УДК 669.24: 539.25

***Курзина И.А.[1,2], Калашников М.П.[3], Попова Н.А.[4], Савкин К.П.[5]***

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ $a_2$–$Ti_3Al$ В ИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ СЛОЯХ a – ТИТАНА

*Представлены результаты исследования элементного состава и структурно-фазового состояния поверхностных слоев титана до и после имплантации ионами алюминия на источнике Mevva – V.RU. Установлено, что образцы титана, полученные в результате интенсивной пластической деформации и дополнительных отжигов содержат пластинчатые выделения зерен b-титана параллельно расположенных внутри зерен a-Ti. Установлены области локализации и количественные характеристики $a_2$–$Ti_3Al$, формируемой в условиях ионной имплантации. Имплантация приводит к превращению b-Ti ® $Ti_3Al$. По мере удаления от поверхности вглубь имплантированного слоя доля фазы $Ti_3Al$ возрастает, а фазы b-Ti уменьшается. Все выделения относительно кристаллической решетки a-Ti располагаются вдоль направления $[010]_a$. Рассмотрены особенности дислокационной структуры в имплантированных материалах.*

Ключевые слова: *титан, интенсивная пластическая деформация, интерметаллиды, наноструктуры, ионная имплантация.*

*The results of the elemental and phase composition and structural state of the titanium surface layers before and after ion implantation by aluminium ions under Mevva – V.RU source are presented.It is established that titanium samples obtained under intensive deformation and additional annealing contain the lamellar b-titanium grains place in parallel of the a-Ti grains. The localization and the quantitative characteristics of the $a_2$–$Ti_3Al$ formed under ion implantation were obtained. Transformation of the b-Ti ® $Ti_3Al$ occurred under ion irradiation. The quantity of the $Ti_3Al$-phase increase and b-Ti phase decrease along the implanted surface layers of titanium. Two phases located along the $[010]_a$ direction. The main features of the dislocation structures of implanted materials are considered.*

Keywords: *titanium, intensive plastic deformation, intermetallic, nanostructures, ion implantation.*

## Введение

Метод ионной имплантации является перспективным в формировании наноструктурных фаз в и модификации структурно-фазового состояния поверхностных слоев титана [1]. Формирование наноразмерных интерметаллидных фаз системы Ti-Al, таких как $Ti_3Al$, TiAl и $TiAl_3$ в поверхностных слоях металлов приводит к высоким механическим характеристикам, 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 титана, находящегося в крупнокристаллическом состоянии [1-3]. Однако, значительный интерес вызывает модификация структурно-фазового состояния титана в наноструктурном и субмикрокристаллическом состоянии [4]. Титан с различным размером зерна можно получить путем интенсивной пластической деформации (ИПД) и последующих отжигов нанокристаллического титана. При температурной обработке наноструктурного титана возможны структурные и фазовые превращения нехарактерные для поликристаллических материалов. Возможны существенные изменения в физико-химических и механических свойств [5, 6]. Например, смещение температуры фазового перехода *a*-титана в *b*-фазу. Дополнительное воздействие ионными пучками может существенно повлиять на структурные превращения. Микропроцессы, которые протекают в условиях ионной имплантации титана, находящегося в различных структурных состояниях, практически не изучены. Особый интерес представляет

© Курзина И.А., Калашников М.П., Попова Н.А., Савкин К.П., 2012

изучение особенностей формирования *b*-фазы в условиях ИПД и последующих температурных отжигов и вторичных интерметаллидных фаз, в частности фазы $Ti_3Al$, в условиях ионной имплантации. Целью работы являлось исследование особенностей формирования $\alpha_2$–$Ti_3Al$ в поверхностных слоях титана, полученного ИПД и подвергнутого температурной обработке и ионным облучением.

## 1. Экспериментальная часть

В качестве исходного материала – мишени был выбран пруток технически чистого титана марки ВТ1-0 диаметром 20 мм. Для формирования нано- и субмикрокристаллического 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 [4, 5]. Средний размер элементов структуры в титане после такой обработки составил 0,2 мкм, что соответствует субмикрокристаллическому состоянию согласно классификации [7]. Титановые образцы для имплантации с размером зерна 17 мкм (поликристаллическое состояние) получали из прутков субмикрокристаллического титана путем часовых отжигов при 1073 К [4].

