

## РАДИАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

УДК 669.24: 539.25

И.А. КУРЗИНА\*, Н.А. ПОПОВА\*\*, М.П. КАЛАШНИКОВ\*\*\*, К.П. САВКИН\*\*\*\*, И.А. БОЖКО\*, Е.Л. НИКОНЕНКО\*\*,  
Г.Ю. ЮШКОВ\*\*\*\*, Е.М. ОКС\*\*\*\*, Э.В. КОЗЛОВ\*\*, Ю.П. ШАРКЕЕВ\*\*\*

ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ТИТАНОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИМПЛАНТАЦИИ  
ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ<sup>1</sup>

Рассмотрены технологические особенности ионной имплантации титановых материалов ионами алюминия на источнике Mevva – V.RU. Представлены результаты исследования структурно-фазового состояния поверхностных слоев титана после имплантации. Установлено формирование наноразмерных интерметаллидных фаз состава  $Ti_3Al$  и  $TiAl_3$  в поверхностных слоях облученных материалов. Выявлены количественные зависимости размеров и объемных долей, сформированных в условиях имплантации алюминидных фаз от зеренного состояния титановых мишеней (средний размер зерна 0,3; 1,5 и 17 мкм). Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что выделение  $Ti_3Al$ -фазы наблюдается в виде частиц пластинчатой формы по границам и в объеме матричных зерен  $\alpha$ -титана и равноосной формы – в их тройных стыках. С увеличением размера зерна мишени наблюдается рост толщины и длины пластинчатых выделений прослоек  $Ti_3Al$ -фазы (до 1600 нм) и ее объемной доли (2,5–5 об. %). В ультрамелкозернистых и мелкозернистых материалах (средний размер 0,3 и 1,5 мкм) установлено формирование наноразмерных частиц (40–100 нм) упорядоченной фазы  $TiAl_3$  (до 1,5 об. %) по границам зерен  $\alpha$ -Ti, что связано с высокой энергией границ зерен и концентрацией на них примеси. Высокодозовая имплантация ионов алюминия в титан на источнике Mevva – V.RU позволила сформировать в поверхностных слоях наноразмерные фазы интерметаллидов, что способствует улучшению физико-механических свойств, вследствие зернограницного упрочнения.

**Ключевые слова:** ионная имплантация, ионное облучение, наноструктурные конструкции.

## Введение

Методы обработки материалов пучками металлических ионов в настоящее время являются одними из наиболее перспективных направлений синтеза новых соединений. Большой интерес представляет ионный синтез фаз внедрения в поверхностных слоях материалов на основе Ti и Al, в частности алюминидных фаз ( $Ti_3Al$ ,  $TiAl$  и  $TiAl_3$ ) [1, 2]. Это обусловлено тем, что фазы на основе переходных металлов и алюминия имеют высокую механическую прочность, твердость, износостойкость и коррозионную устойчивость, и они, как правило, являются тугоплавкими. Поверхностные слои металлов, состоящие из алюминидных фаз с наноразмерными параметрами зерен, будут характеризоваться высокими механическими характеристиками, что связано с уникальными физико-механическими свойствами интерметаллидных соединений и с размерными эффектами сформированных фаз.

К настоящему времени проведен ряд исследований по влиянию ионного облучения на структурно-фазовые характеристики, физико-механические и химические свойства металлов и сплавов, находящихся в крупнокристаллическом состоянии [3]. Однако значительный интерес вызывает развитие нового научного направления – разработка наноструктурных конструкционных материалов, имеющих уникальные физико-механические свойства, обусловленные большой протяженностью внутренних поверхностей раздела – границ зерен. Особое место среди наноматериалов занимает титан, имеющий в наноструктурном состоянии хорошую температурную стабильность и являющийся перспективным материалом для применения в технике и, прежде всего, в медицине [4]. Эксплуатационные свойства Ti в субмикроструктурном и нанокристаллическом состояниях могут быть значительно улучшены путем поверхностной модификации. Микропроцессы, которые протекают при ионной имплантации титана, находящегося в различных структурных состояниях, мало исследованы. Уменьшение размеров зерна и соответственно увеличение протяженности границ зерен и количества тройных стыков может приводить к резкому ускорению процессов легирования, перемешивания, образования вторичных фаз и дефектов, а также к появлению новых недиаграммных фаз. Данные, полученные в разных экспериментальных условиях, не позволяют систематизировать результаты в зависимости от параметров воздействий, сорта ионов (активность,

<sup>1</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 10-02-01012\_a.

инертность, масса) и исходного структурного состояния мишени, и недостаточны для отработки критериев прогнозирования поведения металлических материалов в субмикроструктурном и мелкозернистом состояниях при ионном облучении. Поэтому исследования особенностей фазообразования в поверхностных слоях титана с различным размером зерна являются актуальными.

