

# **Структурно-фазовые превращения в титане, легированном атомами хрома и молибдена при воздействии компрессионных плазменных потоков**

**В. В. Углов, Н. Н. Черенда, В. И. Шиманский, Н. В. Шостак,  
В. М. Асташинский, А. М. Кузьмицкий**

---

Исследовано изменение структуры и фазового состава поверхностного слоя титана, легированного атомами хрома и молибдена при воздействии компрессионных плазменных потоков с плотностью поглощенной энергии 13 – 35 Дж/см<sup>2</sup>. Установлено, что легированный слой толщиной до 27 мкм содержит фазы  $\alpha$ -Ti,  $\alpha'$ -Ti и  $\beta$ -Ti, объемная доля которых определяется концентрацией легирующего элемента и параметрами обработки. В поверхностном слое наблюдается формирование нитридов титана. Увеличение плотности поглощенной энергии ведет к уменьшению концентрации легирующего элемента, а также к уменьшению объемной доли нитридов и  $\beta$ -Ti. Обработка компрессионными плазменными потоками позволяет повысить микротвердость поверхностного слоя в 2,5 раза и уменьшить коэффициент трения в 4,6 раза.

**Ключевые слова:** титан, компрессионные плазменные потоки, нитрид титана, легирование, микротвердость, коэффициент трения.

---

Structure and phase composition changes in titanium surface layer alloyed by chromium and molybdenum under the action of compression plasma flows was investigated. The energy deposited in the surface layer was varied in the range of 13 – 35 J/cm<sup>2</sup>. The findings showed the formation of an alloyed layer with the thickness of up to 27  $\mu$ m containing  $\alpha$ -Ti,  $\alpha'$ -Ti and  $\beta$ -Ti phases. The volume fraction of these phases was dependent on the alloying element concentration and treatment regimes. Titanium nitrides formation in the surface layer was observed. The growth of energy absorbed in the surface layer led to the diminishing of the alloying elements concentration as well to the diminishing of the nitride and  $\beta$ -Ti volume fraction. Treatment by the compression plasma flows allowed to increase the surface layer microhardness in 2.5 times and to diminish friction coefficient in 4.6 times.

**Keywords:** titanium, compression plasma flows, titanium nitride, alloying, microhardness, friction coefficient.

---

## **Введение**

Титан и титановые сплавы благодаря таким свойствам, как низкая плотность, высокая коррозионная стойкость и биосовместимость находят широкое применение во многих отраслях промышленности, таких как авиастроение, судостроение и производство имплантатов [1 – 3]. Однако высокое значение коэффициента трения и низкая износостойкость не позволяют использовать титан в парах трения. В связи с этим разрабатывают различные способы модификации титана и его сплавов. Тради-

ционный способ — формирование высокотемпературной  $\beta$ -фазы титана [4], стабилизированной при комнатной температуре легирующими элементами. Среди многообразия методов поверхностной модификации (термическое и химико-термическое воздействие, нанесение защитных покрытий, обработка электронными, ионными и плазменными потоками и др.) наибольшее распространение получил процесс азотирования, связанный с насыщением поверхностных слоев азотом и образованием нитрида титана, характеризующегося высоким значением твердости. Анализ современных способов

азотирования титана [5 – 9] (плазменное и лазерное азотирование, термическая обработка в атмосфере азота и др.) показал, что используемые методы позволяют создать нитридные слои толщиной до 3 мкм и твердостью до 9 ГПа. Разработка способа модификации, обеспечивающего одновременное азотирование и легирование необходимыми элементами, — перспективное направление в области создания новых многофункциональных материалов на основе титана.

Ранее проведенные исследования [10, 11] показали перспективность использования компрессионных плазменных потоков (КПП) для улучшения механических характеристик поверхностных слоев стали путем насыщения поверхностного слоя атомами плазмообразующего вещества (азот) и одновременного легирования атомами переходных металлов, причем время обработки составляло  $\sim 10^{-4}$  с при толщине модифицированного слоя до 20 мкм. Улучшение механических свойств достигалось формированием нитридов и метастабильных фаз (пересыщенных твердых растворов, высокотемпературных фаз). Таким образом, КПП позволяют синтезировать поверхностные композиционные слои различного функционального назначения с высокой адгезией к матрице. Фазовый и элементный состав таких слоев контролируется параметрами обработки.

Цель работы — исследование структурно-фазового состояния поверхностных слоев титана, легированных атомами переходных металлов при воздействии компрессионных плазменных потоков в атмосфере азота, и его влияния на механические свойства легированных слоев. В качестве легирующих элементов были выбраны хром и молибден, принадлежащие к различным группам  $\beta$ -стабилизирующих элементов [12, 13].

### **Методика эксперимента**

Объекты исследования — образцы (размером  $10 \times 10 \times 2$  мм) технически чистого титана марки BT1-0 с максимальным содержанием примесей (состав в вес. %: 0,18 Fe; 0,12 O; 0,07 C; 0,04 N; 0,01 H) [14]. Осаждение покрытий хрома и молибдена осуществляли на установке ВУ-2МБС методом конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой при следующих параметрах процесса: ток горения дуги 100 А (осаждение хрома) и 180 А (осаждение молибдена), отрицательное напряжение смещения 120 В (осаждение хрома) и 60 В (осаждение молибдена), время предварительной очистки 1 мин, время нанесения 10 мин. Данные режимы позволяют сформировать покрытия хрома и молибдена толщиной  $\sim 1$  мкм и  $\sim 2,5$  мкм, соответственно.

