

Влияние поверхностной модификации пучками ионов кремния на микроструктуру и химический состав приповерхностных слоев никелида титана

**С. Г. Псахье, А. И. Лотков, С. Н. Мейснер, Л. Л. Мейснер,
В. П. Сергеев, А. Р. Сунгатулин**

Изучены закономерности изменения химического состава и микроструктуры никелида титана после воздействий на его поверхность потоками ионов кремния в режиме высокодозовой ионной имплантации. Показано, что воздействие пучками ионов кремния на поверхность сплава TiNi приводит к формированию оксидного слоя в ~6 раз большей толщины, чем у исходного сплава, с содержанием кислорода в нем на ~20 % больше, чем до ионно-пучковой обработки, и обедненного никелем вплоть до его отсутствия в приповерхностном слое облученного образца толщиной около 20 нм. Исследования методами дифракции обратнорассеянных электронов приповерхностной зоны под облученной поверхностью в образцах никелида титана показали, что под действием пучков ионов кремния имеет место фрагментация приповерхностной части отдельных зерен фазы B2, выходящих на поверхность, с образованием зеренно-субзеренной структуры с уменьшением размеров фрагментов (зерен) до 5 – 15 мкм. Высказано предположение о влиянии ориентации зерна на выявленный эффект.

Ключевые слова: Никелид титана, модификация поверхности, кремний, высокодозовая ионная имплантация, дифракция обратнорассеянных электронов, фрагментация приповерхностной микроструктуры.

The work purpose is to study regularities variation of the nickel titanium chemical composition and a microstructure after silicon ion beam surface modification by the high-dose ion implantation. It is shown that impacts by silicon ion beams on a surface of the TiNi alloy leads to formation of an oxide layer in ~6 times thicker, than an initial alloy thickness. The concentrate of oxygen on the surface became ~20% larger, than it was before the ion-modification. The concentration of nickel on the surface is depleted with it's totally absence on the surface of the irradiated samples. The subsurface modified layer was investigated by the electron backscatter diffraction technique of the TiNi samples. It was found that after the silicon ion beam impact the subsurface of the individual grains of the B2 phase becomes fragmented, with the substructure grain formation and with the grain fragments decreases up to 5 – 15 μm . The suggestion is given about the influence of the B2 phase grain orientation on the revealed effect.

Key words: Nickel Titanium, surface modification, silicon, high-dose ion implantation, electron backscattering diffraction, fragmentation of the subsurface microstructure.

Введение

Сплавы на основе никелида титана обладают высокими прочностными и упруго-пластическими характеристиками, проявляя способность накапливать значительные неупругие деформации (4 – 6 %) и обратимо их возвращать без разрушения, известную как эффекты памяти формы или сверхэластичности [1]. Благодаря этим свойствам данные сплавы нашли широкое применение в медицине для изготовления

имплантатов. Для повышения биосовместимости имплантатов из никелида титана, контактирующих с кровью, достаточно обеспечить свойства биосовместимости на поверхности имплантата или в его тонких поверхностных слоях. Одним из эффективных методов улучшения физико-химических и механических свойств поверхностей имплантатов, а также повышения их биосовместимости, является модификация металлической поверхности потоками ионов средних энергий, обеспечивающая поверхностное легирова-

ние материала одним или несколькими выбранными химическими элементами [2]. Выбор химического элемента для поверхностного легирования играет важную роль для обеспечения высокой биосовместимости имплантата. Показано [3–6], что кремний является перспективным химическим элементом для повышения биосовместимости металлических материалов путем поверхностного легирования. Однако влияние поверхностного легирования кремнием на изменение микроструктуры приповерхностных слоёв сплава после ионной модификации изучено недостаточно.

Известно [2, 7, 8], что ионно-пучковые воздействия приводят к фрагментации микроструктуры материала в зоне облучения. Если ионные пучки являются высокоэнергетическими (с энергией ионов $E \geq 1 - 3$ МэВ), то глубина слоя с модифицированной (фрагментированной) микроструктурой может достигать десятков микрометров. Считается [8], что если использовать ионные пучки средних энергий, то глубина слоя с модифицированной микроструктурой не должна превышать 1–2 мкм. Согласно [9], легирование титана малыми количествами (не более 2 ат.%) кремния приводит к существенному повышению прочности твердого раствора Ti–Si. В соответствии с вышесказанным, можно ожидать, что использование ионов кремния со средними энергиями ионов в пучке ($E \sim 60$ кэВ) приведет как к упрочнению поверхностного слоя никелида титана, так и к фрагментации его микроструктуры.