Целью работы являлось исследование структурно-фазового состояния титановых материалов, имплантированных алюминием, и выявление закономерностей формирования алюминидных фаз в зависимости от размера зерна титановой мишени.

### Экспериментальная часть

#### Титановые материалы – имплантируемые мишени

В качестве исходного материала – мишени был выбран пруток технически чистого титана марки ВТ1-0 диаметром 20 мм. Для формирования нано- и субмикроструктурного состояния в заготовках титана применяли разработанный в ИФПМ СО РАН комбинированный метод многократного одноосного прессования (*abc*-прессование) с последующей многоходовой прокаткой в ручьевых валках при комнатной температуре и дорекристаллизационным отжигом [5, 6]. Отметим основные этапы получения прутков. *Abc*-прессование проводили со скоростью  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$  с понижением температуры в интервале 773–673 К между циклами прессования. При заданной температуре каждый цикл включал трехкратное одноосное изотермическое прессование. Перед каждым последующим прессованием образец поворачивали на  $90^\circ$ . Величина относительной деформации при однократном прессовании не превышала 50 %, а величина суммарной деформации при трехкратном прессовании в каждом цикле (общее число прессований 9) составила 6,12. После *abc*-прессования заготовки титана деформировали многократной прокаткой в ручьевых валках при комнатной температуре. Величина суммарной деформации при прокатке составила 75 %. В результате такой деформационной обработки были получены 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 не изменял структурное состояние титана, но повышал его пластичность при растяжении до 6 % и более [6, 7]. Средний размер элементов структуры в титане после такой обработки составил 0,2 мкм, что соответствует субмикроструктурному состоянию [7] согласно классификации [8].

Титановые образцы с различным размером зерна получали из прутков субмикроструктурного титана путем часовых отжигов при различных температурах. Температуры отжига, требуемые для получения соответствующего размера зерна, взяты из работы [9]. Для проведения исследований по влиянию ионной имплантации на структурные характеристики титана в данной работе были выбраны три типа титановых мишеней: 1)  $\text{Ti}_{0,3}$  – титановые образцы в ультрамелкозернистом состоянии со средним размером структурных элементов равным 0,3 мкм (отжиг при 623 К); 2)  $\text{Ti}_{1,5}$  – титановые образцы в мелкозернистом состоянии, средний размер зерен 1,5 мкм (отжиг при 773 К); 3)  $\text{Ti}_{17}$  – титановые образцы в (мезо)поликристаллическом состоянии, средний размер зерен – 17 мкм (отжиг при 1073 К). Использована классификация материалов по данным работы [8].

#### Параметры ионной имплантации на источнике Mevva-5.Ru

Для изучения влияния процессов легирования большое значение имеет наличие примесей, например кислорода и углерода, особенно для материалов в наноструктурном состоянии. Присутствие данных элементов может приводить к протеканию побочных конкурирующих процессов, в частности сегрегации на границах зерен. Кроме того, наличие примесей может оказать существенное влияние на токсичность титановых сплавов, используемых в качестве медицинских имплантатов. Поэтому важным является использование ионных источников, позволяющих проводить контролируемое внедрение ионов на микронные глубины с высокими дозами. Таким требованиям полностью соответствует установка для ионной имплантации на базе источника ионов металлов Mevva-5.RU. Данный источник был существенно модернизирован, по сравнению с прототипом, созданным в Национальной лаборатории им. Э.О. Лоуренса (г. Беркли, США), источником ионов Mevva-V [10]. Усовершенствованная версия ионного источника Mevva-5.RU характеризуется снижением загрязнения ионного пучка продуктами эрозии катододержателя и электродов системы извлечения. При этом сохраняется однородность извлекаемого ионного пучка. Источник имеет улучшенные ионно-оптические свойства системы формирования ионного пучка при высоких ускоряющих напряжениях, простоту конструкции, надежность и высокий ресурс системы иници-

рования вакуумного дугового разряда. Блок-схема экспериментальной установки [11], представленная на рис. 1, состоит из трех блоков: источника ионов (1–4), где формируется пучок ионов; вакуумной камеры (5–7), где помещаются облучаемые мишени; спектрометра (8–10), в котором производится диагностика масс-зарядного состава ионного пучка [12].