Обработку сформированных систем “хром – титан” и “молибден – титан” компрессионными плазменными потоками проводили в газоразрядном магнитоплазменном компрессоре (МПК) компактной геометрии [15] в режиме “остаточного газа”, при котором предварительно откаченную вакуумную камеру МПК заполняли рабочим газом (азотом) до давления 400 Па. Длительность разряда составляла  $\sim 100$  мкс, напряжение на накопительной батарее конденсаторов 4 кВ. Плотность энергии, поглощенной образцом за импульс ( $Q$ ), варьировали в диапазоне 13 – 35 Дж/см<sup>2</sup> путем изменения расстояния между образцом и катодом от 12 до 6 см, соответственно. Обработку образцов проводили тремя последовательными импульсами, интервал времени между которыми составлял 20 с.

Морфологию и элементный состав поверхности исследовали с помощью растровой электронной микроскопии на установке LEO1455VP с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором Rontec. С целью выявления микроструктуры образцов проводили химическое травление поперечных шлифов электролитом следующего состава: HF — 0,5 мл, HNO<sub>3</sub> — 2,5 мл, HCl — 1,5 мл, H<sub>2</sub>O — 2,5 мл. Время травления — 5 с.

Распределение элементов по глубине исследовали методом Оже-электронной спектроскопии при пошаговом распылении поверхностного слоя ионами аргона с использованием спектрометра PHI-660. Вследствие того, что спектральные линии LMM Ti и KLL N перекрываются, концентрации азота определяли вычитанием интенсивности линии LMV Ti из суммарной интенсивности линий LMM Ti и KLL N, взятых с соответствующими коэффициентами чувствительности.

Фазовый состав обработанных систем определяли с помощью рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН 4-13 в медном излучении с фокусировкой по Брэггу – Брентано.

Измерение микротвердости проводили методом Виккерса на приборе ПМТ-3 с нагрузкой в диапазоне 0,5 – 2,0 Н, время действия нагрузки составляло 15 с. Трибологические испытания осуществляли на установке ТАУ-1М (по схеме “палец – плоскость”) при возвратно-поступательном движении индентора, изготовленного из твердого сплава ВК8, со скоростью 4 мм/с в условиях сухого трения. Нагрузка на индентор составляла 0,5 Н.

### **Результаты эксперимента и их обсуждение**

Расчеты пространственного распределения температур, проведенные по методике, описанной в

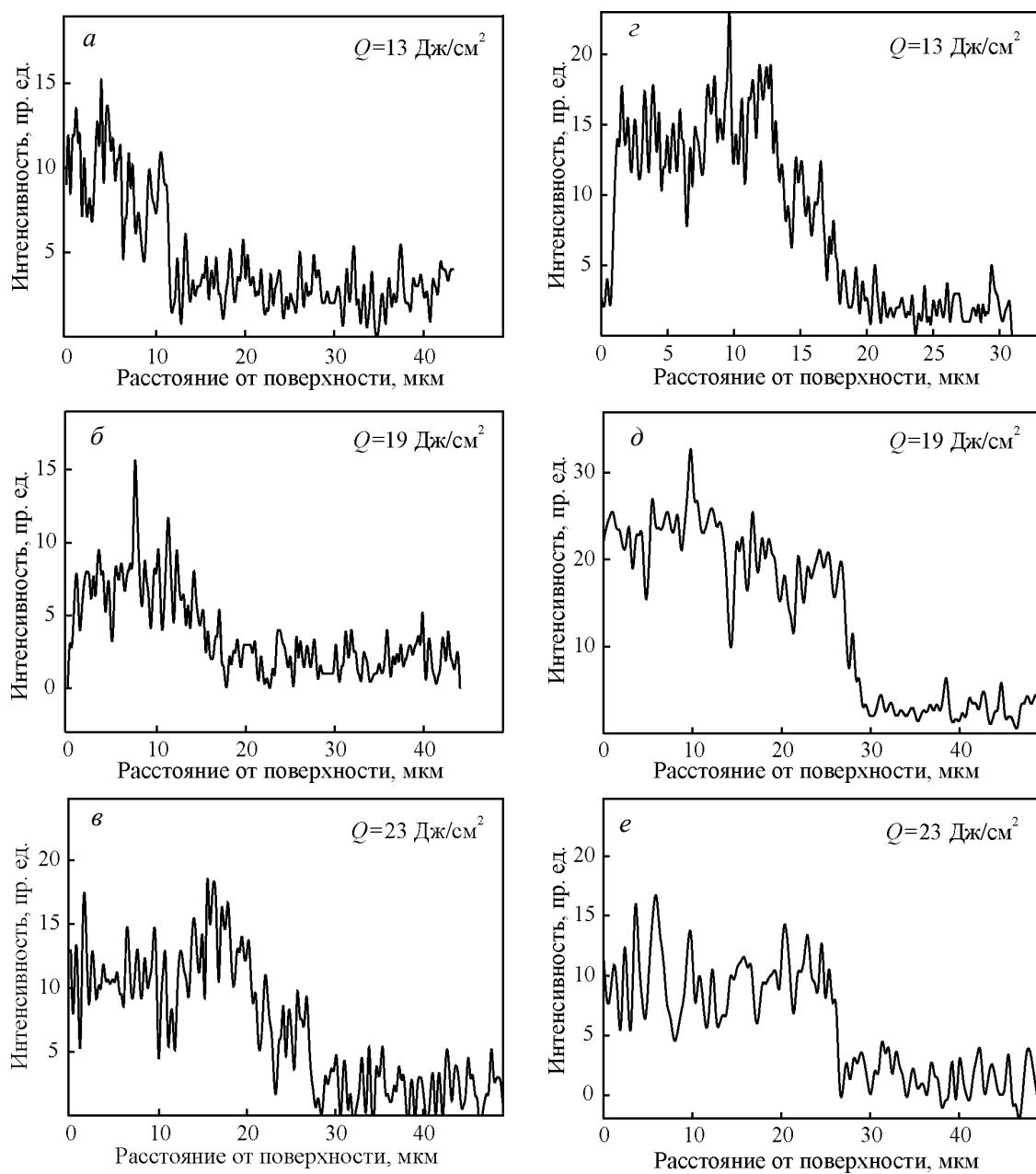


Рис. 1. Распределение характеристического рентгеновского излучения хрома (*a – d*) и молибдена (*e – f*) по глубине поперечного сечения образцов, подвергнутых воздействию КПП.

