

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295:539.4.015

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КОМПОЗИТНЫХ Ti–TiC-ПОКРЫТИЙ  
ПЕРЕХОДНЫМИ И ВЕНТИЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ  
НА ИХ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

© 2019 г. И. Г. Жевтун<sup>а, \*</sup>, П. С. Гордиенко<sup>а</sup>, Ю. Н. Кульчин<sup>б</sup>,  
Е. П. Субботин<sup>б</sup>, С. Б. Ярусова<sup>а, с</sup>, А. В. Голуб<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Институт химии ДВО РАН, 690022 Россия, Владивосток, пр. 100-летия Владивостока, 159

<sup>б</sup>Институт автоматики и процессов управления Дальневосточного отделения Российской академии наук,  
690041 Россия, Владивосток, ул. Радио, 5

<sup>с</sup>Владивостокский государственный университет экономики и сервиса,  
690014 Россия, Владивосток, ул. Гоголя, 41

\*e-mail: jevtun\_ivan@mail.ru

Поступила в редакцию 12.02.2018 г.

После доработки 28.04.2018 г.

Представлены результаты исследования механических свойств и структуры износостойких композитных покрытий на основе Ti–TiC, полученных на технически чистом титане путем электродуговой обработки в водном электролите, при введении в их состав переходных и вентильных металлов – Al, Ni и Cr, а также Si. Показано, что изменения механических свойств связаны с формированием мартенситной фазы на границе раздела титан–TiC вследствие закалочных явлений, сопровождающих процесс обработки.

**Ключевые слова:** титановые сплавы, карбид титана, композиты, электродуговая обработка

**DOI:** 10.1134/S0015323018100157

ВВЕДЕНИЕ

Благодаря важным эксплуатационным характеристикам, таким как высокая удельная прочность, высокая коррозионная стойкость, немагнитность в сочетании с низкой плотностью, титановые сплавы нашли широкое применение в авиационном, судостроительном, ракетно-космическом машиностроении и во многих других отраслях [1, 2].

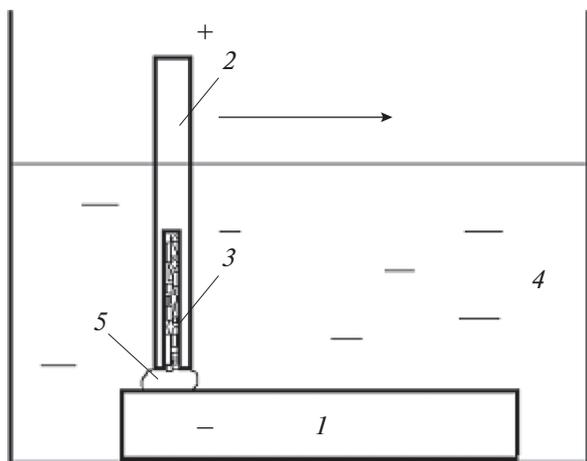
Одной из особенностей поверхностных свойств титановых сплавов, является высокая реакционная способность поверхности, обуславливающая с одной стороны – низкую нагрузку контактного схватывания при трении, высокие значения коэффициента трения и скорости износа [3–6], с другой – высокое сродство к кислороду и, как следствие, наличие тонкой оксидной пленки, которая препятствует адгезии поверхностью обычных смазочных материалов [3, 7–9]. Эти природные особенности титана являются главным препятствием для применения сплавов на его основе для деталей, испытывающих любые фрикционные нагрузки [1, 2].

В исследованиях, посвященных вопросу снижения коэффициента трения и повышения антифрикционных свойств титана и его сплавов, можно выделить как минимум три различных подхо-

да: 1 – поиск эффективных смазочных материалов для титановых сплавов [8–10], 2 – изменение состава сплава путем легирования различными металлами [11, 12], и наиболее актуальное направление – 3 – обработка поверхности титановых сплавов с получением защитных покрытий. Среди большого разнообразия методов обработки поверхности титановых сплавов [13–17] особое место занимают методы, основанные на плазменном воздействии [18–20], благодаря эффективности и относительной простоте в исполнении.

К последней группе относится предложенный ранее [21] метод электродуговой обработки поверхности титана с использованием графитового анода в водном электролите. В результате обработки поверхностный слой титанового сплава представляет собой композиционный материал на основе двойной системы Ti–TiC: тонкодисперсные частицы карбида титана, хаотично расположенные в титановой матрице, способствуют повышению антифрикционных свойств поверхности, а также ее стойкости к окислению [22].