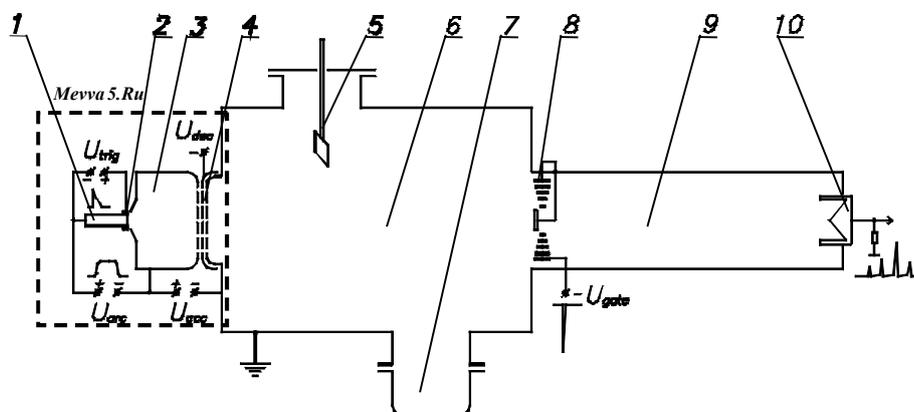


Рис. 1. Схема экспериментальной установки: 1 – катод; 2 – анод инициирующего разряда; 3 – полый анод вакуумного дугового разряда; 4 – трехэлектродная ионно-оптическая система; 5 – коллектор; 6 – вакуумная камера; 7 – криогенный насос; 8 – затвор времяпролетного спектрометра; 9 – труба дрейфа времяпролетного спектрометра; 10 – цилиндр Фарадея

Согласно масс-зарядному спектру ионного пучка, измеренному при помощи времяпролетного спектрометра, в нем присутствуют ионы алюминия с зарядами 1+, 2+ и 3+. Значение среднего заряда, полученного усреднением по количеству ионов алюминия в пучке, составляет 1,75. Элементный состав пучка, генерируемого источником ионов на основе вакуумного дугового разряда Mevva-5.RU, представлен на диаграмме (рис. 2). Доля ионов алюминия в ионном пучке составляет 85 %. Присутствие в пучке ионов кислорода, азота и водорода на уровне нескольких единиц процентов может быть обусловлено взаимодействием пучка с элементами ионно-оптической системы.

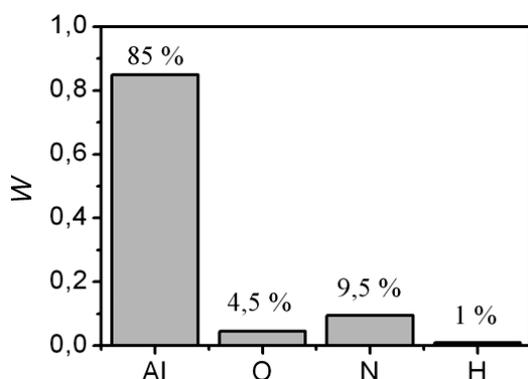


Рис. 2. Элементный состав ионного пучка. Давление –  $5 \cdot 10^{-6}$  Торр, ускоряющее напряжение – 50 кВ. Момент измерения спектра – 150 мкс после инициирования импульса вакуумной дуги

При значении ускоряющего напряжения 50 кВ плотность тока ионного пучка на центральной оси вакуумной камеры, измеряемая коллектором на основе цилиндра Фарадея на расстоянии 60 см от ионно-оптической системы, составляет около  $6,5 \text{ mA/cm}^2$ . Скорость набора дозы, рассчитанная по формуле

$$D_{i0} = (j \tau f) / (\langle Q \rangle e),$$

где  $j = 6,5 \text{ mA/cm}^2$  – плотность ионного тока;  $\tau = 250 \text{ мкс}$  – длительность импульса ионного тока;  $f = 10 \text{ с}^{-1}$  – частота следования импульсов;  $\langle Q \rangle = 1,75$  – средний заряд ионов алюминия в пучке;  $e = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ Кл}$  – элементарный заряд, составляет  $5,8 \cdot 10^{13} \text{ ион/(см}^2 \cdot \text{с)}$ .

Ионная имплантация титановых материалов с различным размером зерна проведена при 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  $1 \cdot 10^{18} \text{ ион/см}^2$ . Такой высокодозовый режим ионной имплантации обеспечивает формирование ионно-легированного слоя с высокой концентрацией внедряемых элементов. Температура образцов в условиях имплантации не превышала 623 К. Каждый образец закреплялся на теплоизолированной мишени-держателе, которая нагревалась при воздействии на нее ионного пучка. Кроме того, дополнительный нагрев мишени производился с противоположной стороны мишени при помощи излучателя на основе линейных галогенных ламп. Измерение температуры образцов в процессе имплантации произво-

дилось при помощи термопары, находящейся в непосредственном контакте с одним из образцов в области мишени, экранированной от воздействия ионного пучка.