[16] с учетом параметров исследуемых систем и многократного воздействия, показали, что при обработке КПП с плотностью поглощенной энергии от 13 до 35 Дж/см<sup>2</sup> толщина расплавленного слоя составляет 10 – 20 мкм, а скорость охлаждения  $10^5$  –  $10^7$  К/с.

Конвективное перемешивание элементов покрытия и подложки, поддерживаемое высоким градиентом температур ( $10^7$  –  $10^8$  К/м), обеспечивает проникновение атомов легирующих элементов на

глубину расплавленного слоя. Согласно результатам рентгеноспектрального анализа (рис. 1), увеличение  $Q$  от 13 до 35 Дж/см<sup>2</sup> приводит к уменьшению концентрации легирующих элементов от  $6,8 \pm 1,2$  до  $0,1 \pm 0,1$  ат.% (в случае легирования атомами хрома) и от  $10,7 \pm 1,7$  до  $1,4 \pm 0,4$  ат.% (при легировании атомами молибдена). Снижение концентрации обусловлено увеличением толщины расплавленного слоя, которая, согласно распределению характеристического рентгеновского излучения, увеличивается от

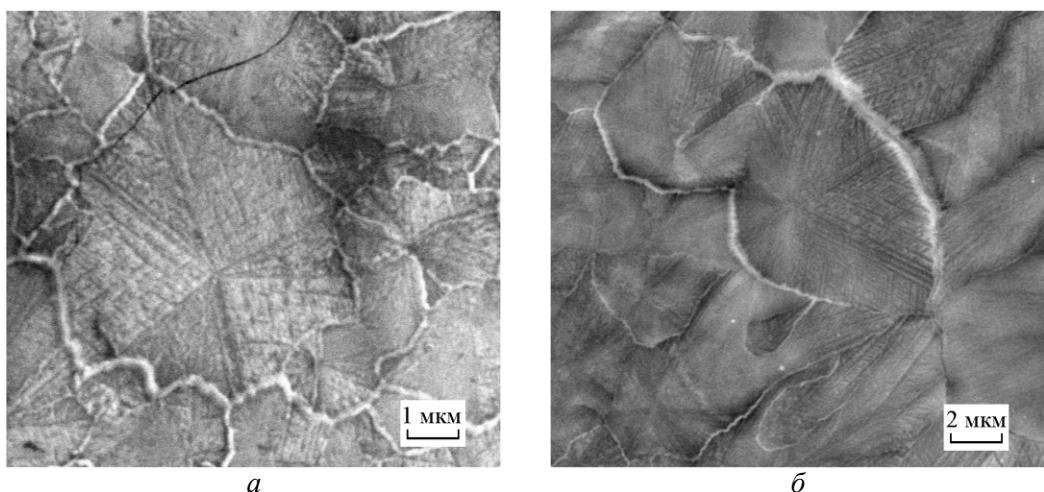


Рис. 2. РЭМ-изображения поверхности образцов системы “хром – титан” (*a*) и системы “мolibден – титан” (*b*) после воздействия КПП с  $Q = 35 \text{ Дж/см}^2$ .