В работе использован ионный источник Mevva-5.RU, позволяющий проводить контролируемое внедрение ионов с высокими дозами [8]. Значение среднего заряда, полученного усреднением по количеству ионов алюминия в пучке, составляет 1,75. Доля ионов алюминия в ионном пучке составляет 85 %. Ионная имплантация титановых материалов проведена при ускоряющем напряжении 50 кВ, плотности тока ионного пучка 6,5 мА/см$^2$, расстоянии 60 см от ионно-оптической системы, времени имплантации 5,25 ч и дозе облучения $1\cdot10^{18}$ 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. Структурно-фазовое состояние, и элементный состав поверхностных слоев исследованы с применением ОЖЭ-спектроскопии, растровой электронной микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

## 2. Обсуждение результатов

### 2.1. Структурно-фазовое состояние титана после ИПД и отжига

Титан после интенсивной пластической деформации и последующего отжига при 1073 К характеризуется поликристаллической структурой [4, 9]. Размеры зерен изменяются в широких пределах: от 3 мкм до 58 мкм. Однако большинство зерен (~70% от общего количества зерен) имеет размер, соответствующий интервалу 8-18 мкм. Средний размер зерен составляет величину <d> = 17 мкм. Функция распределения зерен – одномодальная и максимум функции распределения находится вблизи среднего значения.

Проведенные методом ПЭМ исследования показали, что в исходном состоянии сплав ВТ1-0 представляет собой зерна фазы α-Ti, обладающей ГПУ кристаллической решеткой (пространственная группа $P6_3/mmc$). Наряду с зернами α-Ti, в структуре сплава в небольшом количестве (3.5 об. %) присутствуют зерна β-Ti и имеют вид параллельно расположенных пластинчатых выделений, находящихся внутри зерен α-Ti. Ширина отдельных пластин в среднем составляет 50 ± 10 нм, длина – 1300 ± 300 нм (рис.1). Выделения пластин β-Ti относительно кристаллической решетки α-Ti происходит по направлению $[110]_\alpha$. Кристаллические решетки α-Ti и β-Ti ориентированы так, что направления $[1\bar{1}0]$α-Ti и $[\bar{1}10]$β-Ti параллельны. Все это свидетельствует о том, что между кристаллическими решетками α-Ti (ГПУ) и β-Ti (ОЦК) выполняется ориентационное соотношение Джека, между ГПУ и ОЦК кристаллическими решетками при превращении α-Ti → β-Ti [10]: $(001)_{\alpha\text{-Ti}}$ II $(111)_{\beta\text{-Ti}}$ и $[1\bar{1}0]_{\alpha\text{-Ti}}$ II $[\bar{1}10]_{\beta\text{-Ti}}$, что подтверждается ПЭМ-исследованиями [9].

