

Никоненко А.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. и др. Структурно-фазовое состояние УМЗ-титана, имплантированного ионами алюминия // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 17–25. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.02

Nikonenko A.V., Popova N.A., Nikonenko E.L. et al. Structural-phase state of ufg titanium implanted with aluminum ions. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 17–25. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.02

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 21, № 4, 2019**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.02  
УДК 539.22/23

**А.В. Никоненко<sup>1</sup>, Н.А. Попова<sup>2</sup>, Е.Л. Никоненко<sup>2,3</sup>, М.П. Калашников<sup>3,4</sup>,  
Е.М. Окс<sup>1</sup>, И.А. Курзина<sup>5</sup>**

<sup>1</sup> Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск, Россия

<sup>2</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Томский государственный политехнический университет,  
Томск, Россия

<sup>4</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>5</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ УМЗ-ТИТАНА, ИМПЛАНТИРОВАННОГО  
ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ**

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследовано зеренное и структурно-фазовое состояние технически чистого титана VT1-0 в ультрамелкозернистом состоянии, ионно-легированного алюминием. Ультрамелкозернистое состояние (0,2 мкм) было получено методом многократного одноосного прессования (*abc*-прессование) с последующей многоходовой прокаткой в ручьевых валках при комнатной температуре и дорекристаллизационным отжигом при 573 К в течение 1 ч. Имплантация осуществлялась на источнике MEVVA V.RU при комнатной температуре, времени имплантации 5,25 ч и дозе облучения  $1 \cdot 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>. Для анализа химического состава имплантированных материалов использованы оже-электронный спектрометр 09ИОС. Изучение образцов проводилось в двух состояниях: 1) до имплантации (исходное состояние) и 2) после имплантации на расстоянии 70–100 нм от поверхности образца. Получен концентрационный профиль алюминия по мере удаления от поверхности имплантированного  $\alpha$ -Ti. Установлено, что максимальная концентрация алюминия составляет 70 ат. %, толщина имплантированного слоя – 200 нм. Построены функции распределения зерен по размерам, определен средний размер зерна, рассчитан коэффициент анизотропии зерен до и после имплантации. Установлено, что после ионного воздействия наблюдается уменьшение коэффициента анизотропии более чем в 2 раза в основном за счет уменьшения продольного размера зерен. Установлено, что имплантация алюминия в титан привела к образованию целого набора фаз, обладающих различными кристаллическими решетками, а именно  $\beta$ -Ti, TiAl<sub>3</sub>, Ti<sub>3</sub>Al, TiC и TiO<sub>2</sub>. Определены места их локализации, размеры, плотность их распределения и объемные доли. Установлено, что фазы TiAl<sub>3</sub> и Ti<sub>3</sub>Al являются упорядоченными и формируются в условиях ионного облучения по границам зерен  $\alpha$ -Ti. Показано, что имплантация приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций и внутренних напряжений, создаваемых дислокационной структурой, но не приводит к поляризации дислокационной структуры.

**Ключевые слова:** имплантация, технически чистый титан, УМЗ-состояние, фазовый состав, частица, кристаллическая решетка, дислокационная структура, скалярная плотность дислокаций, внутренние напряжения, зерно, предел текучести, упрочнение.

**A.V. Nikonenko<sup>1</sup>, N.A. Popova<sup>2</sup>, E.L. Nikonenko<sup>2,3</sup>, M.P. Kalashnikov<sup>3,4</sup>, E.M. Oks<sup>1</sup>, I.A. Kurzina<sup>5</sup>**

<sup>1</sup> Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics, Tomsk, Russian Federation

<sup>2</sup> Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russian Federation

<sup>3</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russian Federation

<sup>4</sup> Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of RAS, Tomsk, Russian Federation

<sup>5</sup> National Research Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation

**STRUCTURAL-PHASE STATE OF UFG TITANIUM IMPLANTED WITH ALUMINUM IONS**

The paper reports on the results of scanning electron microscopy investigations of granular and structural-phase state of commercially pure titanium VT1-0 in ultrafine grained state, alloyed with aluminum ions. Ultrafine grained state (0.2  $\mu$ m) was achieved by multiple uniaxial compacting with further multipass rolling in grooved rolls at room temperature and recovery annealing at 573 K during 1 hour. Ion implantation was carried out on MEVVA V.RU ion source under room temperature, exposure time 5.25 h., at ion implantation dosage of  $1 \cdot 10^{18}$  ion/cm<sup>2</sup>. Chemical analysis of

implanted materials was conducted using Auger-electron spectrometer O9IOS. The specimens were investigated in two states: 1) before implantation (original state) 2) after implantation at the distance of 70-100 nm from the specimen surface. Concentration profile of aluminum along with its removing from the surface of implanted  $\alpha$ -Ti was obtained. The study revealed that the maximum concentration of aluminum was 70 at.%, the thickness of the implanted layer being 200 nm. Cumulative distribution functions of the grains depending on their sizes were built, the mean size of the grain was determined; grain anisotropy factor was calculated before and after implantation. It was found that after ion impact decrease in anisotropy coefficient is observed by more than 2 times, basically due to decreasing longitudinal size of grains. Ion implantation of titanium contributed to formation of a number of phases having various crystal lattices, such as  $\beta$ -Ti,  $\text{TiAl}_3$ ,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , TiC and  $\text{TiO}_2$ . Their locations, sizes, density of their distribution and volume fractions were determined.  $\text{TiAl}_3$  and  $\text{Ti}_3\text{Al}$  were found to be ordered phases and formed in the conditions of ion implantation on  $\alpha$ -Ti grain boundaries. The study revealed that implantation results in increase in the dislocation scalar density and internal stresses whereas it does not lead to polarization of dislocation structure.

**Keywords:** Implantation, commercially pure titanium, UFG state, phase composition, particle, crystal lattice, dislocation structure, scalar dislocation density, internal stresses, grain, yield strength, hardening.