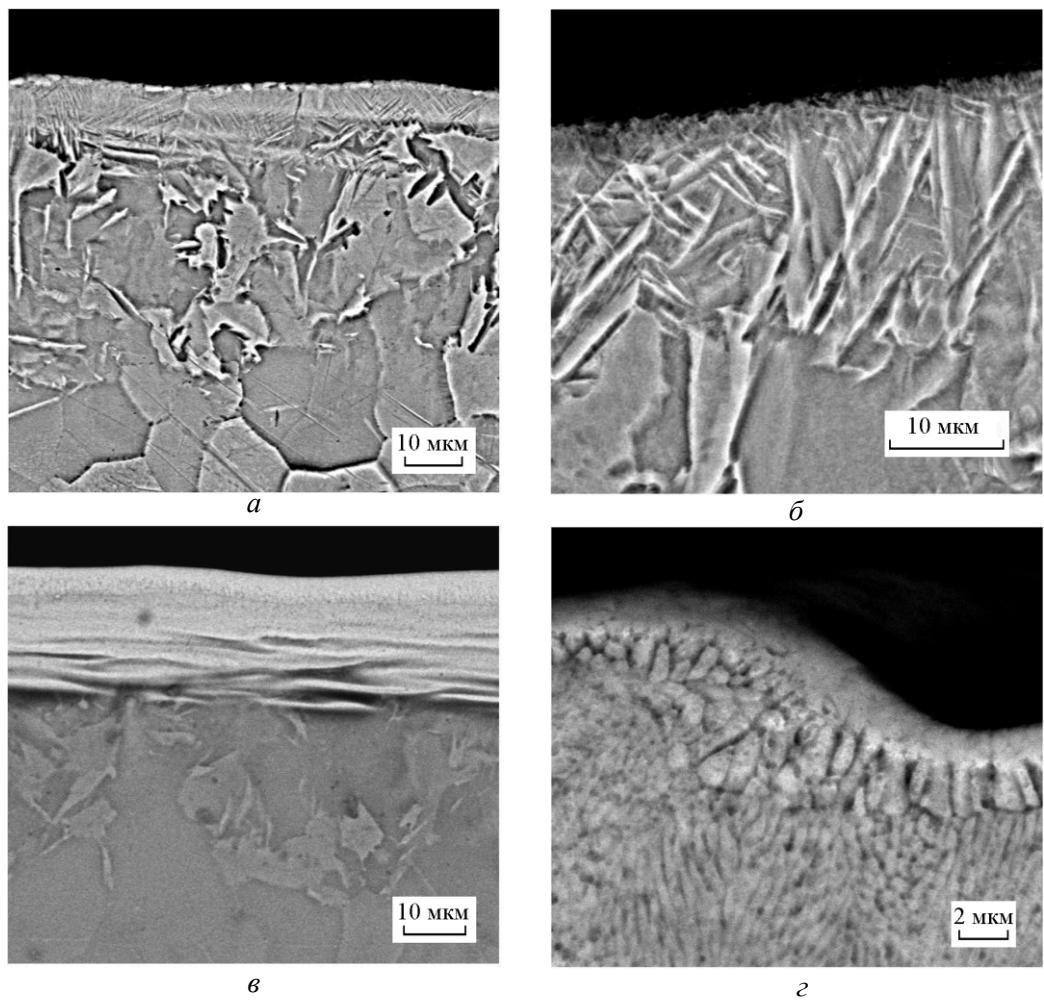


Рис. 3. РЭМ-изображения поперечных сечений образцов системы “хром – титан” (*a*, *b*) и системы “мolibден – титан” (*c*, *d*) после воздействия КПП с  $Q = 19 \text{ Дж/см}^2$ .

11 до 25 мкм (при легировании хромом) и от 15 до 27 мкм (при легировании молибденом).

При изучении морфологии поверхности образцов, обработанных КПП, выявлено образование “ячеек” размером до  $\sim$  3 мкм (рис. 2), которые характеризуются наличием дендритных ветвей, растущих от центра к краям. Отличительная особенность таких “ячеек”— наличие светлых границ вокруг них. Результаты рентгеноспектрального микроанализа показывают, что эти границы формируют топографический, а не элементный контраст, следовательно, можно заключить, что они образуются в результате столкновения фронтов кристаллизации, идущих из соседних центров. Обработка КПП системы “молибден – титан” в атмосфере водорода не приводит к образованию подобных структур, то есть формирование “ячеек” связано с присутствием азота в поверхностном слое титана. Согласно [17], формирование дендритов, растущих вдоль поверхности азотированного титана, связано с образованием  $\delta\text{-TiN}_x$ .

Исследование микроструктуры поперечных шлифов образцов, легированных хромом, позволило выявить многозонную структуру, формирующуюся в результате кристаллизации после плазменного воздействия (рис. 3 $a, b$ ). На поверхности образуется тонкий слой, толщиной около 1 мкм, который, можно связать с формированием нитрида титана. Ниже располагается область с игольчатой структурой зерен (толщина слоя около 10 мкм). Согласно [18] подобная структура содержит мартенситную фазу  $\alpha'\text{-Ti}$ , которая формируется в результате сверхскоростного остывания из  $\beta$ -области с образованием твердого раствора внедрения атомов примесей в решетке  $\alpha\text{-Ti}$ . Толщина слоя, содержащего мартенситную  $\alpha'$ -фазу, коррелирует с глубиной проникновения легирующих элементов, что может указывать на

присутствие в ней этих элементов, а также, возможно, атомов азота (в поверхностном слое). Ниже располагается область толщиной до 30 мкм, характеризующаяся “зубчатой” структурой зерен, которая также образуется в результате сверхбыстрой закалки из  $\beta$ -области, и представляет собой, согласно [19],  $\alpha\text{-Ti}$ , в котором не присутствуют атомы примесей.

Во внутренней области модифицированного слоя титана, легированного атомами молибдена (рис. 3 $c, d$ ), можно выделить два подслоя, отличающихся размером и формой зерен. Внешний подслой (толщина до 3 мкм) характеризуется столбчатыми зернами со средним поперечным размером около 1 мкм. Толщина этого подслоя уменьшается с увеличением плотности поглощенной энергии. Ниже располагается подслой, характеризующийся пластинчатыми зернами, поперечный размер которых составляет 0,5 мкм. Игольчатая структура наблюдается при воздействии КПП с  $Q$  от 23 до 35 Дж/см<sup>2</sup>. Отличительной особенностью микроструктуры как в случае легирования хромом, так и в случае легирования молибденом при этих режимах является наличие внешнего слоя в виде дендритов, растущих вглубь образца (рис. 4 $a, b$ ).

При легировании поверхности титана атомами хрома методом рентгеноструктурного анализа выявлено формирование твердого раствора  $\beta\text{-Ti(Cr)}$  (рис. 5 $a$ ). Критическая концентрация хрома, позволяющая стабилизировать  $\beta\text{-Ti}$  при комнатной температуре, составляет 8,4 ат. % [20]. Согласно данным элементного анализа, концентрация хрома в поверхностном слое ( $6,8 \pm 1,2$  ат.%) меньше этой величины уже при минимальной плотности энергии, даже с учетом погрешности. Однако локальные неоднородности в распределении хрома могут приводить к появлению областей, в которых концентрация хрома будет соответствовать критической.