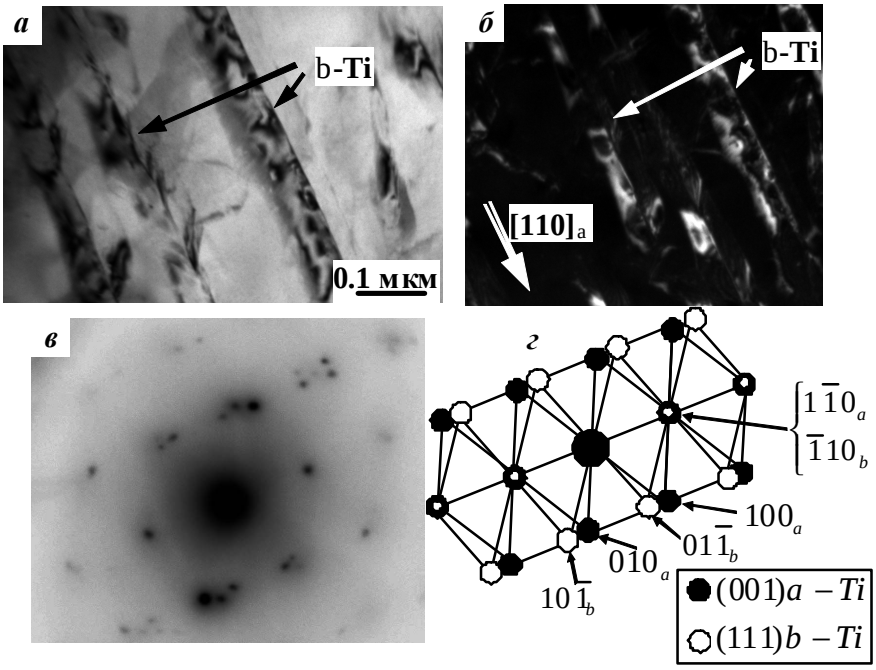


**Рис.1.** Типичное изображение тонкой структуры зерна α-Ti, содержащего пластинчатые выделения β-Ti (отмечены на (а) черными стрелками, на (б) белыми). Исходное состояние сплава ВТ1-0: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[10\bar{1}]$β-Ti, в – микродифракционная картина; в – индицированная схема

## 2.2. Структурно-фазовое состояние и физико-химические свойства титана, имплантированного алюминием

Согласно данным ОЖЭ электронной спектроскопии поверхностный слой имплантированного титана имеет толщину модифицированного слоя ~ 900-1000 нм с концентрацией внедренной примеси Al до 70 ат.%. Проведенные методом ПЭМ исследования имплантированного слоя показали, что изменение фазового состава материала происходит по мере удаления от облученной поверхности, а именно, изменяется набор фаз, размеры частиц фаз, их объемная доля и места локализации. Однако, основной и превалирующей фазой (до 95% объема материала) во всем имплантированном слое, как и в исходном материале, всегда остается α-Ti.

В приповерхностной области (0-100 нм от облученной поверхности), наряду с зернами α-Ti и пластинчатыми выделениями β-Ti, присутствует вторичная фаза $Ti_3Al$. Эта фаза является упорядоченной фазой со сверхструктурой $D0_{19}$ и обладает ГПУ кристаллической решеткой (пространственная группа $P6_3/mmc$). Частицы фазы $Ti_3Al$ имеют такой же вид, как и частицы β-Ti, т.е. это параллельно расположенные выделения пластинчатой формы. Располагаются они, как и пластины β-Ti, внутри зерен α-Ti. Ширина отдельных пластин в среднем составляет 50 ± 10 нм, длина – 1000 ± 100 нм. Отметим, что средние размеры отдельных пластин β-Ti в имплантированном слое остаются такими же, как и в исходном материале. Так как пластины фазы $Ti_3Al$ и по внешнему виду, и по месту расположения в материале, и по размерам очень схожи с пластинами β-Ti, то различались эти фазы только с помощью дифракционного анализа при обязательном применении темнопольной методики. На рис.2 представлен участок зерна α-Ti, расположенный на поверхности имплантированного слоя. Внутри зерна присутствует набор параллельно расположенных пластинчатых выделений. Совместный анализ светлопольного (рис.2а), темнопольных (рис.2б,в) изображений и микродифракционной картины (рис.2г,д) показал, что часть этих пластинчатых выделений являются выделениями фазы β-Ti, часть –фазы $Ti_3Al$. Все выделения относительно кристаллической решетки α-Ti располагаются вдоль направления $[010]_\alpha$ (это направление указано на рис.2а черной стрелкой). На микродифракционной картине присут-

ствуют плоскости (001) α-Ti и $(31\bar{1})$ β-Ti, т.е. ось зоны [001] α-Ti параллельна оси зоны $[31\bar{1}]$ β-Ti. Осевой вектор [100] кристаллической решетки α-Ti параллелен направлению $[1\bar{1}2]$ β-Ti. Согласно ориентационному соотношению Джека при превращении α-Ti → β-Ti должно выполняться условие: $(001)_{\alpha\text{-Ti}}$ II $(31\bar{1})_{\beta\text{-Ti}}$ и $[1\bar{1}0]_{\alpha\text{-Ti}}$ II $[\bar{1}10]_{\beta\text{-Ti}}$, что и наблюдается на рис.2. С другой стороны, на микродифракционной картине присутствует плоскость $(\bar{1}\bar{1}.2.4)$ фазы $Ti_3Al$. Если воспользоваться ориентационным соотношением Джека, то между ОЦК кристаллической решеткой β-Ti и ГПУ кристаллической решеткой $Ti_3Al$ должно выполняться условие: $(31\bar{1})_{\beta\text{-Ti}}$ II $(\bar{1}\bar{1}.2.4)_{Ti3Al}$ и $[011]_{\beta\text{-Ti}}$ II $[31\bar{1}]_{Ti3Al}$, что и имеет место. Таким образом, можно утверждать, что между кристаллическими решетками β-Ti и $Ti_3Al$ также выполняется ориентационное соотношение Джека, а это означает, что имплантация приводит к превращению β-Ti → $Ti_3Al$.