## Введение

Методы обработки материалов пучками металлческих ионов составляют одно из наиболее интенсивно развивающихся направлений синтеза новых материалов [1–5]. Большой интерес представляет ионный синтез различных фаз, формирующихся в поверхностных слоях материалов на основе Ti и Al [6–8]. Введение алюминия в титановые сплавы улучшает не только их механические свойства при различных значениях температуры, но и значительно увеличивает их стойкость к окислению. Проанализировав литературные данные [9–11], диаграмму состояния Ti–Al [10] и кристаллические решетки фаз на основе Ti [11], можно прогнозировать необходимые в сплаве фазы с учетом их свойств. Эффективность влияния алюминия заметна при содержании его более 10 %. Скорость окисления титанового сплава с 15 % алюминия в тех же условиях при 850 °C на воздухе на 40 % ниже, чем чистого титана.

Известно, что интерметаллидные фазы системы Ti–Al имеют высокую механическую прочность, твердость, износостойкость и коррозионную устойчивость [12, 13] и они, как правило, являются тугоплавкими [14]. Известно также, что формирование наночастиц интерметаллидных фаз в структуре сплава на основе титана в условиях ионной имплантации приводит к значительному упрочнению этого материала, обусловленному как дисперсным упрочнением, так и возникновением внутренних полей напряжений [15]. Следовательно, на основе интерметаллидных соединений, таких как  $\text{Ti}_3\text{Al}$  и  $\text{TiAl}$ , возможно создание коррозионно-стойких, жаропрочных материалов нового типа, которые могут работать в температурном интервале 600–900 °C и способны заменить даже суперсплавы. Кроме того, их можно использовать в качестве альтернативы титановым сплавам медицинского [16–18] и технического назначения, применяемым в настоящее время [19].

К настоящему времени проведен ряд исследований по изучению влияния ионного облучения на структурно-фазовые характеристики, физико-механические и химические свойства титана, находящегося в крупнокристаллическом состоянии

[6–9, 13, 15]. Однако значительный интерес вызывает модификация структурно-фазового состояния титана в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии [20, 21]. Хорошо известно, что структурные особенности и физические основы процессов фазообразования при ионной имплантации на крупнокристаллических материалах не могут быть полностью перенесены на УМЗ-материалы. Это связано с тем, что при температурной обработке, в частности, УМЗ-титана возможны структурные и фазовые превращения, не характерные для поликристаллических материалов [22]. Кроме того, возможны существенные изменения также в физико-химических и механических свойствах [23, 24]. Ввиду этого изучение влияния ионной имплантации на свойства титана с ультрамелкозернистой структурой является важной задачей.

Целью данной работы являлось сравнительное количественное исследование микроструктуры и фазового состава мишени титана в ультрамелкозернистом состоянии до и после имплантации ионами алюминия.

## Материал и методы исследования

В качестве исследуемого материала был выбран пруток технически чистого титана марки ВТ1-0 диаметром 20 мм. Для формирования ультрамелкозернистого состояния в заготовках титана применяли комбинированный метод многократного одноосного прессования (*abc*-прессование) с последующей многоходовой прокаткой в ручьевых валках при комнатной температуре и дорекристаллизационным отжигом [25]. Количество прессований (осадок) составило три. Температура прессования при каждом цикле оставалась постоянной, но уменьшалась ступенчато в интервале 500–400 К при переходе от предыдущего прессования к следующему. Скорость деформации при прессовании составляла  $10^{-2}$ – $10^{-1}$  с<sup>-1</sup>. Величина деформации при однократном прессовании была равна 40–50 %. При каждом последующем прессовании образец поворачивали на 90°. Величина накопленной деформации  $e = 2,12$ . После этапа прессования заготовки титана деформировали многоходовой прокаткой в ручьевых валках при комнатной темпера-

туре. Величина накопленной деформации при прокатке составляла 75 %. В результате такой деформационной обработки получали заготовки титана в виде прутков длиной 500 мм квадратного сечения со стороной 6 мм. Для повышения пластичности титана прокатанные прутки отжигали при температуре 573 К в течение 1 ч. Отжиг практически не изменял структурное состояние титана, но повышал его пластичность при растяжении до 6–8 % [26].

Ионная имплантация алюминия в титан проведена на ионном источнике MEVVA-V.RU при температуре 623 К, ускоряющем напряжении 50 кВ, плотности тока ионного пучка  $6,5 \text{ mA/cm}^2$ , расстоянии 60 см от ионно-оптической системы, времени имплантации 5,25 ч и дозе облучения  $1 \cdot 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>. Для анализа химического состава имплантированных материалов использован оже-электронный спектрометр ОИОС. Изучение микроструктуры и фазового состава выполнено методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне микроскопа выбиралось равным от 25 000 до 76 000 крат. Изучение образцов проводилось в двух состояниях: 1) до имплантации (исходное состояние) и 2) после имплантации на расстоянии 70–100 нм от поверхности образца.

Фазовый анализ проводился по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах. Определение всех параметров выполнялось по стандартным методикам. Все полученные данные обрабатывались статистически.

### Исходное состояние сплава

Проведенные исследования методом ПЭМ показали, что в исходном состоянии структура ма-

териала представляет зерна вытянутой формы с хорошо выраженной текстурой (рис. 1, а). Анизотропная форма зерен обусловлена способом приготовления образца – многократным одноосным прессованием (*abc*-прессованием) с последующей многоходовой прокаткой в ручьевых валках. Гистограммы распределения поперечного  $d$  и продольного  $L$  размеров зерен представлены на рис. 1, б–в соответственно. Поперечный размер зерен  $d$  (см. рис. 1, б) находится в интервале размеров 0,05–0,30 мкм. Около 75 % объема в структуре занимают зерна размером менее 0,2 мкм. Функция распределения – одномодальная. Средний размер составляет величину  $\langle d \rangle = 0,15 \pm 0,02$  мкм. Максимум функции распределения находится вблизи среднего значения. Продольный размер зерен  $L$  (см. рис. 1, в) находится в интервале 0,1–6,0 мкм. Функция распределения – также одномодальная с максимумом вблизи среднего значения. Средний продольный размер составляет величину  $\langle L \rangle = 1,9 \pm 0,6$  мкм. Коэффициент анизотропии  $k = L/d$  составляет величину 12,9.