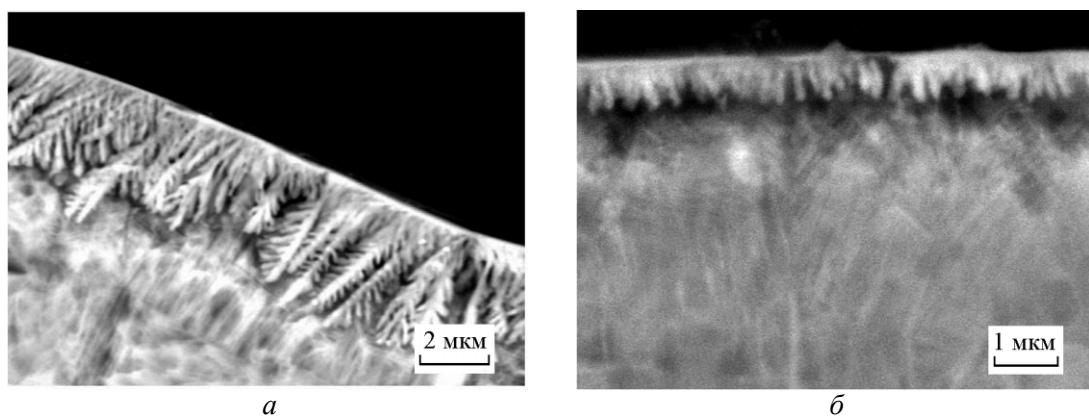


Рис. 4. РЭМ-изображение поперечных сечений образцов системы “хром – титан” (a) и системы “молибден – титан” (b) после воздействия КПП с  $Q = 35$  Дж/см<sup>2</sup>.

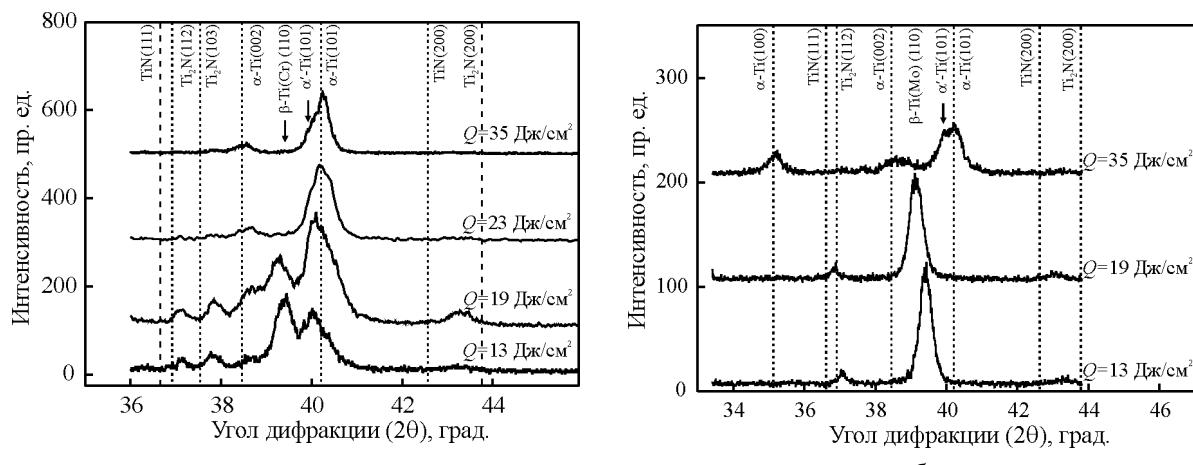


Рис. 5. Участки рентгенограмм образцов систем “хром – титан” (а) и “молибден – титан” (б), после воздействия КПП с различной плотностью поглощенной энергии.

При увеличении  $Q$  от 13 до 19  $\text{Дж}/\text{см}^2$  происходит смещение дифракционного максимума  $\beta$ - $\text{Ti}(\text{Cr})$  ( $2\theta = 39,3^\circ$ ) в сторону меньших углов, то есть к положению дифракционной линии (110) нелегированного  $\beta$ - $\text{Ti}$ , что связано с уменьшением концентрации атомов хрома. При изменении  $Q$  от 23 до 35  $\text{Дж}/\text{см}^2$  стабилизация  $\beta$ - $\text{Ti}$  не происходит вследствие снижения содержания атомов хрома существенно ниже критического значения.

Помимо дифракционной линии (110)  $\beta$ - $\text{Ti}$  при всех используемых режимах воздействия КПП наблюдается дифракционная линия при  $2\theta = 40,2^\circ$ , которая представляет собой, согласно Фурье-анализу, суперпозицию линий (101)  $\alpha$ - $\text{Ti}$  и  $\alpha'$ - $\text{Ti}$ . Сравнение относительных интенсивностей этих линий позволяет заключить, что при повышении плотности поглощенной энергии уменьшается содержание  $\alpha'$ - $\text{Ti}$  фазы, что обусловлено уменьшением концентрации примесных атомов в ГПУ решетке титана.

В случае легирования молибденом в диапазоне  $Q$  от 13 до 19  $\text{Дж}/\text{см}^2$   $\beta$ - $\text{Ti}$  формируется во всем анализируемом слое (7 мкм) без остаточной  $\alpha$ -фазы (рис. 5б). При этих режимах обработки концентрация молибдена в поверхностном слое (9 – 11 ат. %) превышает критическую концентрацию 5,8 ат. % [20]. Как и в случае легирования хромом, дифракционная линия (110)  $\beta$ - $\text{Ti}$  смещается в сторону меньших углов вследствие уменьшения концентрации легирующего элемента. При  $Q = 35 \text{ Дж}/\text{см}^2$  концентрация молибдена уменьшается до ~1 ат. %. В результате, при данном режиме обработки на рентгенограмме наблюдаются дифракционные рефлексы только от  $\alpha$ - $\text{Ti}$  и  $\alpha'$ - $\text{Ti}$ .

