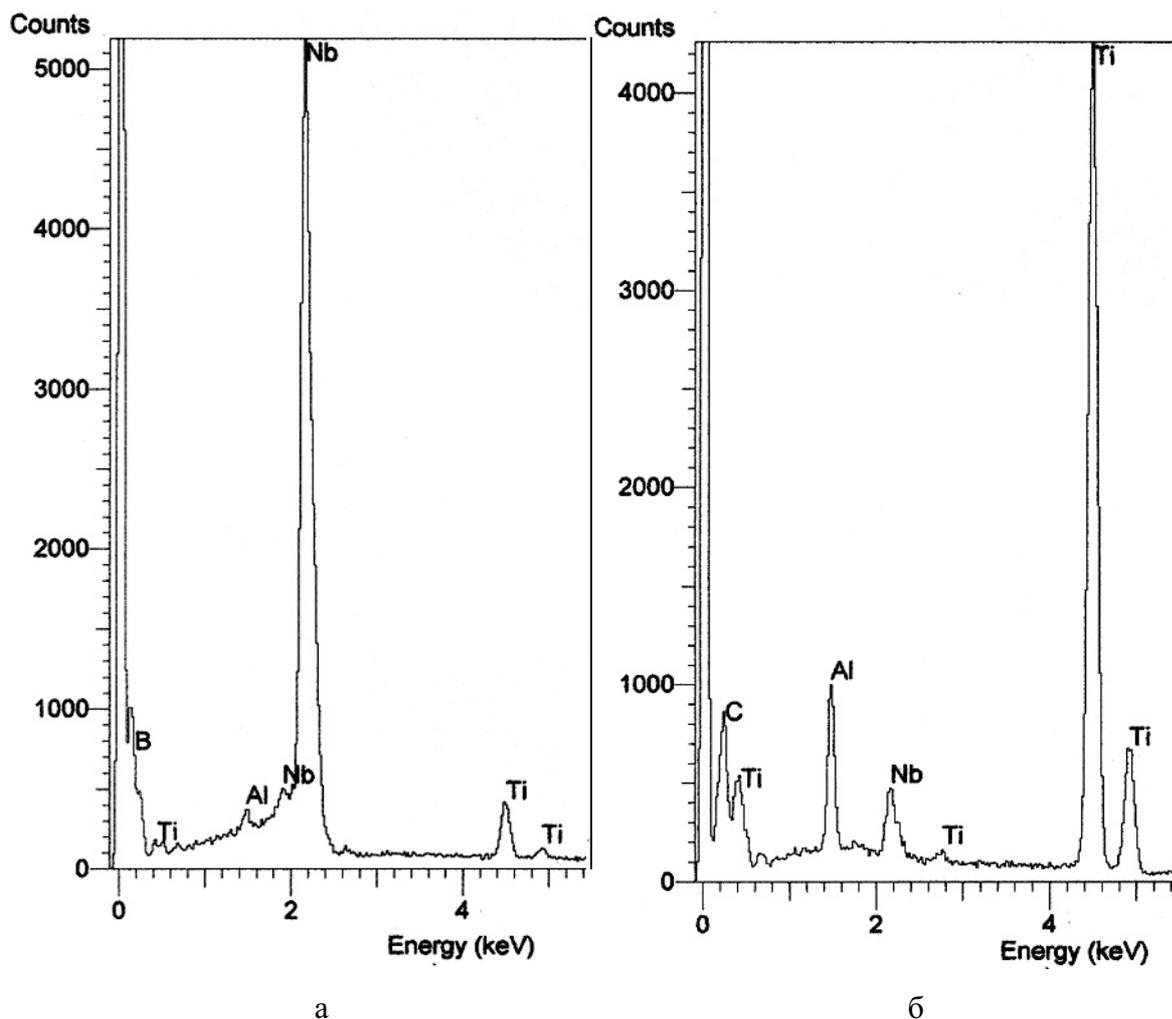


Рис. 3. Спектрограми ділянок у ЗЛМ сплаву Ti-6Al-4V:  
 а – ділянка, позначена стрілкою Б на рис. 2, г;  
 б – ділянка, позначена стрілкою А на рис. 2, в