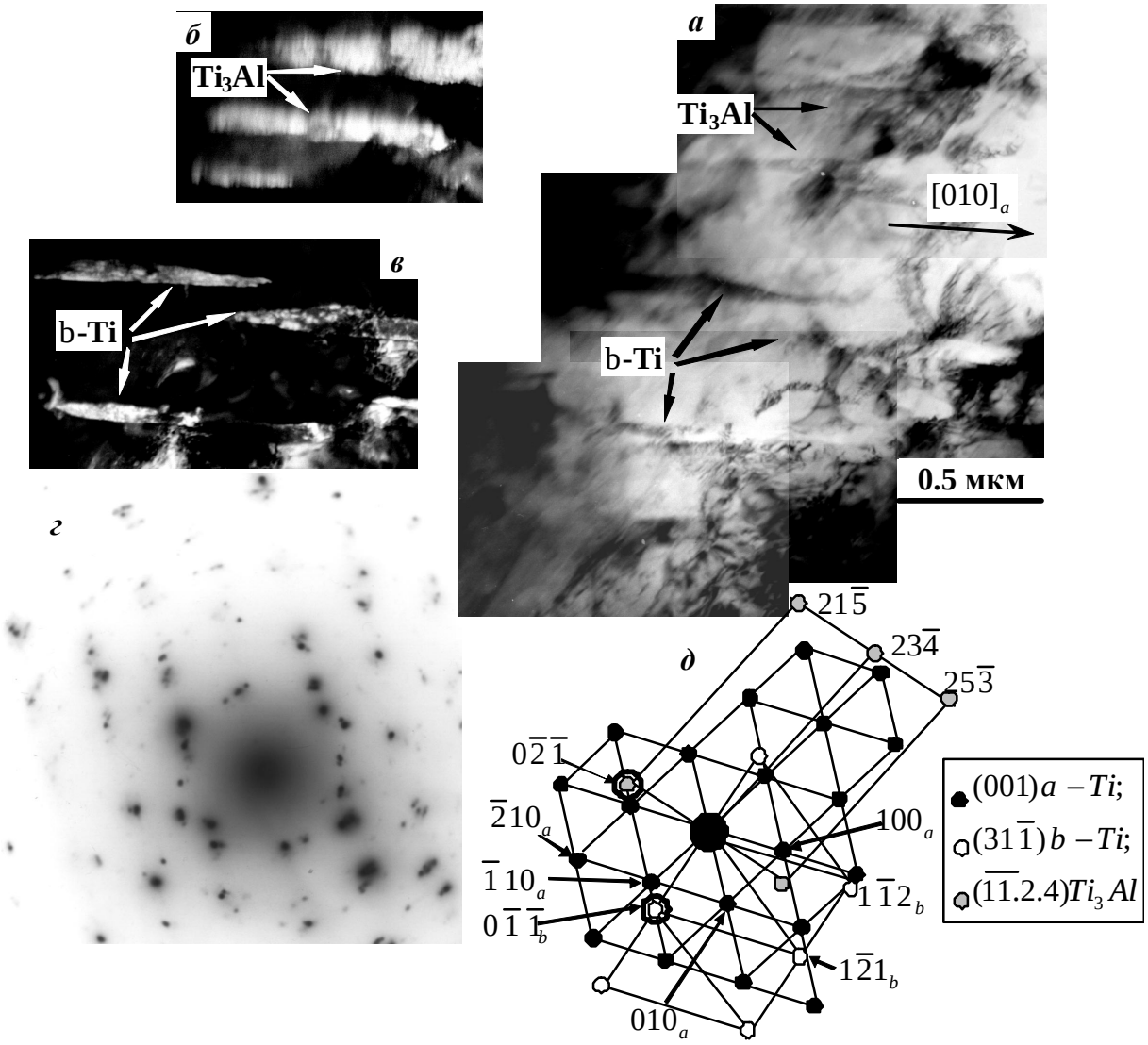


**Рис.2.** Электронно-микроскопическое изображение структуры зерна α-Ti после имплантации, содержащего пластинчатые выделения β-Ti и $Ti_3Al$ (отмечены на (а) черными стрелками, на (б,в) белыми). Поверхность образца: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[0\bar{2}\bar{1}]$ $Ti_3Al$; в – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[0\bar{1}\bar{1}]$ β-Ti, г – микродифракционная картина; д – индицированная схема

Объемная доля фазы $Ti_3Al$ в приповерхностной области составила 1 об.%, доля фазы β-Ti – 2.5 об.%. Напомним, что доля фазы β-Ti в исходном материале составляла 3.5 об.%. Это свидетельствует о том, что в приповерхностной области в результате имплантации произошло частичное превращение фазы β-Ti в фазу $Ti_3Al$.

По мере удаления от поверхности вглубь имплантированного слоя доля фазы $Ti_3Al$ возрастает, а фазы β-Ti уменьшается, и на глубине 300-400 нм (центральная область имплантированного слоя), т.