Дифракционные линии, соответствующие  $2\theta = 37,1^\circ$ ;  $37,8^\circ$  и  $43,2^\circ$  могут быть отнесены к нитридам

титана, так как они отсутствуют при воздействии КПП с аналогичными режимами обработки в атмосфере водорода (рис. 6). Однако угловые положения этих линий не соответствуют табличным данным для  $\delta$ - $\text{TiN}_x$  и  $\epsilon$ - $\text{Ti}_2\text{N}$  фаз. При легировании молибденом наблюдается корреляция между угловым положением соответствующих линий и концентрацией легирующего элемента (рис. 5б). С уменьшением концентрации молибдена происходит сдвиг дифракционных линий в области  $37,1^\circ$  и  $43,2^\circ$  к угловым положениям линий  $\delta$ - $\text{TiN}_x$ . Это позволяет отнести эти дифракционные линии к твердым растворам  $(\text{Ti},\text{Cr})\text{N}$  и  $(\text{Ti},\text{Mo})\text{N}$  на основе  $\delta$ - $\text{TiN}_x$ . Дифракционный максимум при  $2\theta = 37,8^\circ$ , наблюдающийся в случае легирования хромом, вероятнее всего может быть отнесен к нитриду  $\epsilon$ - $\text{Ti}_2\text{N}$ , формирующемуся в

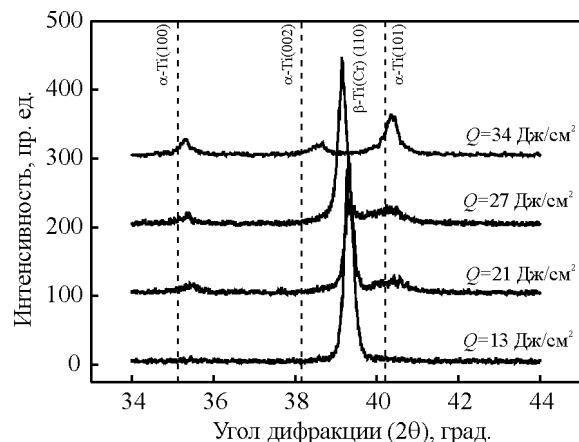


Рис. 6. Участки рентгенограмм от образцов системы “молибден – титан”, после воздействия КПП, генерируемых в атмосфере водорода, с различной плотностью поглощенной энергии.

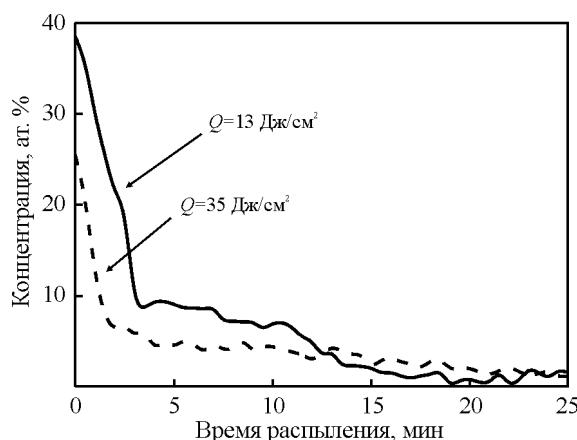


Рис. 7. Профили распределения азота в образцах системы “хром – титан” после воздействия КПП с различной плотностью поглощенной энергии.

результате эвтектоидного распада  $\text{TiN}_x$ , с меньшим параметром решетки.

Снижение относительного содержания нитридов с повышением плотности поглощенной энергии согласуется с данными элементного анализа (рис. 7). Как видно из рисунка, увеличение плотности поглощенной энергии приводит к уменьшению концентрации азота в поверхностном слое.

Формирование фазы на основе  $\delta\text{-TiN}_x$  в поверхностном слое позволяет объяснить существование внешнего дендритного слоя, растущего перпендикулярно поверхности в объем образца (рис. 4). Аналогичную дендритную структуру наблюдали в [21] при лазерной обработке титана в атмосфере азота. Направление роста дендритов связывали с формированием  $\delta\text{-TiN}_x$ , имеющего высокую температуру плавления (кристаллизации). Это обуславливает образование центров кристаллизации на поверхности и, как следствие, существование не только фронта кристаллизации, идущего из объема образца к поверхности, но и фронта кристаллизации, направленного от поверхности вглубь образца. Сравнение изображений поверхности и поперечных сечений (рис. 2 и 4) показывает, что фронт кристаллизации, идущий от сформированного на поверхности центра кристаллизации, может распространяться как вдоль поверхности, так и перпендикулярно ей — вглубь образца. Следовательно, внешний подслой столбчатых кристаллов, наблюдающийся при легировании молибденом (рис. 3 $\sigma$ ), а также дендритный слой (рис. 4) могут быть результатом развития фронта кристаллизации, распространяющегося в объем образца.

Описанные выше изменения структуры и фазового состава системы “хром – титан” после воздействия КПП приводят к модификации механических