Методом дифракционного анализа было установлено, что в исходном состоянии сплав ВТ1-0 представляет собой зерна фазы  $\alpha$ -Тi, обладающего ГПУ-кристаллической решеткой (пространственная группа  $P63/mmc$ ). Наряду с зернами  $\alpha$ -Тi в структуре сплава в небольшом количестве (0,9 % объема материала) присутствуют зерна  $\beta$ -Тi. Фаза  $\beta$ -Тi обладает ОЦК-кристаллической решеткой (пространственная группа  $Im\bar{3}m$ ) и имеет вид пластинчатых выделений. Выделения  $\beta$ -Тi располагаются по продольным границам зерен  $\alpha$ -Тi (рис. 2). Их средний размер составляет величину  $50 \times 200$  нм.

Величина средней скалярной плотности дислокаций в зернах  $\alpha$ -Тi равна  $7,5 \cdot 10^{-14} \text{ м}^{-2}$ . Такое высокое значение скалярной плотности дислокаций объясняется тем, что для продольного сечения заготовки титана после *abc*-прессования ( $e = 2,12$ )

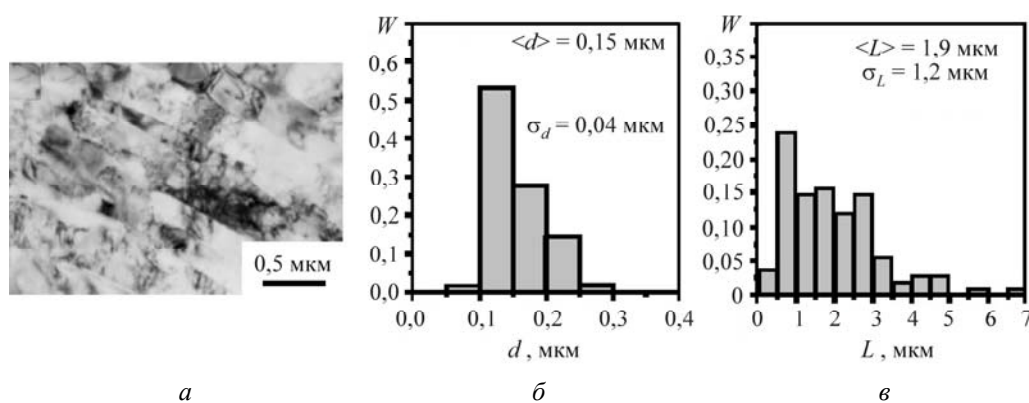


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение (а) и распределение по размерам поперечного  $d$  (б) и продольного  $L$  (в) зерен в сплаве ВТ1-0 до имплантации

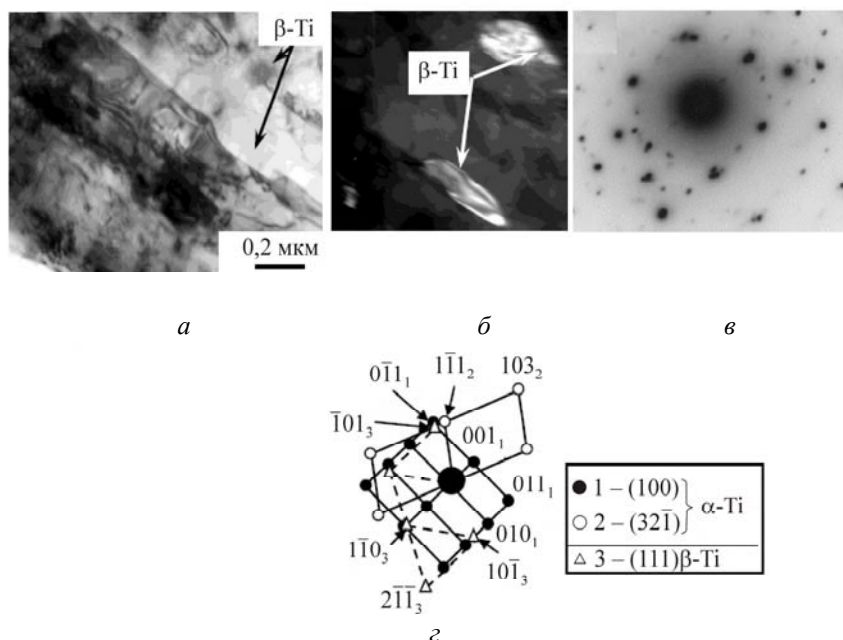


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение исходной структуры УМЗ-титана: *а* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение, полученное в рефлексе  $[1\bar{1}0]$  фазы  $\beta$ -Ti; *в* – микродифракционная картина, полученная с участка *а*; *г* – ее индцированная схема

и многоходовой прокатки до 75 % уместно говорить о формировании полосовой субструктуры [27], а полосовая субструктура всегда характеризуется высокими значениями скалярной плотности дислокаций. Неоднородный дифракционный контраст внутри зерен (полос) и размытость границ свидетельствуют о наличии высокой скалярной плотности дислокаций, а значит, и о высоких внутренних напряжениях, создаваемых дислокационной структурой (напряжений сдвига). Средняя величина внутренних напряжений сдвига в исходном состоянии  $\alpha$ -Ti составляет 390 МПа.

Избыточная плотность дислокаций и внутренние моментные (локальные) напряжения, создаваемые избыточной плотностью дислокаций, отсутствуют. Это объясняется тем, что внутри зерен  $\alpha$ -Ti изгибные экстинкционные контуры не обнаруживаются.

### Структурно-фазовое состояние сплава после имплантации

Имплантация алюминием привела к модификации поверхностного слоя сплава VT1-0. Полученный методом оже-спектроскопии концентрационный профиль алюминия по мере удаления от поверхности сплава представлен на рис. 3. Видно, что максимальная концентрация алюминия при дозах облучения  $1 \cdot 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> составляет 70 ат. %, толщина имплантированного слоя – 200 нм.

В результате ионного воздействия наблюдается изменение зеренного состояния сплава (рис. 4, а).