В последние годы большой интерес вызывают тройные карбидные или нитридные системы-называемые MAX-фазы, такие как Ti<sub>2</sub>AlC, Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>, Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> и др. [23, 24]. Так, фаза Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> обладает



**Рис. 1.** Схематическое изображение электродуговой обработки образцов: 1 – титановый образец, 2 – графитовый электрод, 3 – вкладыш из соответствующего металла, 4 – электролит, 5 – дуга.

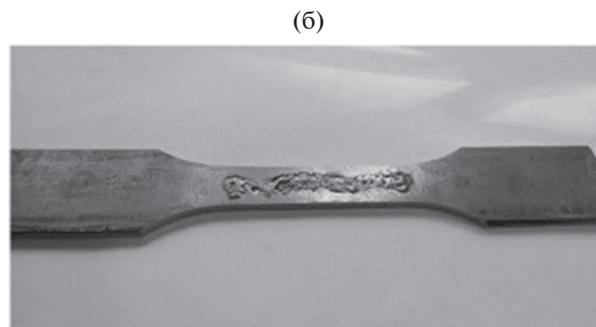
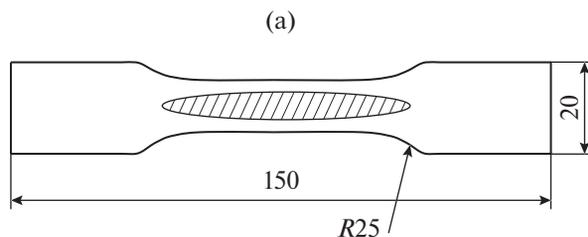
высокой пластичностью, не свойственной обычным карбидам, а также высокой износостойкостью [25, 26]. Добавка таких элементов как Cr, Si, Al, в покрытия на основе аморфного углерода способствует снижению доли алмазоподобных  $sp^3$ -связей с увеличением доли графитоподобных  $sp^2$ -связей, что приводит к значительному снижению внутренних напряжений [27]. Следовательно, в результате введения указанных элементов в карбидную систему на основе Ti–TiC следует ожидать некоторого уменьшения твердости модифицированного слоя и увеличения его пластичности. В работах [28, 29] отмечается, напротив, повышение твердости и износостойкости сплавов на основе карбида титана при добавлении хрома в цементирующую связку. Таким образом, введение в состав двойной системы Ti–TiC третьего компонента будет оказывать влияние на ее свойства. С этой точки зрения, представляет интерес легирование данной системы переходными и вентильными металлами – Al, Ni и Cr, а также Si.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В цилиндрических графитовых электродах ( $d = 6$  мм) высверливали канал вдоль оси ( $d = 3$  мм) для заполнения его металлическим “вкладышем” в виде проволоки, фольги или гранул из соответствующего металла. Полученные таким образом смешанные электроды “графит–металл” (аноды) использовали для электродуговой обработки образцов из титанового сплава BT1-0 размером  $150 \times 20 \times 3$  мм (катоды) в водном растворе 0.1–0.2% NaCl с перемещением анода, формируя на поверхности образцов карбидные дорожки. На рис. 1 приведено схематичное изображение обработки: относительно неподвижного титанового образца 1 перемещали графитовый электрод 2 с металлическим вкладышем 3 в емкости с электролитом 4, электродуговую обработку производили при начальной силе тока – 70–90 А согласно указанной на рисунке полярности, стрелкой показано направление перемещения электрода. В качестве источника тока использовали сварочную установку TiG 200AC/DC.

Затем из обработанных титановых образцов готовили шлифы для изучения состава и структуры композитных слоев, а также вытачивали образцы для испытаний на статическое растяжение, соответствующие типу ХШа по ГОСТ [30], так чтобы дорожка располагалась посередине образца (рис. 2). Ширина карбидной дорожки составляла – 5.0–5.5 мм, площадь поперечного сечения шейки образцов составляла  $S_{п.с} = 38$  мм<sup>2</sup>. Каждым смешанным электродом обрабатывали серию из 3-х образцов с последующим получением среднего арифметического значения микротвердости поверхности  $HV$  и предела прочности  $\sigma_b$  образца.

Рентгенофазовый анализ образцов проводили на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 ADVANCE в  $CuK_{\alpha}$ -излучении. Микротвердость поверхности определяли на микротвердомере ПМТ-3М методом Виккерса при нагрузке 50 г. Прочностные свойства титановых сплавов с карбидсодержащим слоем изучали путем испытаний на растяжение образцов. Испытания на ста-



**Рис. 2.** Схематическое изображение образцов для испытаний на статическое растяжение (а), снимок образца (б).

тическое растяжение проводили со скоростью 0.5 мм/мин на разрывной машине Shimadzu Autograph AG-X plus 50 kN.