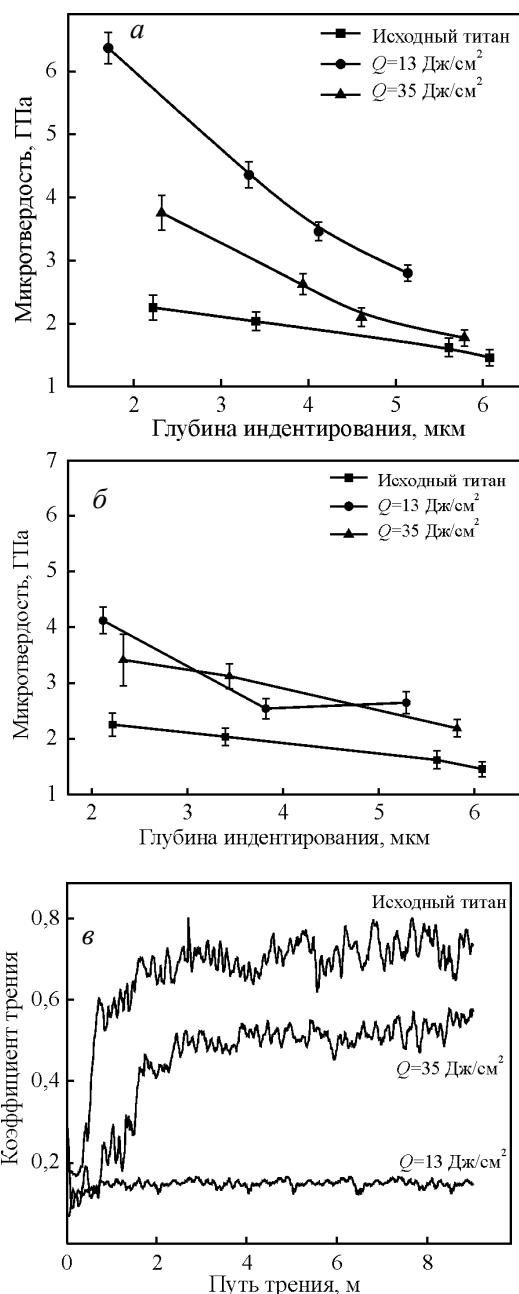


Рис. 8. Микротвердость поверхностного слоя титана, легированного атомами хрома (а) и молибдена (б), и коэффициент трения (в) титана, легированного атомами хрома, в зависимости от плотности поглощенной энергии.

свойств поверхностного слоя (рис. 8 $a$ ). Наблюдается увеличение микротвердости в поверхностном слое толщиной до 5 мкм. Наибольшее увеличение микротвердости (до 6,4 ГПа) происходит при обработке КПП с  $Q = 13 \text{ Дж/см}^2$ , что может быть связано с присутствием поверхностного нитрида, а

также наибольшим содержанием  $\beta$ -Ti и  $\alpha'$ -Ti. Дальнейшее увеличение  $Q$  приводит к уменьшению концентрации этих фаз и снижению микротвердости до 3,8 ГПа в поверхностном слое до 2 мкм (при  $Q = 35 \text{ Дж}/\text{см}^2$ ). Для этого режима обработки увеличение микротвердости, по сравнению с исходным образцом титана, на глубине до 4 мкм, по-видимому, обеспечивается  $\alpha'$ -Ti(N) фазой, поскольку концентрация хрома не превышает 1 ат.%

Обработка КПП системы “молибден – титан” также приводит к повышению микротвердости поверхностного слоя (рис. 8б), однако максимальное значение, достигаемое в этом случае, составляет 4,2 ГПа в слое  $\sim 2$  мкм. Увеличение плотности поглощенной энергии не приводит к изменению микротвердости, то есть, в случае легирования молибденом в исследуемом диапазоне режимов, присутствие нитрида не оказывает влияния на величину микротвердости. Отличие в поведении микротвердости для случаев легирования хромом и молибденом может быть связано как с разным фазовым составом объема легированного слоя (для хрома —  $\alpha$ -Ti,  $\alpha'$ -Ti и  $\beta$ -Ti, для молибдена —  $\beta$ -Ti), так и с различными модификациями нитридов, формирующими в поверхностном слое (для хрома —  $\epsilon$ -(Ti,Cr)<sub>2</sub>N и  $\delta$ -(Ti,Cr)N<sub>x</sub>, для молибдена —  $\delta$ -(Ti,Mo)N<sub>x</sub>).

Проведенные трибологические испытания на образцах системы «хром – титан» показали (рис. 8в), что обработка КПП с  $Q = 13 \text{ Дж}/\text{см}^2$  приводит к снижению коэффициента трения до значения 0,15, а при обработке с  $Q = 35 \text{ Дж}/\text{см}^2$  коэффициент трения составляет 0,5 (до воздействия КПП коэффициент трения у титана был равным 0,7). Согласно данным фазового анализа, увеличение плотности поглощенной энергии приводит к снижению относительного содержания  $\beta$ -Ti и нитридов титана, следовательно, именно эти фазы оказывают преимущественное влияние на трибологические свойства поверхностного слоя. Анализ треков износа показал, что во всех случаях имеет место абразивный износ, однако с увеличением плотности поглощенной энергии возрастает степень адгезионного износа, что согласуется с результатами измерения микротвердости. Обработка системы “молибден – титан” КПП с  $Q = 13 – 35 \text{ Дж}/\text{см}^2$  не приводит к снижению коэффициента трения.

## **Выводы**

1. Воздействие компрессионных плазменных потоков с плотностью поглощенной энергии  $13 – 35 \text{ Дж}/\text{см}^2$  на титан с предварительно нане-

сенными покрытиями хрома (толщиной 1 мкм) и молибдена (толщиной 2,5 мкм) приводит к формированию поверхностного легированного слоя толщиной 11 – 27 мкм, содержащего фазы  $\alpha$ -Ti,  $\alpha'$ -Ti и  $\beta$ -Ti, объемная доля которых определяется концентрацией легирующего элемента и параметрами обработки.

2. Повышение плотности поглощенной энергии ведет к увеличению толщины легированного слоя и, как следствие, к уменьшению концентрации легирующего элемента. В исследуемом диапазоне режимов обработки концентрация молибдена варьируется в диапазоне 10,7 – 1,4 ат.%, а хрома 6,8 – 0,1 ат.%. Стабилизация  $\beta$ -Ti происходит в случае, если концентрация легирующего элемента больше или сравнима с величиной критической концентрации, наблюдаемой в равновесных условиях.

3. Использование азота в качестве плазмообразующего вещества обуславливает насыщение поверхности титана атомами азота и формирование нитридов. С увеличением плотности поглощенной энергии концентрация азота в поверхностном слое уменьшается. Формирование нитрида на основе  $\delta$ -TiN<sub>x</sub> обуславливает существование дополнительного фронта кристаллизации, одна из составляющих которого направлена вглубь образца.