е. там, где концентрация введенных атомов Al максимальна, фаза β-Ti полностью отсутствует. Частицы фазы $Ti_3Al$ по мере удаления от поверхности укрупняются, при этом форма их остается пластинчатой. Присутствуют частицы $Ti_3Al$ уже не только внутри зерен α-Ti, но и по их границам. Средняя ширина пластин в центральной области имплантированного слоя составляет 80 ± 20 нм, а их длина соизмерима с размером зерен α-Ti, объемная доля – максимальна и равна 5 об.%, т.е. образование фазы $Ti_3Al$ происходит уже не только за счет превращения β-Ti → $Ti_3Al$, но и за счет введенных в материал атомов Al. При дальнейшем удалении от поверхности вглубь имплантированного слоя (по мере уменьшения концентрации введенных атомов Al) доля фазы $Ti_3Al$ уменьшается. На расстоянии 700-800 нм (конец имплантированного слоя), т.е. там, где концентрация введенных атомов Al составляет 3-5%, фаза $Ti_3Al$ отсутствует полностью, но присутствует фаза β-Ti. Все эти изменения в фазовом составе приведены на рис.3а.

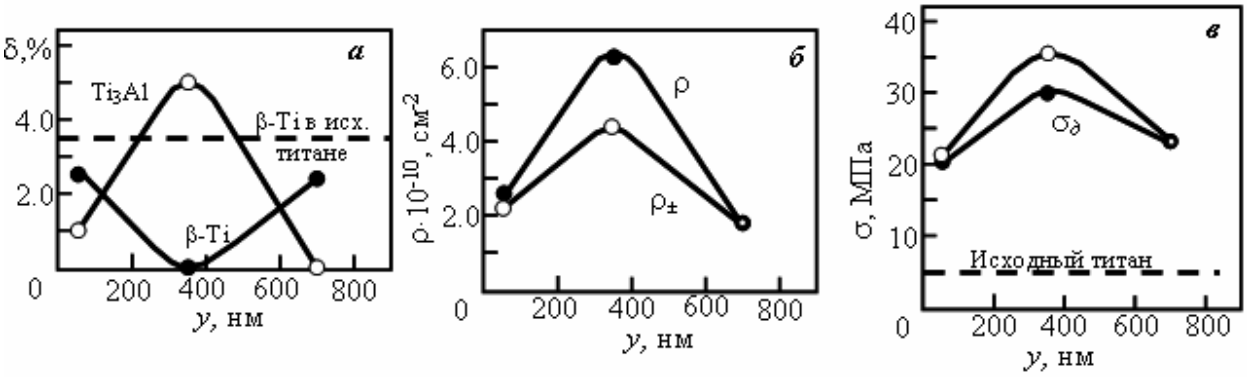


**Рис.3.** Основные структурные характеристики имплантированных слоев титана. Изменение объемной доли вторичных фаз (а), скалярной плотности дислокаций (б) и напряжений (в) в поверхностных ионно-легированных слоях титана по глубине поверхностных слоев