Для исследования микроструктуры проводили селективное травление шлифов в концентрированной азотной кислоте (х. ч.) в течение 72 ч (для полного удаления фазы TiC). Микроструктуру поверхности исследовали при помощи сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения Hitachi S5500 с приставкой для энергодисперсионного анализа Thermo Scientific.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 3 приведены рентгенограммы титановых образцов после электродуговой обработки графитовым анодом без введения присадок. В составе обработанной поверхности идентифицируются фазы: титан, рутил и карбид титана (рис. 3а). При последующем шлифовании образцов тонкий рутильный слой удаляется, остаются титан и карбид титана (рис. 3б).

При использовании анодов, содержащих различные элементы, на обработанной поверхности, помимо основных фаз Ti, TiO<sub>2</sub> и TiC, присутствуют окисленные формы соответствующего элемента; в ряде случаев наблюдалось образование интерметаллидов на основе титана и металла, содержащегося в составе анода (рис. 4а). Однако после шлифования во всех случаях состав поверхности представлен двумя фазами – Ti и TiC (рис. 4б). Это объясняется тем, что указанные условия обработки (избыток углерода и высокие температуры в локальной области воздействия разряда) способствуют формированию карбидной фазы в объеме

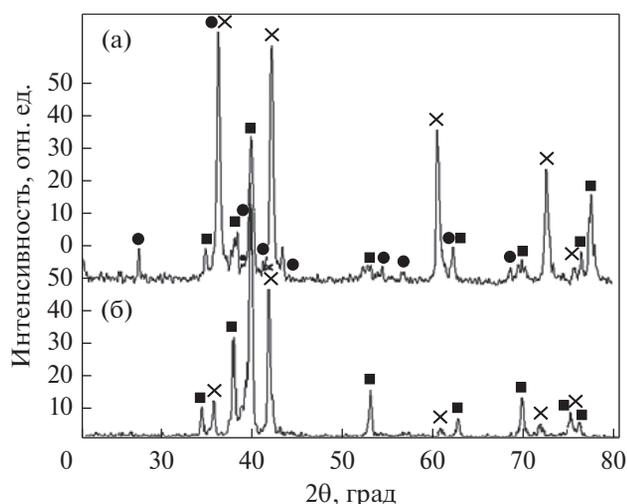
**Таблица 1.** Средние значения предела прочности  $\sigma_B$  титановых образцов с композитными покрытиями, полученными с добавлением металлов, МПа

Металл в составе Ti–TiC-покрытия	Средние значения $\sigma_B$ , МПа
Исходные образцы с карбидным покрытием	358
Карбидное покрытие с Cr	367
Карбидное покрытие с Ni	360
Карбидное покрытие с Al	348
Карбидное покрытие с Si	352

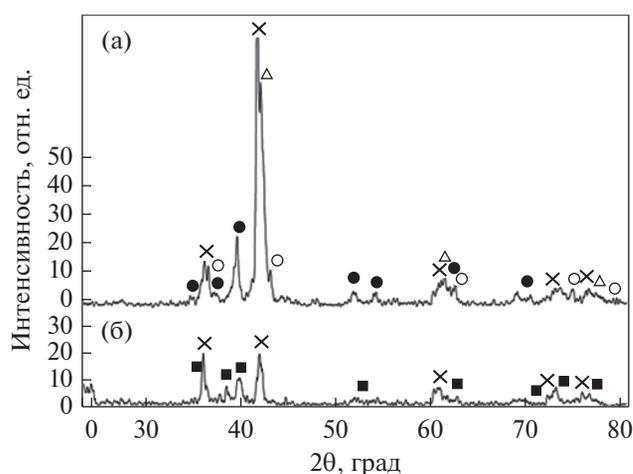
сплава, а оксиды и интерметаллиды образуются на поверхности при остывании образца в водном электролите в момент прекращения дугового воздействия, когда кратковременно достигаются оптимальные условия для их формирования.

Кривые изменения микротвердости по толщине карбидного слоя после шлифования построены на основании шести измерений в направлении перемещения индентора от поверхности к подложке (рис. 5а).