### Структурно-фазовое состояние ионно-легированных титановых материалов

Согласно данным оже-электронной спектроскопии (рис. 3) в имплантированном слое титана  $Ti_{0,3}$  максимальная концентрация внедренной примеси алюминия составляет  $\sim 30$  ат. %, при этом толщина всего имплантированного слоя не превышает  $\sim 700$  нм. При имплантации в титан со средним размером зерна  $1,5$  мкм наблюдается значительное повышение концентрации внедренной примеси до  $60$  ат. % при незначительном увеличении толщины легированного слоя  $\sim 850$  нм. Поверхностный слой имплантированного титана  $Ti_{17}$  имеет толщину модифицированного слоя  $\sim 900-1000$  нм с концентрацией внедренной примеси до  $70$  ат. %.

Изучение микроструктуры и фазового состава имплантированных материалов проведено в поверхностной области на глубину  $250-450$  нм от облученной поверхности, где наблюдается максимальное содержание легирующей примеси (по данным оже-спектроскопии). Согласно ПЭМ-исследованиям, во всех имплантированных слоях основной и преобладающей фазой (до  $90-95$  % объема материала) остается  $\alpha-Ti$ . Фаза  $\alpha-Ti$  обладает ГПУ-кристаллической решеткой (пространственная группа  $P6_3/mmc$ ). В образцах ультрамелкозернистого титана (средний размер зерен  $0,3$  мкм) матричные зерна  $\alpha-Ti$  имеют анизотропную форму (рис. 4, а). Такая форма зерен обусловлена способом приготовления об-

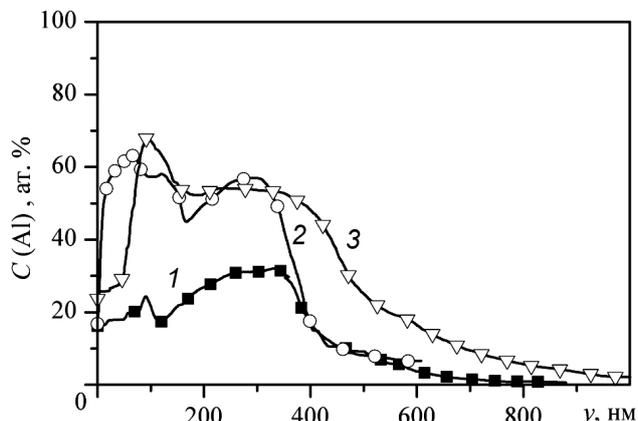


Рис. 3. Концентрационные оже-спектры легирующего элемента – алюминия в поверхностных слоях титана: кр. 1 –  $Ti_{0,3}$ ; кр. 2 –  $Ti_{1,5}$ ; кр. 3 –  $Ti_{17}$