Имплантация материала привела к накоплению внутри зерен α-Ti скалярной плотности дислокаций, организованных, в основном, в сетчатую субструктуру. Если перед имплантацией скалярная плотность дислокаций составляла величину $0.1 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$, то после имплантации уже в приповерхностной области её значение оказывается практически в 30 раз выше. При удалении от имплантированной поверхности вглубь материала значение ρ вначале продолжает увеличиваться, затем уменьшается (рис.3б). Значение ρ оказывается максимальным в центральной области имплантированного слоя. В конце имплантированного слоя (на глубине 700-800 нм), где концентрация введенных атомов Al минимальна, значение ρ также имеет минимальную величину, и, тем не менее, оно более чем на порядок выше по сравнению с исходным материалом.

Сформированная дислокационная структура создает внутренние напряжения (напряжения сдвига), которые определяются по формуле [11]: $s = maG\,b\sqrt{r}$, где $m$ – фактор Шмида, α – варьирует в пределах 0.05-1.0 в зависимости от типа дислокационного ансамбля [11-13]; $G$ = 41 ГПа – модуль сдвига, $b$ = $3{,}46 \cdot 10^{-10}$ м – вектор Бюргерса; $r$ – скалярная плотность дислокаций. Выполненные расчеты показали, что амплитуда внутренних напряжений (напряжение сдвига) в зернах α-Ti перед имплантацией невелика и составляет 45 МПа (рис.3б, кр.1). Имплантации материала приводит к существенному увеличению напряжений по всей глубине имплантированного слоя (рис.3б, кр.2), причем максимальное значение находится в центральной области.

Выделение фазы $Ti_3Al$ и формирование в ней дальнего порядка приводит к искривлению кристаллической решетки и образованию заря-

женного дислокационного ансамбля. В этом случае, когда избыточная плотность дислокаций: $\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-} \neq 0$, создаются моментные напряжения (или локальные внутренние напряжения), которые идентифицируются по наличию в материале изгибных экстинкционных контуров [14]. Для их расчета используется соотношение: $s_{\partial} = a_C Gb\sqrt{r_{\pm}} = a_C G\sqrt{bc}$, где $\alpha_c = 1$ – коэффициент Струнина [15], $\chi$ – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки, которая может быть определена из параметров изгибных экстинкционных контуров на электронно-микроскопических изображениях исследуемого материала [14]. Полученные данные приведены на рис.3в, кр.3. Хорошо видно, что характер изменения амплитуды моментных напряжений по всей глубине имплантированного слоя аналогичен изменению амплитуды напряжения сдвига. Таким образом, основными источниками внутренних полей напряжений после имплантации являются 1) скалярная плотность дислокаций и 2) поляризация дислокационной структуры и избыточная плотность дислокаций.

Отметим, что дислокационная структура в имплантированном материале оказывается поляризованной. Используя данные размеров экстинкционных контуров и формулу по определению $s_{\partial}$, можно рассчитать величину избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$ в различных областях имплантированного слоя. Эти данные также представлены на рис.3в, кр.2. Как видно из этого рисунка, скалярная плотность дислокаций $\rho$ всегда выше избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm}$, т.е. выполняется условие $\rho_{\pm} < \rho$. Это свидетельствует о хорошей поляризации дислокационной структуры, а также и о том, что частично происходит аннигиляция дислокаций разного знака. Если сравнить моментные напряжения и напряжения сдвига (рис.3в), то видно, что полученные значения оказываются близкими. Такая корреляция цифр указывает на надежность полученных результатов. Напомним, что амплитуды всех напряжений, представленных на рис.3в, определялись из разных измерений абсолютно различных величин. Близость полученных результатов указывает на единую природу формирования напряжений.