А именно, продольный размер зерен  $\alpha$ -Ti уменьшается и составляет  $\langle L \rangle = 0,7 \pm 0,1$  мкм. При этом распределение зерен по размерам  $L$  остается одномодальным, а максимум функции распределения находится вблизи среднего значения (рис. 4, б). Поперечный размер зерен практически не изменяется ( $\langle d \rangle = 0,12 \pm 0,02$  мкм). Распределение зерен по размерам  $d$  также остается одномодальным, а максимум функции распределения находится вблизи среднего значения (рис. 4, в). Коэффициент анизотропии уменьшается более чем в 2 раза и составляет теперь  $k = 5,7$ , т.е. зерна  $\alpha$ -Ti становятся более равноосными. Таким образом, имплантация алюминия в титан в зеренной структуре приводит прежде всего к образованию поперечных границ, затем образуются продольные границы.

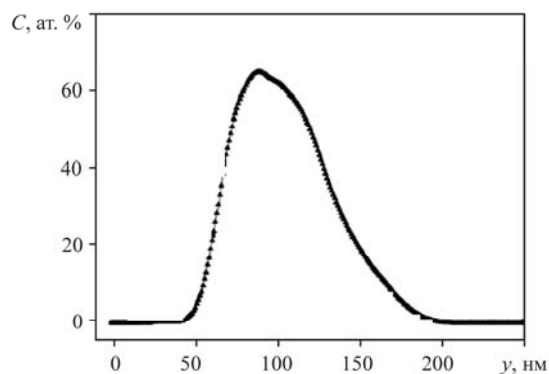


Рис. 3. Концентрационный профиль алюминия по мере удаления от имплантированной поверхности сплава

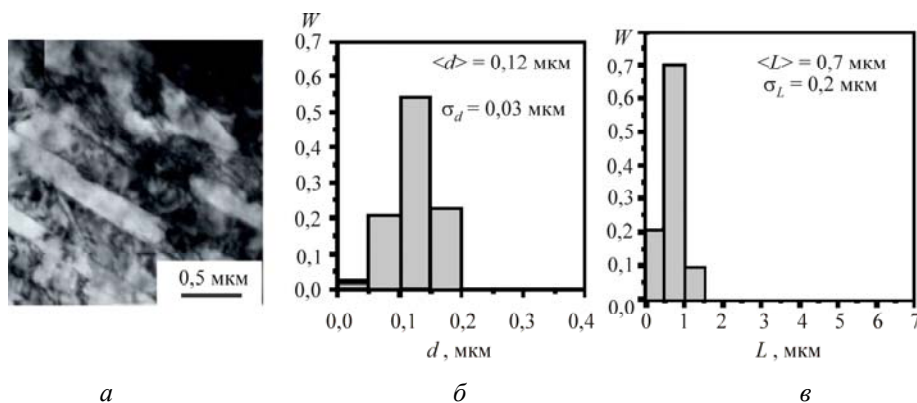


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение (а) и распределение по размерам поперечного  $d$  (б) и продольного  $L$  (е) зерен в сплаве ВТ1-0 после имплантации

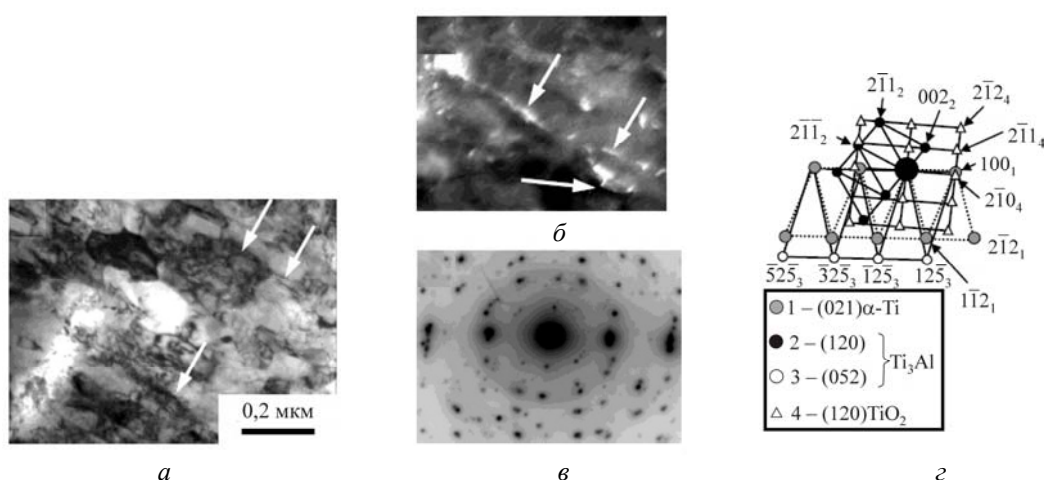


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение УМЗ-титана после имплантации: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в совпадающих рефлексах  $[100] \alpha\text{-Ti} + [200] \text{Ti}_3\text{Al} + [2\bar{1}0] \text{TiO}_2$ ; в – микродифракционная картина участка а; г – ее индцированная схема. Белыми стрелками на рис. 5, а и б отмечены пластинчатые частицы фазы  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , на рис. 5, б частицы округлой формы – фаза  $\text{TiO}_2$

Проведенные методом ПЭМ исследования показали, что имплантированный слой представляет собой, как и в исходном состоянии, зерна фазы  $\alpha\text{-Ti}$  с ГПУ-кристаллической решеткой и пространственной группой  $R\bar{6}3/mmc$ . Как и в исходном состоянии, наряду с зернами  $\alpha\text{-Ti}$  в структуре сплава присутствуют зерна  $\beta\text{-Ti}$ , обладающего ОЦК-кристаллической решеткой и пространственной группой  $Im\bar{3}m$ . Зерна  $\beta\text{-Ti}$  также имеют вид пластинчатых выделений, расположенных вдоль продольных границ зерен  $\alpha\text{-Ti}$ . Ширина отдельных пластин в среднем составляет 50 нм, длина – 200 нм, объемная доля – 0,9 %. Иными словами, места концентрации, форма, размеры и объемная доля зерен  $\beta\text{-Ti}$  такие же, как и в исходном состоянии сплава (см. рис. 2). Формирование фазы  $\beta\text{-Ti}$  происходит при приготовлении сплава – в условиях интенсивной пластической деформации и последующем отжиге при 573 К при превращении  $\alpha\text{-Ti} \rightarrow \beta\text{-Ti}$ .