Мартенситна фаза становить основу і ЗЛМ, у якій з різною густиною розташовуються продукти взаємодії в розплаві компонентів покриття з компонентами матричного сплаву. Більшість з них після кристалізації характеризується дендритною будовою (рис. 2, в). Дендрити з розвинутими первинними осями орієнтуються ними перпендикулярно до фронту поширення конвекційних потоків у ЗО. Аналіз спектрограми (рис. 3, б), отриманої з ділянки дендритної будови ЗЛМ (ділянка всередині кола, позначеного стрілкою А на рис. 2, в), вказує на ймовірну присутність там карбідів титану й ніобію. Присутність цих фаз в ЗЛМ підтверджується рентгенівським фазовим аналізом, за даними якого частка карбиду NbC

менша, ніж частка TiC. Карбід ніобію утворюється внаслідок розчинення бориду NbV<sub>2</sub> в присутності значної кількості вуглецю з аквадагу покриття. Проте в ЗЛМ, крім цих карбідів, трапляються також окремі грубі часточки розміром до 10 мкм (рис. 2, г), що за результатами мікрорентгеноспектрального аналізу однозначно ідентифікуються як бориди ніобію (рис. 3, а). Їх мікротвердість сягає 17 ГПа. Пористість, нерегулярна форма цих часточок, дендритні утворення на їх периферії свідчать про те, що це частково розчинені грубі бориди ніобію з модифікуючого покриття. Унаслідок неоднорідного розміщення в ЗЛМ твердих карбідів її мікротвердість коливається в межах 4,9–5,5 ГПа (рис. 4). При товщині модифікуючого покриття близько 0,3 мм і густині потужності лазерного випромінювання близько  $2 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup> ЗЛМ повністю покривається зі ЗО, а її глибина сягає 100–120 мкм.

При товщині покриття меншій, ніж 0,2 мм маси його компонентів не вистачає для цілковитого заповнення ванни розплаву, і на дні ванни не відбувається модифікування. У цьому випадку світлу структуру придонної частини ЗО становить лише мартенситна грубопластинчата  $\alpha'$ -фаза (рис. 2, а), мікротвердість якої становить близько 3,8 ГПа (рис. 4). Великі пластини мартенситу завдовжки до 30 мкм локалізуються під певними кутами в межах зерен  $\beta$ -фази. Утворенню пластинчастого мартенситу очевидно сприяє надшвидке охолодження й зміцнення  $\beta$ -фази за рахунок легування її вуглецем, внаслідок чого ускладнюється релаксація напружень перед мартенситними кристалами при їх рості. Це змінює напружений стан матричної фази і сприяє утворенню наступних кристалів іншої кристалографічної орієнтації.

У ЗЛМ не виявлено жодних порушень її суцільності, зокрема мікротріщин, пор. У зв'язку з її плавним переходом у ЗТВ фактично не існує небезпеки відшарування цього зміцненого шару навіть у жорстких умовах зношування при експлуатації.