Как видно из сравнения рис.3б,в, все изменения внутренних напряжений тесно связаны с изменениями скалярной $\rho$ и избыточной $\rho_{\pm}$ плотностей дислокаций. Амплитуды напряжений хорошо коррелируют друг с другом, тем не менее, их поведение заслуживает более детального анализа. После имплантации дислокационная структура достаточно хорошо поляризована. На это указывает то, что величина $\rho_{\pm}/\rho$ в первой половине имплантированного слоя равна 0.7, во второй – близка к 1.0. Это означает, что 70% всех присутствующих в материале дислокаций в первой половине имплантированного слоя и почти все дислокации во второй являются избыточными. Говоря иными словами, моментные напряжения в имплантированном слое созданы не только дислокационными зарядами, т.е. дислокационной структурой, но и другими источниками напряжений (прежде всего границами образующихся при имплантации фаз, т.е. пластинами фазы $Ti_3Al$). Отметим, что пластинчатые выделения $\beta$-Ti, скорее всего, не являются источниками экстинкционных контуров. В противном случае в исходном материале присутствовали бы моментные напряжения.

Напомним, что амплитуда моментных напряжений рассчитывалась по ширине изгибных экстинкционных контуров, т.е. в наиболее напряженных участках материала. Поэтому моментные напряжения – это локальная характеристика. Тогда величина моментных напряжений должна быть, прежде всего, связана с объемной долей фазы $Ti_3Al$. Это хорошо согласуется в пределах первой половины имплантированного слоя. Во второй половине объемная доля фазы $Ti_3Al$ быстро уменьшается и к концу слоя полностью исчезает. Следовало бы ожидать расширения экстинкционных контуров, и к концу имплантированного слоя они должны были бы практически исчезнуть, что означало бы релаксацию всех источников моментных напряжений и спадания амплитуды моментных напряжений до нуля (либо практически до нуля). Однако этого не происходит – к концу имплантированного слоя амплитуда моментных напряжений хотя и уменьшается, но остается не ниже, чем в приповерхностной области имплантированного слоя. Отсюда следует, что границы пластин фазы $Ti_3Al$ не являются единственным (или основным) источником внутренних напряжений. Сдвиговые напряжения оценены по величине скалярной плотности дислокаций и не учитывают степень поляризации дислокационной структуры. Поэтому причина сложного изменения амплитуды сдвиго-

вых напряжений – результат сложного изменения скалярной плотности дислокаций.

Таким образом, данные рис.3 свидетельствуют, что, во-первых, амплитуды всех напряжений по всей глубине имплантированного слоя близки. Во-вторых, наглядно демонстрируют различное поведение этих напряжений, указывающее на то, как происходит релаксация напряжений при имплантации. А именно: кр.1 (сдвиговые напряжения) демонстрирует, что дислокационная структура все время постепенно перестраивается, чтобы релаксировать поля напряжений; кр.2 (моментные напряжения) свидетельствует об изменении роли локальных полей напряжений.

## Заключение

Проведено исследование структурно-фазового состояния титана до и после имплантации ионами алюминия при дозе облучения $1{\cdot}10^{18}$ ион/см$^2$ на источнике Mevva – V.RU. Установлено, что в титане полученного ИПД и отжигом при 1073 К присутствуют зерна α-Ti со средним размером 17 мкм. Наряду с зернами α-Ti, в структуре сплава в небольшом количестве (3.5 об. %) присутствуют зерна β-Ti и имеют вид параллельно расположенных пластинчатых выделений, находящихся внутри зерен α-Ti. Между ГПУ и ОЦК кристаллическими решетками при превращении α-Ti (ГПУ) → β-Ti (ОЦК): выполняется ориентационное соотношение Джека, $(001)_{\alpha\text{-Ti}}$ II $(111)_{\beta\text{-Ti}}$ и $[1\bar{1}0]_{\alpha\text{-Ti}}$ II $[\bar{1}10]_{\beta\text{-Ti}}$. Ширина отдельных пластин β-Ti в среднем составляет 50 ± 10 нм, длина – 1300 ± 300 нм. Установлено, что после ионной имплантации алюминием, в приповерхностной области наряду с зернами α-Ti и пластинчатыми выделениями β-Ti, присутствует вторичная фаза $Ti_3Al$. Частицы фазы $Ti_3Al$ имеют такой же пластинчатый вид, как и частицы β-Ti. Все β-Ti и $Ti_3Al$ выделения в зернах титана имплантированного материала относительно кристаллической решетки α-Ti располагаются вдоль направления $[010]_\alpha$. Установлено, что имплантация приводит к превращению β-Ti → $Ti_3Al$. Между ОЦК кристаллической решеткой β-Ti и ГПУ кристаллической решеткой $Ti_3Al$ выполняться условие: $(31\bar{1})_{\beta\text{-Ti}}$ II $(\bar{1}\bar{1}2.4)_{Ti3Al}$ и $[011]_{\beta\text{-Ti}}$ II $[31\bar{1}]_{Ti3Al}$. Определены количественные характеристики вторичных фаз; по мере удаления от поверхности вглубь имплантированного слоя доля фазы $Ti_3Al$ возрастает, а фазы β-Ti уменьшается. В результате ионной имплантации наблюдается изменение дислокационной структуры (увеличение скалярной плотности дислокаций в 30 р.) и внутренних напряжений.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 10-02-01012_а, проекта Минобрнауки РФ 3.2233.2011 и ГК №02.740.11.0823 от 11.06.2010 г.*