Как видно из рис. 5б, кривая изменения микротвердости по толщине исходных Ti–TiC-покрытий проходит через максимум, достигая среднего значения 13500 МПа, и постепенно снижается до значений микротвердости титановой подложки. После введения Ni, Al и Si в состав композитного слоя средние значения его микротвердости заметно уменьшаются, а при введении хрома, напротив, наблюдается значительное увеличение всех зна-



**Рис. 3.** Рентгенограммы титановых образцов после обработки графитовым анодом: а – до шлифования, б – после шлифования (● – TiO<sub>2</sub> (рутил), ■ – Ti, × – TiC).



**Рис. 4.** Рентгенограммы титановых образцов после обработки анодом “графит–Ni”: а – до шлифования, б – после шлифования (● – TiO<sub>2</sub> (рутил), ■ – Ti, × – TiC, ○ – NiO, Δ – NiTi).

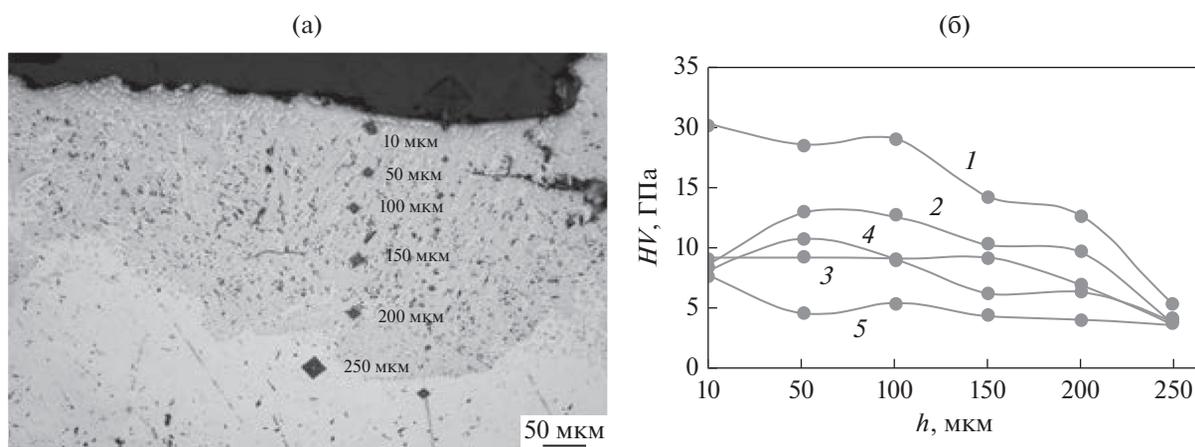


Рис. 5. Изменение микротвердости по толщине композитного покрытия на титановых образцах при добавлении различных элементов: 1 – исходное Ti–TiC-покрытие, 2 – Cr, 3 – Ni, 4 – Al, 5 – Si.

чений. Результаты испытаний на растяжение образцов с Ti–TiC-покрытиями, полученными с добавлением различных элементов, представлены на рис. 6. В скобках указаны средние значения предела прочности  $\sigma_b$  и максимальные отклонения от них для каждой серии образцов.

При измерении предела прочности образцов наблюдается тенденция, аналогичная изменениям микротвердости: при добавлении в состав композитного Ti–TiC-слоя никеля, алюминия и кремния уменьшаются как средние значения  $\sigma_b$  образцов, так и их удлинение  $\epsilon$ , что свидетельствует об увеличении хрупкости. При добавлении же в состав слоя хрома пластичность образцов остается на

прежнем уровне, судя по удлинению образцов в процессе испытаний (кривая 2, рис. 6), а среднее значение предела прочности незначительно увеличивается по сравнению с исходным.

Таким образом, наибольшие значения микротвердости и предела прочности получены при испытаниях образцов с покрытиями, содержащими хром. Причиной такой закономерности, по-видимому, является то, что хром относится к эвтектообразующим  $\beta$ -стабилизаторам для титана, упрочняющим титановую матрицу. Наименьшие значения  $HV$  и  $\sigma_b$  демонстрируют покрытия, содержащие Al и Si, что, скорее всего, связано с образованием в процессе обработки интерметаллидов на основе титана и метастабильных мартенситных фаз, образующихся в условиях быстрого охлаждения в малолегированных титановых сплавах и отрицательно влияющих на механические свойства сплава [31]. Образцы, содержащие алюминий и кремний, характеризуются также наименьшим удлинением, что согласуется с данными работы [32], в которой отмечается отрицательное влияние интерметаллидов на основе этих элементов на пластичность титановых сплавов.

На рис. 7–9 представлены результаты исследования микроструктуры образцов после селективного травления в азотной кислоте. В результате данной операции частицы карбида титана полностью растворяются, а титановая матрица, благодаря способности пассивироваться в растворе  $HNO_3$ , остается в неизменном виде [33].