Как показали проведенные исследования, имплантация алюминия в титан привела к образованию целого набора фаз, обладающих различными кристаллическими решетками. А именно, в ионно-легированном слое присутствуют алуминидные фазы:  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ,  $\text{TiAl}_3$ . Фаза  $\text{Ti}_3\text{Al}$  является упорядоченной фазой со сверхструктурой  $D0_{19}$  и обладает ГПУ-кристаллической решеткой. Частицы фазы  $\text{Ti}_3\text{Al}$  имеют пластинчатый вид и расположены вдоль продольных границ зерен  $\alpha\text{-Ti}$  (рис. 5). Средний размер частиц составляет  $15 \times 70$  нм, объемная доля 1,5 %.

Фаза  $\text{TiAl}_3$  – это также упорядоченная фаза со сверхструктурой  $D0_{22}$ , обладающая ОЦТ-кристаллической решеткой с пространственной группой  $I4/mmm$ . Формируется эта фаза преимущественно в виде округлых частиц, средний размер которых составляет 120 нм. Располагаются частицы этой фазы в стыках и по границам зерен  $\alpha\text{-Ti}$  (рис. 6). Объемная доля этой фазы не превышает в объеме материала 2 %.

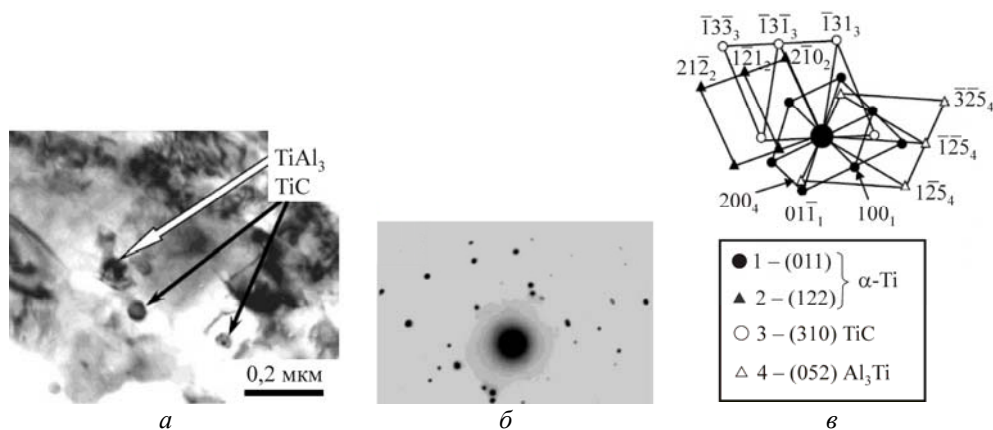


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение УМЗ-титана после имплантации: *a* – светлопольное изображение; *б* – микродифракционная картина участка *a*; *в* – ее индцированная схема. Черными стрелками на рис. 6, *a* отмечены округлые частицы фазы TiC, белой стрелкой – округлые частицы фазы TiAl<sub>3</sub>

Наряду с алюминидными фазами в имплантированном слое присутствуют также оксидные и карбидные выделения. Оксид титана TiO<sub>2</sub> (иначе – брукит) обладает орторомбической кристаллической решеткой (пространственная группа Rbca). Частицы TiO<sub>2</sub> имеют округлую форму и выделяются на дислокациях (рис. 7) и по границам зерен α-Ti (см. рис. 5). Частицы TiO<sub>2</sub> на дислокациях имеют размеры 15 нм, и их объемная доля не превышает 0,8 %. По границам зерен частицы имеют размер 10 нм, и их объемная доля составляет 0,3 %.

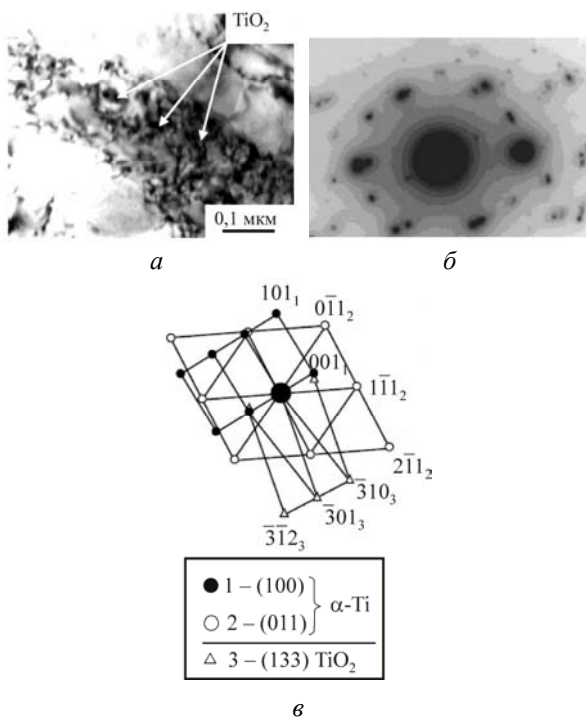


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение УМЗ-титана после имплантации: *a* – светлопольное изображение; *б* – микродифракционная картина участка *a*; *в* – ее индцированная схема. Белыми стрелками на рис. 8, *a* отмечены частицы фазы TiO<sub>2</sub>

Карбид титана TiC имеет ГЦК-кристаллическую решетку (пространственная группа Fm3m). Частицы карбида титана TiC обладают округлой формой и располагаются внутри зерен α-Ti (см. рис. 6). Средний размер частиц фазы TiC равен 15 нм, объемная доля 0,5 %.

В имплантированном слое в зернах α-Ti присутствуют дислокации. Дислокационная субструктура в основном сетчатая. Средняя скалярная плотность дислокаций выше, чем в исходном состоянии, и составляет величину  $8,5 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Сформированная дислокационная структура создает внутренние напряжения (напряжения сдвига). Амплитуда внутренних напряжений оказалась равной 410 МПа, т.е. выше, чем в исходном состоянии.

Изгибные экстинкционные контуры в зернах имплантированного УМЗ-титана не обнаружены. Это означает, что избыточная плотность дислокаций и внутренние моментные (локальные) напряжения, создаваемые избыточной плотностью дислокаций, как и в исходном состоянии, отсутствуют.