4. Легирование титана с помощью компрессионных плазменных потоков позволяет увеличить микротвердость в 1,5 – 2,5 раз и уменьшить коэффициент трения в случае легирования хромом в 4,6 раза.

*Авторы выражают благодарность В. А. Ухову за помощь в получении Оже-спектров, а также И. Н. Румянцевой за помощь в приготовлении попечных шлифов. Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант №Ф09М-068).*

## **Литература**

1. Zhecheva A., Malinov S., Sha W. Titanium alloys after surface gas nitriding. Surf. and Coat. Technol., 2006, v. 201, p. 2467 – 2474.
2. Liu X., Chu P.K., Ding Ch. Surface modification of titanium, titanium alloys and related materials for biomedical applications. Mater. Sci. and Eng. R., 2004, v. 47, p. 49 – 121.
3. Oliveira N.T.C., Guastaldi A.C. Electrochemical stability and corrosion resistance of Ti – Mo alloys for biomedical applications. Acta Biomater., 2009, v. 5, p. 399 – 405.
4. Teixeira J.D.C., Appolaire B., Aeby-Gautier E., Denis S., Bruneseaux F. Modeling of the effect of the  $\beta$  phase deformation on the  $\alpha$  phase precipitations in near- $\beta$  titanium alloys. Acta Mater., 2006, v. 54, p. 4261 – 4271.

5. Zhecheva A., Sha W., Malinov S., Long A. Enhancing the microstructure and properties of titanium alloys through nitriding and other surface engineering methods. *Surf. and Coat. Technol.*, 2005, v. 200, p. 2192 – 2207.
6. Matsuura K., Kudoh M. Surface modification of titanium by a diffusional carbo-nitriding method. *Acta Mater.*, 2002, v. 50, p. 2693 – 2700.
7. Manova D., Gerlah J.V., Neumann H., Assmann W., Mandl S. Phase formation in Ti after high fluence/high temperature nitrogen implantation. *Nucl. Inst. and Meth. in Phys. Res. B*, 2006, v. 242, p. 282 – 284.
8. He Zh., Wang Zh., Wang W., Fan A., Xu Zh. Surface modification of titanium alloy Ti6Al4V by plasma niobium alloying process. *Surf. and Coat. Technol.*, 2007, v. 201, p. 5705 – 5709.
9. Tsuji N., Tanaka S., Takasugi T. Effect of combined plasma-carburizing and shot-peening on fatigue properties of Ti – 6 Al – 4 V alloy. *Surf. and Coat. Technol.*, 2009, v. 203, p. 1400 – 1405.
10. Cherenda N.N., Uglov V.V., Anishchik V.M., Stalmashonak A.K., Astashinski V.M. Structure-phase transformations in high-speed steel treated by compression plasma plasma. *Vacuum*, 2005, v. 78, p. 483 – 487.
11. Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., Stalmashonak A.K., Astashinski V.M., Mishchuk A.A. Formation of alloying layers in a carbon steel by compression plasma flows. *Vacuum*, 2007, v. 81, p. 1341 – 1344.
12. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3-х т.: Т. 2. Под общ. ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997, 1024 с.
13. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3-х т.: Т. 3 № 1. Под общ. ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997, 872 с.
14. Свойства элементов. Справочник. Под общ. ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1985, 672 с.
15. Асташинский В.М., Баканович Г.И. и др., Инж.-физич. журнал., 1992, т. 62, с. 386 – 390.
16. Uglov V.V., Anishchik V.M., Cherenda N.N., Stalmashonak A.K., Astashinski V.M., Kuzmickii A.M., Punko A.V. Compression plasma flow interaction with titanium-on-steel system: structure and mechanical properties. *High Technol. Plasma Proc.*, 2004, v. 8, p. 605 – 615.
17. Lima M.S.F., Folio F., Mischler S. Microstructure and surface properties of laser-remelted titanium nitride coatings on titanium. *Surf. and Coat. Technol.*, 2005, v. 199, p. 83 – 91.
18. Носова Г.Н. Фазовые превращения в сплавах титана. М.: Металлургия, 1968, 181 с.
19. Макквиллен М.К. Фазовые превращения в титане и его сплавах. М.: Металлургия, 1967, 75 с.
20. Титановые сплавы в машиностроении. Под ред. Г.И. Капырина. Л.: Машиностроение, 1977, 248 с.
21. Carpene E., Shinn M., Schaaf P. Synthesis of highly oriented  $TiN_x$  coatings by free-electron laser processing of titanium in nitrogen gas. *Appl. Phys. A.*, 2005, v. 80, p. 1707 – 1710.

**Углов Владимир Васильевич** — Белорусский государственный университет, физический факультет (г. Минск), доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом, защитных покрытий и радиационного материаловедения. E-mail: [Uglov@bsu.by](mailto:Uglov@bsu.by).

**Черенда Николай Николаевич** — Белорусский государственный университет, физический факультет (г. Минск), кандидат физико-математических наук, доцент. Специалист в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом и радиационного материаловедения. E-mail: [Cherenda@bsu.by](mailto:Cherenda@bsu.by).

**Шиманский Виталий Игоревич** — Белорусский государственный университет, физический факультет (г. Минск), студент. Специалист в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом.

**Шостак Наталья Викторовна** — Белорусский государственный университет, физический факультет (г. Минск), студентка. Специалист в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом.

**Асташинский Валентин Миронович** — Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Беларусь (г. Минск), доктор физико-математических наук, заведующий сектором физики плазменных ускорителей. Специалист в области физики плазмы и плазменных ускорителей. E-mail: [ast@imaph.bas-net.by](mailto:ast@imaph.bas-net.by).

**Кузьмицкий Антон Михайлович** — Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Республики Беларусь (г. Минск), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области физики плазмы и плазменных ускорителей.