После травления поверхности титанового сплава, обработанной графитовыми анодами без присадок, формируется пористая микроструктура (рис. 7), по которой можно судить о форме, размерах и распределении исходных частиц карбида титана. Сопоставляя результаты рентгенофазового анализа и сканирующей электронной микроскопии можно констатировать, что при указанных

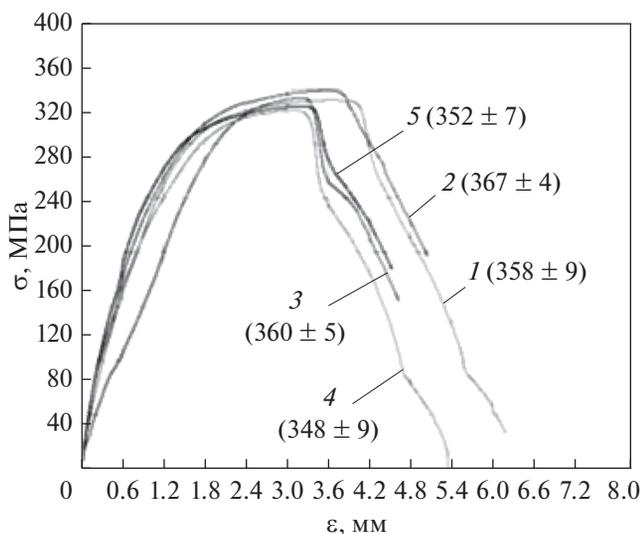


Рис. 6. Кривые “напряжение–удлинение” при испытаниях на растяжение образцов с композитными покрытиями, полученными с добавлением элементов: 1 – исходное Ti–TiC-покрытие, 2 – Cr, 3 – Ni, 4 – Al, 5 – Si.

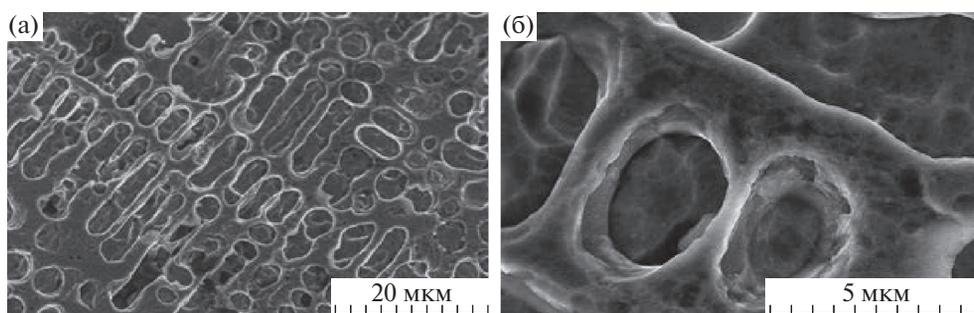


Рис. 7. Микроструктура поверхности титанового сплава, обработанной графитовым анодом, после травления.

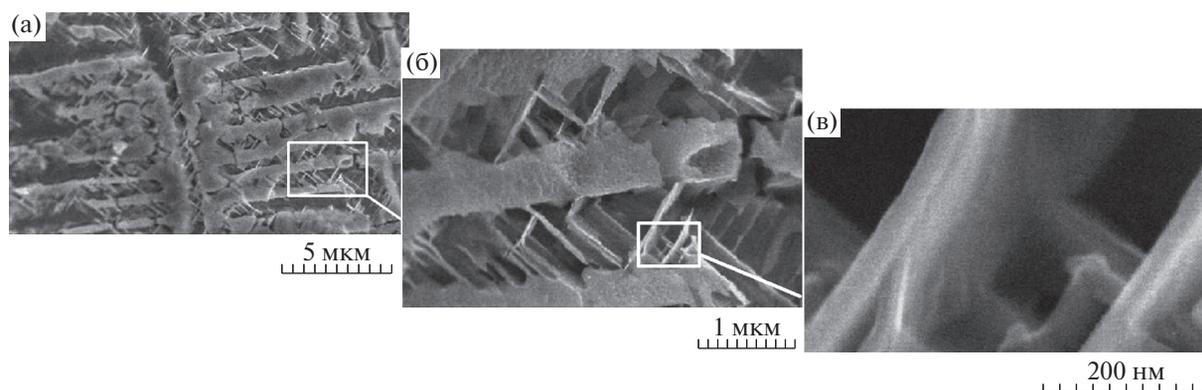


Рис. 8. Микроструктура поверхности титанового сплава, обработанной анодом “графит–Ni”, после травления.