### Заключение

На основании проведенных исследований методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что имплантация титана ионами алюминия приводит, во-первых, к снижению анизотропии зерен и, во-вторых, к образованию полифазного имплантированного слоя на основе зерен УМЗ-титана, содержащих алюминидные упорядоченные фазы (Ti<sub>3</sub>Al и TiAl<sub>3</sub>), а также оксидные (TiO<sub>2</sub>) и карбидные (TiC) фазы. Фаза Ti<sub>3</sub>Al формируется в виде пластинчатых выделений по границам зерен α-Ti. Фаза TiAl<sub>3</sub> локализуется в виде округлых частиц в тройных стыках и по границам зерен α-Ti. Частицы оксида TiO<sub>2</sub> обладают округлой формой и располагаются на дислокациях внутри

зерен  $\alpha$ -Ti, а также на их границах. Частицы карбида TiC находятся внутри зерен  $\alpha$ -Ti. Значительное изменение структуры связано в первую очередь с энергетическим воздействием в условиях имплантации, а именно с дозой и локальным повышением температуры в условиях имплантации.

Установлено, что имплантация приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций и внутренних напряжений, создаваемых дислокационной структурой, но не приводит к поляризации дислокационной структуры.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 19-08-01041.*

#### Список литературы

1. Хирвонин Дж.К. Ионная имплантация. – М.: Металлургия, 1985. – 245 с.
2. Brown G. Advances in metal ion sources // Nucl. Instr. Meth. – 1989. – Vol. B37/38. – P. 68–73.
3. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. – М.: Металлургия, 1990. – 216 с.
4. Phase formation in aluminium implanted titanium and the correlated modification of mechanical and corrosion properties / I. Tsiganov, E. Wieser, W. Matz, A. Mücklich, H. Reuther, M.T. Pham, E. Richter // Thin Solid Films. – 2000. – Vol. 376. – P. 188–197.
5. Комаров Ф.Ф. Физические процессы при ионной имплантации в твердые тела / УП «Технопринт». – Минск, 2001. – 392 с.
6. Высокоинтенсивная имплантация ионов алюминия в титан / Э.В. Козлов, И.А. Курзина, И.А. Божко, М.П. Калашников // Металлофизика и новейшие технологии. – 2004. – Т. 26, № 12. – С. 1645–1660.
7. Формирование поверхностных слоев, содержащих интерметаллидные соединения, при высокоинтенсивной ионной имплантации в системах Ni–Al, Ti–Al, Fe–Al / И.А. Курзина, И.А. Божко, М.П. Калашников, Ю.П. Шаркеев // Перспективные материалы. – 2005. – № 1. – С. 13–23.
8. Формирование наноразмерных интерметаллидных фаз в условиях высокоинтенсивной имплантации ионов алюминия в титан / И.А. Курзина, И.А. Божко, М.П. Калашников, И.Б. Степанов, А.И. Рябчиков, Ю.П. Шаркеев, Э.В. Козлов // Физика и химия стекла. – 2005. – Т. 31, № 4. – С. 605–614.
9. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-лучевом воздействии / И.А. Курзина, Э.В. Козлов, Ю.П. Шаркеев, С.В. Фортуна, Н.А. Конева, И.А. Божко, М.П. Калашников. – Томск: Изд-во НТЛ, 2008. – 324 с.
10. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 991 с.
11. Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. – М.: Наука, 1989. – 247 с.
12. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы: учеб. пособие для студ. вузов / ИЦ «Академия». – М., 2005. – 192 с.
13. Формирование наноразмерных интерметаллидных фаз в условиях имплантации ионами алюминия титановых мишеней / И.А. Курзина, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, М.П. Калашников, К.П. Савкин, Ю.П. Шаркеев, Э.В. Козлов // Изв. РАН. Серия физическая. – 2012. – Т. 76, № 1. – С. 74–78.
14. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni<sub>3</sub>Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2002. – 538 с.
15. Курзина И.А., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В. Формирование наноинтерметаллидных фаз в условиях ионной имплантации // Структура и свойства перспективных материалов / под ред А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – С. 159–195.
16. Медицинские имплантаты из нанокompозита на основе технически чистого титана / Р.З. Валиев, Ю.Р. Колобов, Г.П. Грабовецкая, О.А. Кашин, Е.Ф. Дударев // Конструкции из композиционных материалов. – 2004. – № 4. – С. 64–66.
17. Получение биоинертных сплавов в ультрамелкозернистом состоянии / Ю.П. Шаркеев, А.Ю. Ерошенко, В.И. Данилов, И.А. Глухов, А.И. Толмачев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2015. – Т. 58, № 2. – С. 112–116.
18. Получение биомиметического кальций-фосфатного покрытия на титановом сплаве ВТ1-0 микродуговым методом / С.А. Герк, Ю.П. Шаркеев, О.А. Голованова, К.С. Куляшова, Е.Г. Комарова, Т.В. Толкачева // Вестник Ом. ун-та. – 2015. – № 1(75). – С. 41–45.
19. Зацепин Д.А., Вайнштейн И.А., Чолах С.О. Ионная модификация функциональных материалов: учеб. пособие / Урал. фед. ун-т. – Екатеринбург, 2014. – 104 с.
20. Эволюция структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титана / И.А. Курзина, И.А. Божко, А.Ю. Ерошенко, Ю.П. Шаркеев // Материаловедение. – 2010. – № 5. – С. 48–55.
21. Особенности деформации и разрушения ультрамелкозернистых сплавов на основе титана и циркония / В.И. Данилов, А.Ю. Ерошенко, Ю.П. Шаркеев, Д.В. Орлова, Л.Б. Зуев // Физ. мезомех. – 2014. – Т. 17, № 4. – С. 77–86.
22. Микроструктура и механические свойства наноструктурированных и ультрамелкозернистых титана и циркония, сформированных методом интенсивной пластической деформации / Ю.П. Шаркеев, А.Ю. Ярошенко, В.И. Данилов, А.И. Толмачев, П.В. Уваркин, Ю.А. Абзаев // Изв. вузов. Физика. – 2013. – Т. 56, № 10. – С. 47–53.
23. Наноструктурированный титан. Применение, структура, свойства / Ю.П. Шаркеев, А.Ю. Ерошенко, В.А. Кукарко, А.В. Белый, В.А. Батаев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 8. – С. 60–63.
24. Модификация структурно-фазового состояния мелкозернистого титана в условиях ионного облучения / И.А. Курзина, Э.В. Козлов, Н.А. Попова, М.П. Калашников, Е.Л. Никоненко, К.П. Савкин, Е.М. Окс, Ю.П. Шаркеев // Изв. РАН. Серия физическая. – 2012. – Т. 76, № 11. – С. 1384–2392.
25. Структура и свойства объемного ультрамелкозернистого титана, полученного *abc*-прессованием и

прокаткой / А.Ю. Ерошенко, Ю.П. Шаркеев, А.И. Толмачев, Г.П. Коробицын, В.И. Данилов // Перспективные материалы. – 2009. – № S7. – С. 107–112.