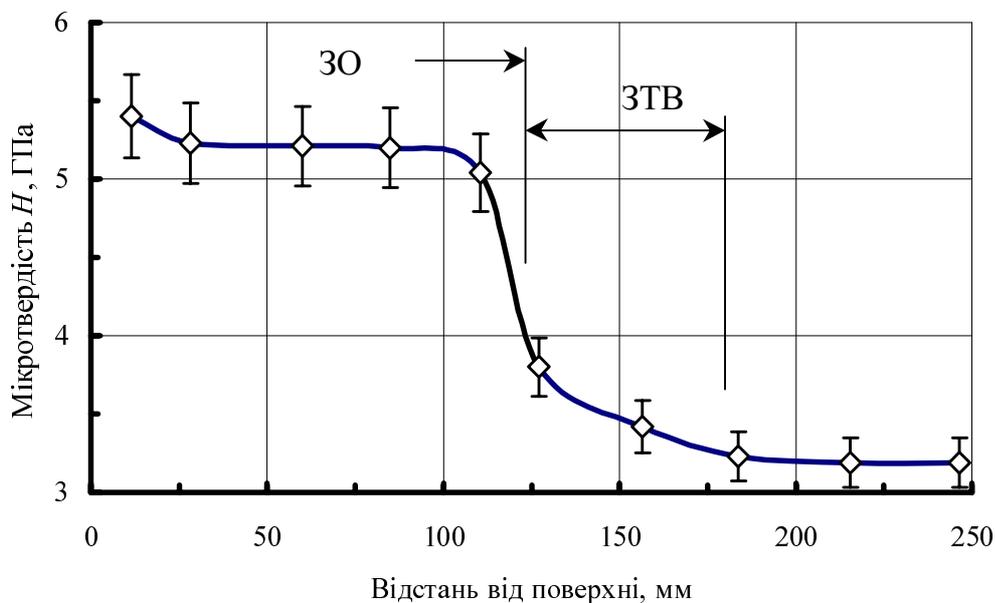


Рис. 4. Зміна мікротвердості по глибині зони лазерної дії при лазерному модифікуванні сплаву Ti-6Al-4V вуглецем і боридами ніобію

У верхній частині ЗТВ (поблизу границі зі ЗО) проходить мартенситне перетворення, внаслідок якого утворюється настільки дисперсний мартенсит, що роздільної здатності оптичного мікроскопа не вистачає для виявлення його структури. Причиною дисперсності мартенситу є значна концентраційна неоднорідність високотемпературної  $\beta$ -фази, що не встигає гомогенізуватися під час короткотривалого лазерного нагрівання. Таким чином у ЗТВ металографічно виявляється структура витягнутих зерен (рис. 2, а), що відтворює характер вихідної двофазної структури. Мікротвердість у цій зоні неоднорідна і порівняно плавно зменшується по глибині від 3,8 ГПа до значення мікротвердості вихідного стану – 3,2 ГПа (рис. 4).

**Висновок.** Лазерне модифікування титанового сплаву Ti-6Al-4V боридами ніобію у присутності графіту створює поверхневий шар з композитною структурою, основу якої становить порівняно пластична мартенситна  $\alpha'$ -фаза, зміцнена дендритами карбідів титану, ніобію. Для оптимального заповнення зони оплавлення завглибшки до 120 мкм, модифікуючими і легуючими компонентами з покриття його товщина при густині потужності лазерного випромінювання  $2 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup> повинна становити приблизно 0,3 мм.

1. Burakowski T., Wierzchoń T. *Inżynieria powierzchni metali*. Warszawa, 1995. 2. Ignatiev M., Kovalev E., Melekhin I, Smurov I.Yu., Sturlese S. Investigation of the hardening of a titanium alloy by laser nitriding // *Wear*. 1993. 166. P.233–236. 3. Jiang P., He X.L., Li X.X., Zu L.G. Wang H.M. Wear resistance of a laser surface alloyed Ti-6Al-4V alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2000. Vol.130 P. 24–28. 4. Mridha S., Baker T.N. Characteristic features of laser nitrided surfaces of two titanium alloys // *Materials Science and Engineering*. 1991. A142. P. 115–124. 5. Ивасишин О.М., Марковский П.Е., Марковский Е.А. Влияние лазерного легирования углеродом на износостойкость титановых сплавов // *Трение и износ*. 1990. Т. 11, № 4. С. 717–721. 6. Fouilland-Paille L., Ettagi S., Benayoum S., Hantzpergue J.J. Structural and mechanical characterization of Ti/TiC cermet coatings synthesized by laser melting // *Surface and Coatings Technology*. 1996. Vol.88. P. 204–211. 7. Плешаков Е., Сенявський Я., Філін Р., Миник С. Поверхнє лазерне гартування й науглецювання титанового сплаву VT22 // *Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні*. 2000. № 412. С. 125–130. 8. Андриевский А.Р., Спивак И.И. *Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе: Справочник*. М., 1989.