условиях обработки в двухкомпонентной системе “титан–графит” формируется композитное покрытие, состоящее из частиц карбида титана в титановой матрице.

При использовании электродов, содержащих никель, на месте вытравленных дендритов TiC отчетливо видны игольчатые зерна мартенситной фазы (рис. 8). Из-за небольших размеров иголок и неравномерности их распределения по поверх-

ности образца, их не удалось идентифицировать с помощью рентгенофазового анализа. Поскольку формируемые, наряду с карбидами, интерметаллиды на основе Ni и Ti ( $TiNi$ ,  $Ti_2Ni$ ,  $TiNi_3$  и др.), как и фаза TiC, хорошо растворяются в азотной кислоте, то данные игольчатые образования следует отнести к фазе на основе титана, что подтверждается энерго- дисперсионным анализом: в элементном составе сформированных иголок присутствует от 70 до 100 ат. % Ti.

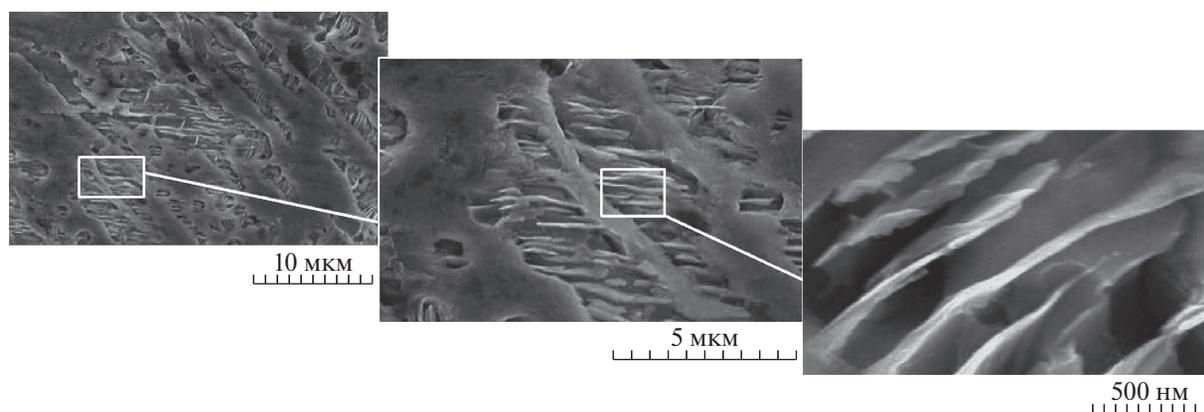


Рис. 9. Микроструктура поверхности титанового сплава, обработанной анодом “графит–Al”, после травления.

Учитывая условия обработки, обеспечивающие закалочные процессы, можно предположить, что игольчатые образования представляют собой метастабильную  $\alpha'$ -,  $\alpha''$  или  $\omega$ -фазу титана.

Аналогичная игольчатая структура формируется в образцах, обработанных не только никель-содержащим анодом, но также и анодами, содержащими Al и Si (рис. 9). На поверхности данных образцов после травления также не выявлено наличия новых фаз с помощью рентгенофазового анализа. Игольчатые зерна на основе титана формируются внутри вытравленных дендритов карбида титана, т.е. на границе раздела TiC-титан, что, очевидно, способствует снижению межфазной прочности карбидных частиц с матрицей и, как следствие, — механических характеристик поверхностного слоя и изделия в целом.

Как известно [34, 35], в условиях высоких скоростей охлаждения металлических сплавов не успевают протекать процессы формирования кристаллической структуры. В результате, возможно образование микрокристаллической или однородной по составу метастабильной аморфной структуры. Причем тенденция к образованию аморфной структуры в металлах значительно увеличивается в многокомпонентной системе [36]. Этим, видимо, объясняется тот факт, что игольчатые образования не формируются в двухкомпонентной системе “титан—графит”, но обнаруживаются в трехкомпонентных системах с различными элементами. Следует отметить, что, несмотря на снижение механических свойств формируемой поверхности, описанную особенность можно рассматривать в качестве возможного применения для увеличения площади поверхности при формировании пористых материалов на основе титана с использованием плазменных методов [37, 38].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из представленных данных можно сделать вывод, что путем добавления Al, Si, Ni или Cr при формировании на титановых сплавах композитных покрытий на основе Ti—TiC можно изменять механические свойства последних.