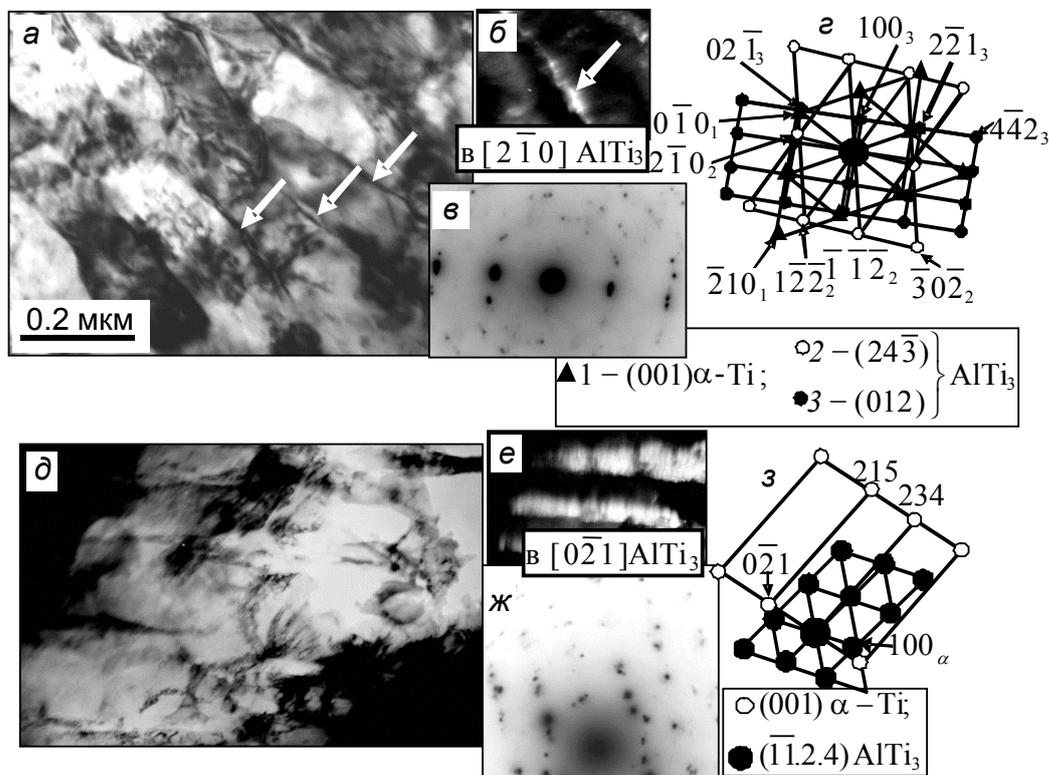


Рис. 4. ПЭМ-изображения поверхностных ионно-легированных слоев титана, содержащих выделения  $Ti_3Al$ -фазы. Средний размер зерен  $Ti$ -мишени:  $0,3$  мкм (а-в),  $17$  мкм (г-ж)

разца: многократное одноосное прессование (*abc*-прессование) с последующей многоходовой прокаткой в ручьевых валках.

Имплантация алюминия в  $Ti_{0,3}$  приводит к формированию поверхностного слоя, содержащего алюминидные фазы. Так как ультрамелкозернистый титан характеризуется большой долей границ зерен, то формирование вторичных фаз наблюдается по границам анизотропных зерен. Фаза  $Ti_3Al$  имеет пластинчатый вид (средний размер –  $25 \times 70$  нм) и ее объемная доля не превышает 2,5 об. % (рис. 4, б). Второй фазой, присутствующей в материале, является упорядоченная фаза  $TiAl_3$  (рис. 5) со сверхструктурой  $D0_{22}$ , обладающая ОЦТ-кристаллической решеткой с пространственной группой  $I4/mmm$ . Образование равноосных частиц  $TiAl_3$  (средний размер – 100 нм) наблюдается по границам анизотропных зерен матрицы титана с объемной долей до 1,5 об. % (рис. 5, б).

В образцах мелкозернистого титана (средний размер зерен 1,5 мкм) также обнаружено формирование упорядоченных фаз  $Ti_3Al$  и  $TiAl_3$ . Фаза  $Ti_3Al$  присутствует в виде анизотропных частиц (средняя длина – 200 нм, средняя ширина – 60 нм) и располагается по границам зерен. Кроме того, эта фаза присутствует в тройных стыках зерен титановой мишени и имеет более равноосную форму. Объемная доля  $Ti_3Al$ -фазы не превышает 3 об. %. Упорядоченная фаза  $TiAl_3$  присутствует в виде нанозерен (40 нм) и располагается по границам матричных зерен  $\alpha$ -Ti (рис. 5, д, е). Объемная доля  $TiAl_3$ -фазы составляет 1,5 % от общего объема материала.