26. Структура и механические свойства наноструктурного титана после дорекристаллизационных отжигов / Ю.П. Шаркеев, А.Ю. Ерошенко, А.Д. Братчиков, Е.В. Легостаева, В.А. Кукареко // Физ. мезомех. – 2005. – Т. 8, № S. – С. 91–94.

27. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. – 1990. – Т. 33, № 2. – С. 89–106.

### References

1. Khirvonin Dzh.K. Ionnaia implantatsiia [Ion implantation]. Moscow: Metallurgiiia, 1985, 245p.

2. Brown G. Advances in metal ion sources. *Nuclear Instruments Methods*, 1989, vol. B37/38, pp. 68–73.

3. Komarov F.F. Ionnaia implantatsiia v metally [Ion implantation in metals]. Moscow: Metallurgiiia, 1990, 216 p.

4. Tsiganov I., Wieser E., Matz W., Mücklich A., Reuther H., Pham M.T., Richter E. Phase formation in aluminium implanted titanium and the correlated modification of mechanical and corrosion properties. *Thin Solid Films*, 2000, vol. 376, pp. 188–197.

5. Komarov F.F. Fizicheskie protsessy pri ionnoi implantatsii v tverdye tela [Physical processes during ion implantation into solid bodies]. Minsk: UP «Tekhnoprint», 2001, 392 p.

6. Kurzina I.A., Bozhko I.A., Kalashnikov M.P., Sharkeev Iu.P. Vysokointensivnaia implantatsiia ionov alyuminiia v titan [High-intensity implantation of titanium with aluminum ions]. *Perspektivnye materialy*, 2004, vol. 26, no. 12, pp. 1645–1660.

7. Kurzina I.A., Bozhko I.A., Kalashnikov M.P., Sharkeev Iu.P. Formirovanie poverkhnostnykh sloev, soderzhashchikh intermetallidnye soedineniia, pri vysokointensivnoi ionnoi implantatsii v sistemakh Ni-Al, Ti-Al, Fe-Al [Formation of surface layers containing intermetallic compounds under high-intensity ion implantation in Ni-Al, Ti-Al, Fe-Al]. *Perspektivnye materialy*, 2005, no. 1, pp. 13–23.

8. Kurzina I.A., Bozhko I.A., Kalashnikov M.P., Stepanov I.B., Ryabchikov A.I., Sharkeev Iu.P., Kozlov E.V. Formation of nanosized intermetallic phases upon high-intensity implantation of aluminum ions into titanium. *Glass Physics and Chemistry*, 2005, vol. 31, no. 4, pp. 452–458.

9. Kurzina I.A., Kozlov E.V., Sharkeev Iu.P., Fortuna S.V., Koneva N.A., Bozhko I.A., Kalashnikov M.P. Nanokristallicheskie intermetallidnye i nitridnye struktury, formiruushchiesia pri ionno-luchevom vozdeistvii [Nanocrystalline intermetallic and nitride structures formed under ion-beam impact]. Tomsk: Izdatel'stvo NTL, 2008, 324 p.

10. Diagrammy sostoiianiia dvoynih metallicheskih sistem [State diagrams of double metal systems]. Vol. 1. Ed. N.P. Liakishev. Moscow: Mashinostroenie, 1996, 991 p.

11. Matveeva N.M., Kozlov E.V. Ordered Phases in Metallic Systems. New York: *Nova Science Publishers, Inc.*, 1996, 343 p.

12. Andrievskii R.A., Ragulia A.V. Nanostrukturnye materialy [Nanostructured materials]. Moscow: Izdatel'skii tsentr «Akademiia», 2005, 192 p.

13. Kurzina I.A., Popova N.A., Nikonenko E.L., Kozlov E.V., Kalashnikov M.P., Sharkeev Y.P., Savkin K.P. Intense formation of intermetallic phases during implantation of aluminum ions in titanium. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2012, vol. 76, no. 1, pp. 64–68.

14. Grinberg B.A., Ivanov M.A. Intermetallidy Ni<sub>3</sub>Al i TiAl: mikrostruktura, deformatsionnoe povedenie [Intermetallics Ni<sub>3</sub>Al and TiAl: microstructure, deformation behaviour]. Ekaterinburg: Izdatel'stvo UroRAN, 2002, 538 p.

15. Kurzina I.A., Sharkeev Y.P., Kozlov E.V. Formirovanie nanointermetallidnykh faz v usloviakh ionnoi implantatsii [Formation of nano-intermetallic phases in the conditions of ion implantation] *Struktura i svoistva perspektivnykh materialov*. Ed. A.I. Potekaev. Tomsk: Izdatel'stvo NTL, 2007, pp. 159–195.

16. Valiev R.Z., Kolobov Iu.R., Grabovetskaia G.P., Kashin O.F., Dudarev E.F. Meditsinskie implantaty iz nanokompozita na osnove tekhnicheskii chistogo titana [Medical implants from nanocomposite based on commercially pure titanium]. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*, 2004, no. 4, pp. 64–66.

17. Sharkeev Y.P., Eroshenko A.Y., Danilov V.I., Glukhov I.A., Tolmachev A.I. Production of ultrafine-grain bioinert alloys. *Steel in Translation*, 2015, vol. 45, no. 2, pp. 116–119.