Изменения эти связаны в том числе с наличием в составе покрытия помимо частиц TiC мартенситной структуры вследствие закалочных явлений, сопровождающих процесс обработки. Игольчатые зерна на основе титана формируются на границе раздела TiC — титановая матрица. Обработка с использованием анодов, содержащих Al, Si и Ni, приводит к некоторому уменьшению микротвердости покрытия и предела прочности образцов, а при использовании хромсодержащих анодов, напротив, значения этих параметров увеличиваются, что можно объяснить упрочнением титановой

матрицы за счет частичного растворения в ней хрома.

Работа выполнена при поддержке проекта № 18-5-005 комплексной программы фундаментальных научных исследований ДВО РАН “Дальний Восток”.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.Н., Гольдфайн В.Н. Титановые сплавы в машиностроении Л.: Машиностроение (Ленингр. отд-ние), 1977. 248 с.
2. Горынин И.В., Ушков С.С., Хатуницев А.Н., Лошакова Н.И. Титановые сплавы для морской техники. СПб.: Политехника, 2007. 387 с.
3. Цвиккер У. Титан и его сплавы. Берлин; Нью-Йорк, 1974. Пер. с нем. М.: Металлургия, 1979. 512 с.
4. Long M., Rack H.J. Friction and surface behavior of selected titanium alloys during reciprocating-sliding motion // *Wear*. 2001. V. 249. № 1. P. 157–167.
5. Li X.X., Zhou Y., Li Y.X., Ji X.L., Wang S.Q. Dry sliding wear characteristics of Ti–6.5 Al–3.5 Mo–1.5 Zr–0.3 Si alloy at various sliding speeds // *Metal. Mater. Trans. A*. 2015. V. 46 A. P. 4360–4368.
6. Farokhzadeh K., Edrissy A. Transition between mild and severe wear in titanium alloys // *Tribology International*. 2016. V. 94. P. 98–111.
7. Rabinovitz E. Frictional Properties of Titanium Alloys // *Metal Progress*. 1954. V. 65. № 22. P. 107–110.
8. Budinski K.G. Tribological properties of titanium alloys // *Wear*. 1991. V. 151. № 2. P. 203–217.
9. Yang Y., Zhang C., Wang Y., Dai Y., Luo J. Friction and wear performance of titanium alloy against tungsten carbide lubricated with phosphate ester // *Tribology International*. 2016. V. 95. P. 27–34.
10. Umeda J., Fugetsu B., Nishida E., Miyaji H., Kondoh K. Friction behavior of network-structured CNT coating on pure titanium plate // *Appl. Surface Sci.* 2015. V. 357. P. 721–727.
11. Кантюг И.С., Сыщиков В.И. Влияние легирования на фрикционные свойства титана // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1959. № 4. С. 22–27.
12. Wang S., Ma Z., Liao Z., Song J., Yang K., Liu W. Study on improved tribological properties by alloying copper to CP-Ti and Ti–6Al–4V alloy // *Mater. Sci. Eng. C*. 2015. V. 57. P. 123–132.
13. Lai F.D., Wu T.I., Wu J.K. Surface modification of Ti–6Al–4V alloy by salt cyaniding and nitriding // *Surface Coat. Technology*. 1993. V. 58. P. 79–81.
14. Ушков С.С., Лошакова Н.И. Антифрикционное оксидирование титановых сплавов // *Металлообработка*. 2002. Т. 8. № 2. С. 15–21.
15. Михайлюк А.И., Житару Р.П. Особенности механизма пластической деформации электроискровых покрытий и пути повышения их прочностных характеристик при трении // *Электронная обработка материалов*. 2008. № 5. С. 49–56.
16. Kumar S.A., Raman S.G.S., Narayanan T.S.N.S., Gnana-moorthy R. Influence of counterbody material on fretting wear behavior of surface mechanical attrition treat-