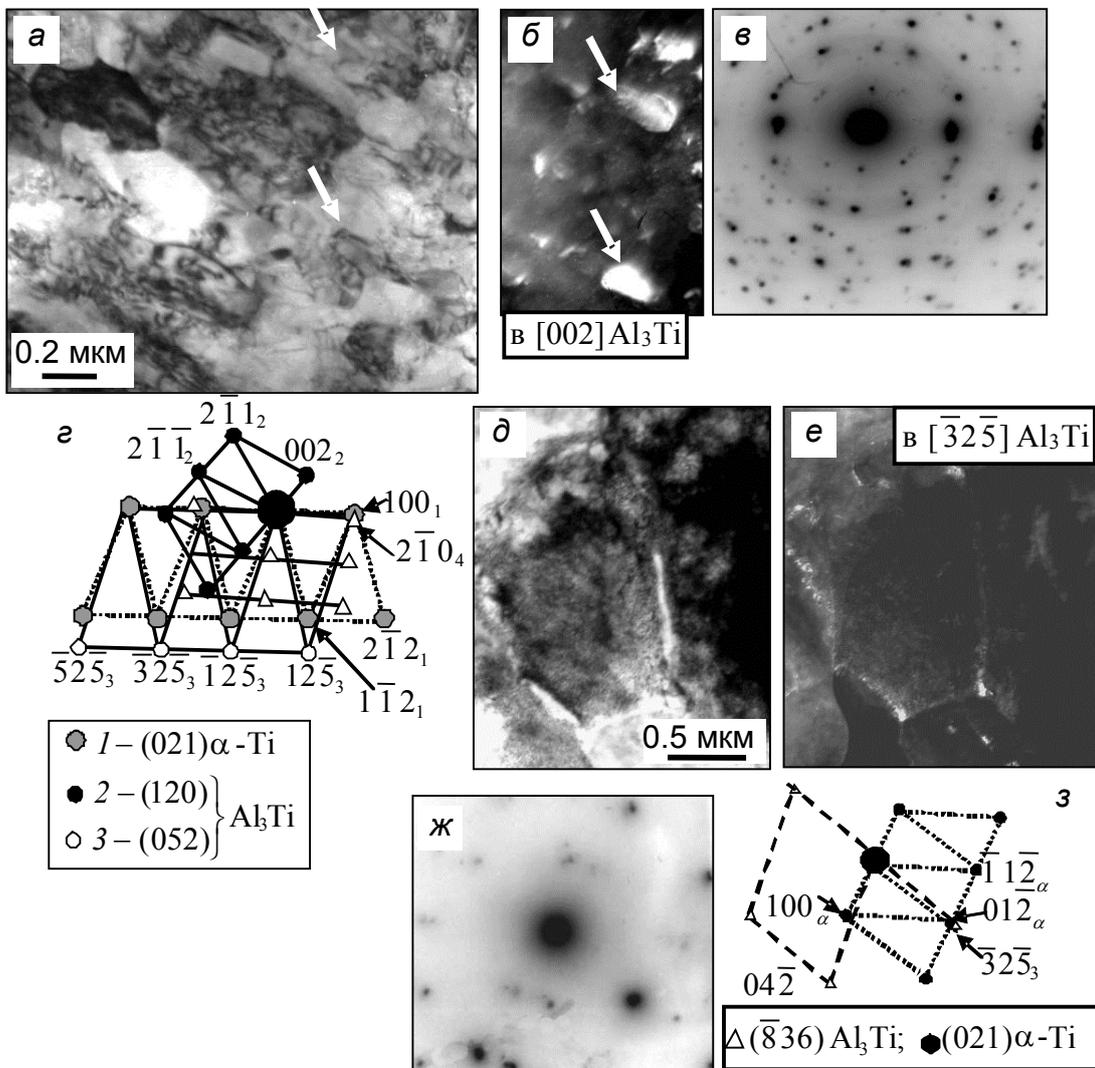


Рис. 5. ПЭМ-изображения поверхностных ионно-легированных слоев титана, содержащих выделения  $TiAl_3$ -фазы. Средний размер зерен Ti-мишени: 0,3 мкм (а-г); 1,5 мкм (д-ж)

При имплантации алюминия в титановые образцы с размером зерна 17 мкм упорядоченная фаза  $Ti_3Al$  имеет вид пластинчатых выделений шириной до 60 нм, а их длина соизмерима с разме-

ром зерен  $\alpha$ -Ti (до 1600 нм) (рис. 4, д, е). Выделения фазы  $Ti_3Al$  наблюдается как внутри зерен, так и по их границам. Объемная доля  $Ti_3Al$ -фазы составляет 5 об. % от общего объема материала. Выделение фазы  $Ti_3Al$  и формирование дальнего порядка приводит к искривлению кристаллической решетки. Кривизна-кручение кристаллической решетки достигает  $2000\text{ см}^{-1}$ . Характерной особенностью  $Ti_{17}$ -образца является отсутствие фазы  $TiAl_3$ .

Таким образом, исследован фазовый состав ионно-легированных слоев титановых образцов с различным размером зерна (0,3, 1,5 и 17 мкм) и установлены области локализации сформированных алюминидных фаз относительно зерен титановой матрицы (рис. 6). Основой ионно-модифицированных слоев являются зерна  $\alpha$ -Ti. Формирование фазы  $Ti_3Al$  наблюдается во всех трех образцах преимущественно в виде пластинчатых выделений (рис. 6). Установлено, что размер формируемых прослоек  $Ti_3Al$  зависит от исходного зерна титановой матрицы (рис. 7, а). Чем меньше размер зерна титановой мишени, тем меньше толщина прослоек  $Ti_3Al$  по границам зерен (рис. 7, а). В титановых мишенях с крупным размером зерен (17 мкм) присутствует упорядоченная фаза  $Ti_3Al$ , которая локализуется в виде прослоек не только по границам зерен  $\alpha$ -титана, но и в теле зерен  $\alpha$ -титана размером, соизмеримым с матричным зерном (рис. 7, а). С увеличением размера матричных зерен  $\alpha$ -титана наблюдается рост продольной длины  $Ti_3Al$ -фазы (рис. 7, а). С малым размером зерна (0,3 мкм)  $Ti_3Al$ -фаза формируется только по границам зерен. С увеличением среднего размера матричных зерен  $\alpha$ -титана растет доля частиц фазы, локализирующейся в объеме матрицы (рис. 7, в).