18. Gerk S.A., Sharkeev Iu.P., Golovanova O.A., Kulyashova K.S., Komarova E.G., Tolkacheva T.V. Poluchenie biomimeticheskogo kal'tsii-fosfatnogo pokrytiia na titanovom splave VT1-0 mikrodrugovym metodom [Obtaining biomimetic calcium phosphate coating on titanium alloy VT1-0 by micro-arc method]. *Vestnik Omskogo universiteta*, 2015, no. 1 (75), pp. 41–45.

19. Zatsepin D.A., Vainshtein I.A., Cholakh S.O. Ionnaia modifikatsiia funktsional'nykh materialov: uchebnoe posobie [Ion modification of functional materials: workbook]. Ekaterinburg: UrFU, 2014, 104 p.

20. Kurzina I.A., Bozhko I.A., Eroshenko A.Iu., Sharkeev Iu.P. Evolyutsiia struktury i mekhanicheskikh svoistv ul'tramelkozernistogo titana [The evolution of structure and mechanical properties of ultrafine grained titanium]. *Materialovedenie*, 2010, no 5, pp. 48–55.

21. Danilov V.I., Eroshenko A.Iu., Sharkeev Iu.P., Orlova D.V., Zuev L.B. Osobennosti deformatsii i razrusheniia ul'tramelkozernistykh splavov na osnove titana i tsirkoniia [Peculiar features of deformation and destruction of ultrafine grained titanium- and zirconium-based alloys]. *Fizicheskaya mezhmekhanika*, 2014, vol. 17, no. 4, pp. 77–86.

22. Sharkeev Iu.P., Iaroshenko A.Iu., Danilov V.I., Tolmachev A.I., Uvarkin P.V., Abzaev Yu.A. Mikrostruktura i mekhanicheskie svoistva nanostrukturirovannykh i ul'tramelkozernistykh titana i tsirkoniia, sformirovannykh metodom intensivnoi plasticheskoi deformatsii [Microstructure and mechanical properties of nanostructured and ultrafine-grained titanium and zirconium formed by intensive plastic deformation]. *Izvestiya vuzov. Fizika*, 2013, vol. 56, no. 10, pp. 47–53.

23. Sharkeev Y.P., Eroshenko A.Y., Kukareko V.A., Belyi A.V., Bataev V.A. Nanostructural titanium: its applications, structure, and properties. *Steel in Translation*, 2012, vol. 42, no. 8, pp. 630–633.



24. Kurzina I.A., Kozlov E.V., Popova N.A., Nikonenko E.L., Kalashnikov M.P., Sharkeev Y.P., Savkin K.P., Oks E.M. Modifying the structural phase state of fine-grained titanium under conditions of ion irradiation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2012, vol. 76, no. 11, pp. 1238–1245.

25. Eroshenko A.Iu., Sharkeev Iu.P., Tolmachev A.I., Korobitsyn G.P., Danilov V.I. Struktura i svoystva ob"emnogo ul'tramelkozernistogo titana, poluchennogo abspressovaniem i prokatkoi [Structure and properties of volume ultrafine grained titanium obtained by multiple uniaxial compacting and rolling]. *Perspektivnye materialy*, 2009, no. S7, pp. 107–112.

26. Sharkeev Iu.P., Eroshenko A.Iu., Bratchikov A.D., Legostaeva E.V., Kukareko V.A. Struktura i mekhanicheskie svoystva nanostrukturnogo titana posle dorekristallizatsionnykh otzhigov [Structure and mechanical properties of nanostructured titanium after recovery annealing]. *Fizicheskaya mezhmekhanika*, 2005, vol. 8, no. S, pp. 91–94.

27. Koneva N.A., Kozlov E.V. Physical nature of stages in plastic deformation. *Soviet Physics Journal*, 1990, vol. 33, no. 2, pp. 165–179.

Получено 21.06.19

Опубликовано 26.11.19

#### Сведения об авторах

**Никоненко Алиса Владимировна** (Томск, Россия) – аспирант Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники; e-mail: aliska-nik@mail.ru.

**Попова Наталья Анатольевна** (Томск, Россия) – кандидат технических наук, старший научный сотрудник кафедры физики Томского государственного архитектурно-строительного университета; e-mail: natalya-popova-44@mail.ru.

**Никоненко Елена Леонидовна** (Томск, Россия) – кандидат физико-математических наук, доцент, доцент кафедры физики Томского государственного архитектурно-строительного университета; доцент Национального исследовательского Томского государственного политехнического университета; e-mail: vilatomsk@mail.ru.

**Калашников Марк Петрович** (Томск, Россия) – ведущий технолог лаборатории материаловедения покрытий и нанотехнологий Института физики прочности и материаловедения СО РАН; e-mail: kmp1980@mail.ru.

**Окс Ефим Михайлович** (Томск, Россия) – доктор технических наук, профессор, завкафедрой физики Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники; e-mail: efim.m.oks@tusur.ru.

**Курзина Ирина Александровна** (Томск, Россия) – доктор физико-математических наук, доцент, профессор кафедры физической и коллоидной химии Национального исследовательского Томского государственного университета; e-mail: kurzina99@mail.ru.

#### About the authors

**Alisa V. Nikonenko** (Tomsk, Russian Federation) – Postgraduate Student, Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics; e-mail: aliska-nik@mail.ru.

**Nataliya A. Popova** (Tomsk, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Senior Researcher, Department of Physics, Tomsk State University of Architecture and Building; e-mail: natalya-popova-44@mail.ru.

**Elena L. Nikonenko** (Tomsk, Russian Federation) – Ph.D. in Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Department of Physics, Tomsk State University of Architecture and Building; Associate Professor of National Research Tomsk Polytechnic University; e-mail: vilatomsk@mail.ru.

**Mark P. Kalashnikov** (Tomsk, Russian Federation) – Senior Process Engineer, Laboratory of Materials Science and Coatings, Institute of Strength Physics and Material Science of the Siberian Branch of RAS; e-mail: kmp1980@mail.ru.

**Efim M. Oks** (Tomsk, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of Department of Physics, Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics; e-mail: efim.m.oks@tusur.ru.

**Irina A. Kurzina** (Tomsk, Russian Federation) – Doctor of Physics and Mathematics Sciences, Associate Professor, Department of Physical and Colloid Chemistry, National Research Tomsk State University; e-mail: kurzina99@mail.ru.