- ed Ti–6Al–4V // Tribology International. 2013. V. 57. P. 107–114.
17. Aniołek K., Kupka M., Barylski A., Dercz G. Mechanical and tribological properties of oxide layers obtained on titanium in the thermal oxidation process // Applied Surface Science. 2015. V. 357. P. 1419–1426.
  18. Ayers J.D. Wear behavior of carbide-injected titanium and aluminum alloys // Wear. 1984. V. 97. P. 249–266.
  19. Иванов В.Г., Коркош С.В., Гордиенко П.С., Жевтун И.Г. Антифрикционные свойства МДО-покрытий на титановом сплаве 3М // Металлообработка. 2012. Т. 67. № 1. С. 24–27.
  20. Кудряшов А.Е., Еремеева Ж.В., Левашов Е.А., Лопатин В.Ю., Севостьянова А.В., Замулаева Е.И. О применении углеродсодержащих электродных материалов в технологии электроискрового легирования. Часть 1. Особенности формирования покрытий при электроискровой обработке титанового сплава ОТ4-1 // Электронная обработка материалов. 2017. Т. 53. № 6. С. 27–37.
  21. Гордиенко П.С., Достовалов В.А., Жевтун И.Г., Харченко В.В., Баринков Н.Н., Кайдалова Т.А., Достовалов Д.В. Формирование карбидных фаз на катодно-поляризованной поверхности титана // Коррозия: материалы, защита. 2009. № 7. С. 1–5.
  22. Жевтун И.Г., Гордиенко П.С., Машталяр Д.В., Пузь А.В., Юдаков А.А. Антифрикционные свойства карбидсодержащего слоя на титановом сплаве ВТ1-0 // Электронная обработка материалов. 2015. Т. 51. № 1. С. 114–117.
  23. Zhang Z.F., Sun Z.M., Hashimoto H. Low temperature synthesis of  $Ti_3SiC_2$  from Ti/SiC/C powders // Mater. Sci. Techn. 2004. V. 20. P. 1252–1256.
  24. Новиков А.С., Пайкин А.Г., Шулов В.А. Получение, свойства и применение МАХ-материалов на основе титана // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 11. С. 24–34.
  25. Shirato K., Chen D., Barsoum M.W., El-Raghy T., Ritchie R.O. High-temperature cyclic fatigue-crack growth in monolithic  $Ti_3SiC_2$  ceramics // Minerals, Metals & Materials Society. 2000. P. 71–75.
  26. Каченюк М.Н. Получение и исследование износостойкости композиционного материала на основе карбосилицида титана // ПМ и ФП. 2010. № 1. С. 23–27.
  27. Андреев А.В., Кортаев А.Д., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Борисов Д.П. Микроструктура и трибологические свойства нанокompозитных покрытий на основе аморфного углерода // Физическая мезомеханика. 2015. Т. 18. № 1. С. 73–83.
  28. Engel W.J. Bonding investigations of titanium carbide with various elements // NASA. Technical Note. 1950. № 2187. 15 p.
  29. Trent E.M., Carter A., Bateman J. High temperature alloys based on titanium carbide // Metal. Manchester. 1950. V. 42. P. 111–115.
  30. ГОСТ 6996-66 “Сварные соединения. Методы определения механических свойств”.
  31. Вульф Б.К. Термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1969. 376 с.
  32. Srinadh K.V.S., Singh N., Singh V. Role of  $Ti_3Al$ /silicides on tensile properties of Timetal 834 at various temperatures // Bulletin Mater. Sci. 2007. V. 30. № 6. P. 595–600.
  33. Жевтун И.Г., Гордиенко П.С., Кайдалова Т.А. Кислотное травление композита Ti–TiC для выявления его микроструктуры // Материаловедение. 2014. Т. 206. № 5. С. 41–45.
  34. Дэвис Г.А. Методы быстрой закалки и образование аморфных металлических сплавов / Сб. науч. трудов под ред. Кантора Б. Пер. с англ. под ред. Прокошина А.Ф. М.: Металлургия, 1983. 470 с. С. 11–30.
  35. Глазунов С.Г., Борзецовская К.М. Порошковая металлургия титановых сплавов. М.: Металлургия, 1989. 136 с.
  36. Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г., Ильин А.А., Колачев Б.А., Коллеров М.Ю., Коробов О.С., Лясоцкая В.С., Мальков А.В., Моисеев В.Н., Ноткин А.Б., Перцовский Н.З., Полькин И.С., Семенова Н.М., Хорев А.И., Хорев М.А., Шаханова Г.В. Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов / Под ред. Б.А. Колачева, С.Г. Глазунова. М.: Металлургия, 1992. 352 с.
  37. Жевтун И.Г., Гордиенко П.С., Ярусова С.Б., Силантьев В.Е., Юдаков А.А. Получение микропористой структуры на титановых сплавах путем плазменной обработки поверхности // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2017. Т. 53. № 1. С. 91–95.
  38. Жевтун И.Г., Гордиенко П.С., Ярусова С.Б., Кульчин Ю.Н., Субботин Е.П., Пивоваров Д.С., Яцко Д.С. Формирование микро- и нанопористой структуры на титане путем лазерной обработки поверхности // ФММ. 2018. Т. 119. № 6.