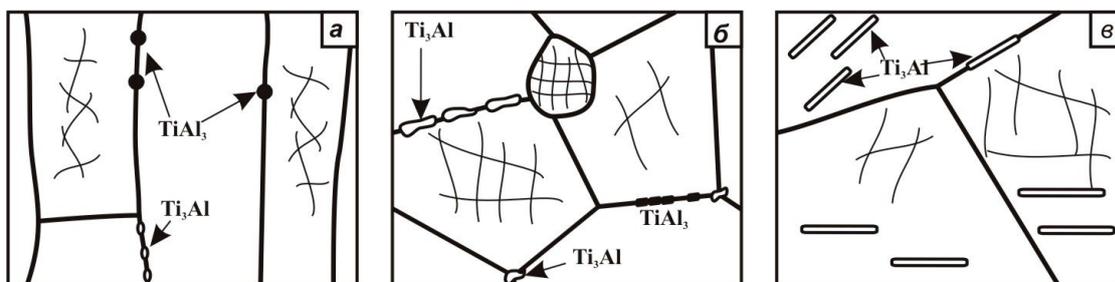


Рис. 6. Схемы локализации алюминидных фаз в поверхностных слоях титана:  $Ti_{0,3}$  (а),  $Ti_{1,5}$  (б),  $Ti_{17}$  (в) относительно матричных зерен

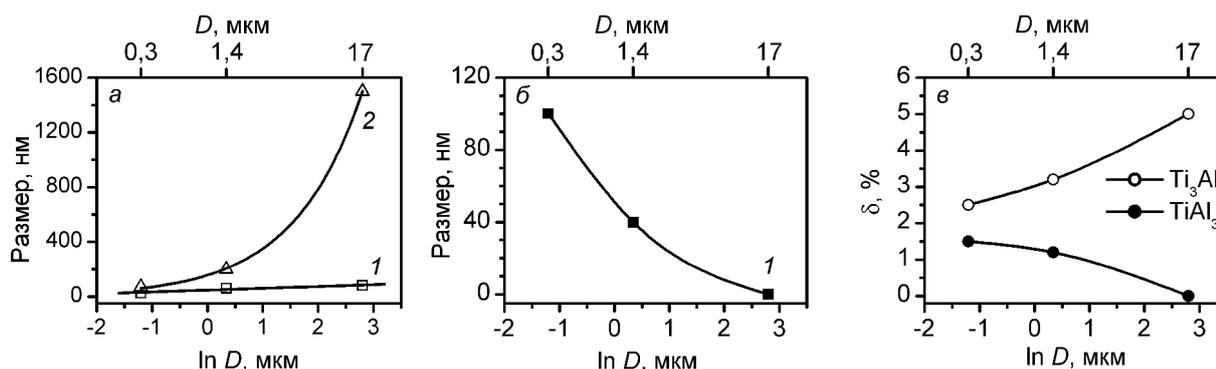


Рис. 7. Зависимости размеров (кр. 1 – поперечный и кр. 2 – продольный) частиц вторичных фаз  $Ti_3Al$  (а) и  $TiAl_3$  (б) и их объемных долей (в) от среднего размера зерна титановой мишени ( $D$ )

Фаза  $TiAl_3$  формируется с меньшей объемной долей (не более 1,5 об. %) по сравнению с фазой  $Ti_3Al$ . Частицы этой фазы наблюдаются только в титановых мишенях со средним размером матричных зерен 0,3 и 1,5 мкм (рис. 6, а, б и 7, б, в). Преимущественно частицы  $TiAl_3$ -фазы имеют равноосный вид и локализируются по границам зерен титановой матрицы. Размеры и объемная доля  $TiAl_3$ -фазы уменьшаются с ростом матричных зерен  $\alpha$ -титана (рис. 7, б, в). Большую роль при локализации  $TiAl_3$ -фазы играет дефектная структура материала. Введение алюминия приводит к стабилизации титановой матрицы и способствует формированию упорядоченной  $TiAl_3$ -фазы на гра-

ницах зерен  $\alpha$ -титана. Согласно диаграмме состояния Ti–Al, для образования  $TiAl_3$ -фазы необходима концентрация внедренной примеси  $\sim 70$  ат. % [13]. В то время как по данным оже-спектроскопии концентрация алюминия не превышает 60 ат. % (рис. 3). Измельчение размера зерна титана инициирует рост количества каналов для формирования новых фаз за счет облегченной диффузии легирующих элементов. Элемент замещения – алюминий перемещается при ионной имплантации по границам зерен или по твердому раствору. На высокоэнергетичных границах зерен титана наблюдается повышенная концентрация алюминия, что способствует образованию фазы  $TiAl_3$ . Кроме того, ионная имплантация происходила при 623 К, что усиливало диффузию алюминия. Необходимо отметить, что в случае высоких концентраций алюминия (до 75 ат. %) в (мезо)поликристаллические титановые образцы формирование фазы  $TiAl_3$  не наблюдалось [14]. Соответственно для формирования  $TiAl_3$ -фазы большое значение имеет дефектность, а именно наличие высокой концентрации тройных стыков и границ зерен, которые являются стоками примесей. Дополнительная стабилизация структуры материалов с параметрами зерен в микрообласти происходит путем закрепления границ зерен и их стыков интерметаллидными фазами, что будет способствовать значительному упрочнению титановых материалов.