## Список используемой литературы

1. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. и др. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-плазменном воздействии. Томск. Изд. НТЛ, 2008. 324 с.
2. Шаркеев Ю.П., Курзина И.А., Кашин О.А. и др. Модификация структуры и механических свойств титана при воздействии ионных пучков // Журнал функциональных материалов. 2008. №6. С. 224-233.
3. Курзина И.А. Наноразмерные интерметаллидные фазы, формирующиеся в условиях ионной имплантации // Материаловедение. 2010. №2. С.49-64.
4. Курзина И.А., Божко И.А., Ерошенко А.Ю. и др. Эволюция структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титана // Материаловедение. 2010. №5. С. 48-55.
5. Объемный ультрамелкозернистый титан // Эволюция структуры и свойства металлических материалов. Под общ. Ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд.-во НТЛ, 2007. 444 с. (гл.10, С. 233-250.)
6. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. Структура и свойства объемного ультрамелкозернистого титана, полученного abc-прессованием и прокаткой // Перспективные материалы. 2009. №7. Спец. Выпуск. С. 107-112.
7. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Попова Н.А., Конева Н.А. Место дислокационной физики в многоуровневом подходе к пластической деформации // Физическая мезомеханика. 2011. т.14. №3. С. 93-110.
8. Savkin K.P., Nikolaev A.G., Oks E.M., Yushkov G.Yu. Ion beam Mass and Charge Composition for the Vacuum Arc Mevva-V.RU Metal Ion Source with Compound Cathodes // Proceedings of the 9th Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows.

Tomsk: Tomsk Polytechnic University, 2008. P. 68-71.
9. Курзина И.А., Попова Н.А., Калашников М.П. и др. Особенности структурно-фазового состояния поликристаллического титана, имплантированного алюминием // Известия ВУЗов. Физика. 2012. (в печати).
10. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.
11. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения. // Изв. вузов. Физика. 1991. №3. С. 56-70.
12. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физика субструктурного упрочнения // Вестник ТГАСУ. 1999. №1. С. 21-35.
13. Конева Н.А., Козлов Э.В. Дислокационная структура и физические механизмы упрочнения металлических материалов // Перспективные материалы (учебное пособие) / Под ред. Д.Л. Меерсона. Тула: ТГУ. МИСиС, 2006. С. 267-320.
14. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. Дальнодействующие поля напряжений, кривизна-кручение кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Методы измерения и результаты // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Часть I. / Под ред. В.Е. Панина. Томск: Изд-во ТГУ, 1990. С. 83-93.
15. Струнин Б.Н. О распределение внутренних напряжений при случайном расположении дислокаций // ФТТ. 1967. т.9. №3. С. 805-812.

[1]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия.*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия.*
[3]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия.*
[4]*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия.*
[5]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия.*

Подписано в печать 26.11.12.

*Сведения об авторах*
Курзина Ирина Александровна, к.х.н., с.н.с. НИ ТГУ, доцент НИ ТПУ, kurzina99@mail.ru
Калашников Марк Петрович, ведущий технолог ИФПМ СО РАН, kmp1980@mail.ru
Попова Наталья Анатольевна, к.т.н., с.н.с. ТГАСУ, тел. (3822) 65-42-65
Савкин Константин Петрович, к.т.н., н.с. ИСЭ СО РАН, savkin@opee.hcei.tsc.ru