### Заключение

Проведено исследование структурно-фазового состояния имплантированных ионами алюминия при дозе облучения  $1 \cdot 10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> титановых мишеней на источнике Mevva – V.RU в различных структурных состояниях (средний размер зерна  $\alpha$ -титана: 0,3; 1,5 и 17 мкм). Размеры, форма и места локализации вторичных фаз зависят от размера матричных зерен  $\alpha$ -титана. Для всех титановых материалов характерно формирование интерметаллидной фазы  $Ti_3Al$ . Локализация данной фазы наблюдается по границам и в объеме зерен  $\alpha$ -титана. С увеличением размера зерна мишени наблюдается рост как толщины прослоек  $Ti_3Al$ -фазы (до 1600 нм), так и ее объемной доли (до 5 об. %). Измельчение размера зерна титановой мишени инициирует рост количества каналов для формирования новых фаз за счет облегченной диффузии легирующих элементов, что приводит к локально высокой концентрации алюминия на границах зерен титана и способствует образованию фазы  $TiAl_3$  в ультрамелкозернистом и мелкозернистом титане (средний размер зерна 0,3 и 1,5 мкм). Установлено, что высокодозовая имплантация ионов алюминия в титан на источнике Mevva – V.RU позволяет формировать в поверхностных слоях наноразмерные фазы интерметаллидов, что будет повышать, прежде всего, механические свойства вследствие зернограничного упрочнения.

Авторы выражают благодарность А.Ю. Ерошенко и А.И. Толмачеву за помощь в получении титановых образцов в субмикрокристаллическом состоянии.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды  $Ni_3Al$  и  $TiAl$ : микроструктура, деформационное поведение. – Екатеринбург: Уро РАН, 2002. – 358 с.
2. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. и др. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-плазменном воздействии. – Томск. Изд-во НТЛ, 2008. – 324 с.
3. Структура и свойства перспективных металлических материалов / под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – С. 159–194.
4. Эволюция структуры и свойства металлических материалов / под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – С. 233–250.
5. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. // Перспективные материалы. – 2009. – № 7. Спец. вып. – С. 107–112.
6. Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Братчиков А.Д. и др. // Нанотехника. – 2007. – № 11. – С. 81–87.
7. Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Братчиков А.Д. и др. // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – № 5. – С. 91–94.
8. Козлов Э.В., Конева Н.А., Жданов А.Н. и др. // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7. – № 4. – С. 93–113.
9. Курзина И.А., Божко И.А., Ерошенко А.Ю. и др. // Материаловедение. – 2010. – № 5. – С. 48–55.
10. Физика и технология ионных источников / под ред. Я. Брауна: пер. с англ. – М.: Мир, 1998. – 496 с.
11. Savkin K.P., Nikolaev A.G., Oks E.M., et al. // Proc. 9th Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – 2008. – P. 68.

12. Gushenets V.I., Nikolaev A.G., Oks E.M., et al. // Rev. Sci. Instrum. – 2006. – V. 77. – No. 6. – P. 063301(1–3).
13. Диаграммы состояния двойных металлических систем: в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 992 с.
14. Курзина И.А., Божко И.А., Калашников М.П. и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2004. – Т. 26. – № 12. – С. 1645–1661.

\*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия Поступила в редакцию 20.10.11.

\*\*Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия

\*\*\*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

\*\*\*\*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

E-mail: kurzina@tpu.ru; sharkeev@ispms.tsc.ru

---

Курзина Ирина Александровна, к.х.н., доцент;  
Попова Наталья Анатольевна, к.т.н., ст. науч. сотр.;  
Калашников Марк Петрович, ведущ. технолог;  
Савкин Константин Петрович, к.т.н., науч. сотр.;  
Божко Ирина Александровна, к.х.н., доцент;  
Никоненко Елена Леонидовна, ст. преподаватель;  
Юшков Георгий Юрьевич, д.т.н., ст. науч. сотр., ведущ. науч. сотр.;  
Окс Ефим Михайлович, д.т.н., профессор, зав. лабораторией;  
Козлов Эдуард Викторович, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой;  
Шаркеев Юрий Петрович, д.ф.-м.н., профессор, зав. лабораторией.