Цель данной работы — изучение закономерностей изменения химического состава и микроструктуры приповерхностных слоёв никелида титана после воздействий на них потоками ионов кремния в режиме высокодозовой ионной имплантации.

Материалы, методы поверхностной обработки и исследований

Образцы для исследований были вырезаны из прутка сплава на основе никелида титана (далее — образцы NiTi) в виде плоских пластин размерами $1,6 \times 10 \times 15$ мм. Исходные поверхности всех образцов были приготовлены единообразно тремя методами: 1 — химического травления (ХТ) в растворе кислот (3 ч. $\text{HNO}_3 + 1$ ч. HF) для снятия наружного оксидного слоя; 2 — механической шлифовки (МШ) до “зеркального блеска” на шлифовальном станке Saphir 550 (ATM GMBH, Германия) с постепенным уменьшением зернистости абразива до $1,2 \pm 0,3$ мкм; 3 — электролитической полировки (ЭП) в растворе кислот (3 ч. $\text{CH}_3\text{COOH} + 1$ ч. HClO_4).

Ионную модификацию поверхностей образцов проводили на ионном имплантере “ДИАНА-3” с

применением импульсных однокомпонентных пучков ионов кремния в условиях безмасляной откачки и высокого вакуума ($\sim 10^{-4}$ Па) в режиме высокодозовой ионной имплантации [7, 8]. Для выявления эффектов, связанных с изменением микроструктуры под облучаемой поверхностью, в том числе с фрагментацией исходной зеренной структуры, использовали обработку пучками ионов Si с флюенсом $D = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ при среднем значении ускоряющего напряжения 60 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Температура образцов в процессе ионной имплантации не превышала 373–424 К. Образцы с поверхностным слоем, модифицированным ионами кремния, далее обозначены NiTi–Si.

Изучение химического (элементного) состава и микроструктуры поверхностных слоёв образцов проводили на оборудовании ЦКП “НАНОТЕХ” ИФПМ СО РАН и НИИ ЯФ ТПУ. Морфологию поверхности исследовали методами растровой электронной микроскопии (РЭМ, Zeiss EVO 50, Германия) и оптической микроскопии (ОМ) с использованием дифференциально-интерференционного контраста (ДИК) на микроскопе (Axiovert 200 MAT, Zeiss, Германия). Послойный элементный анализ образцов с модифицированными поверхностями проводили методом электронной Оже-спектроскопии (ЭОС) на спектрометре “Шхуна-2” (ТПУ, Россия). Диаметр зондирующего пучка электронов составлял ~ 1 мкм с энергией электронов ~ 3 кэВ. При регистрации Оже-спектров электронный пучок разворачивался в растр 10×10 мкм². Энергетическое разрешение анализатора составляло 0,7 %. Для послойного распыления материала мишени использовали пучок ионов аргона с энергией ионов 3 кэВ, диаметром 1 мм. Скорость распыления материала мишени составляла 2–3 нм/мин.

Исследования изменения микроструктуры приповерхностного слоя сплава NiTi до и после имплантации ионов кремния проводили на растровом электронном микроскопе EVO 50 (Zeiss, Германия) с использованием метода анализа дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ (HKL EBSD) Oxford Instruments, Великобритания) [10]. Чтобы выявить изменения в микроструктуре никелида титана после ионной имплантации, образцы были приготовлены в виде параллелепипедов, ориентированных относительно внешней системы координат (привязанной к оси прутка, из которого образцы изготавливались) так, как показано на рис. 1. Детальному изучению особенностей микроструктуры на поверхности подвергали как плоскости $\pi_{\perp}$, перпендикулярные продольной оси прутка (поперечный шлиф), так и плоскости $\pi_{\parallel}$ — параллельные этой оси (продольный

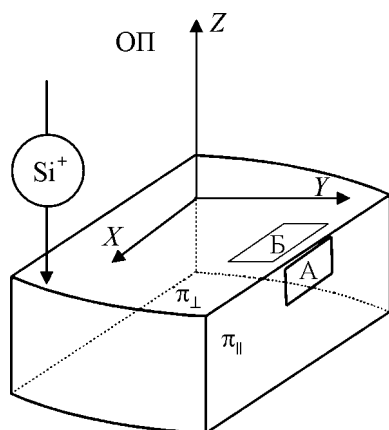


Рис. 1. Схема расположения областей "А" и "Б" на поверхности образца относительно внешней системы координат $\{X, Y, Z\}$, направлений оси прокатки (ОП) прутка и пучка ионов кремния, в которых проведены исследования микроструктуры сплава NiTi методом ДОО. Стороны образца: $\pi_{\perp}$ — перпендикулярная НП и $\pi_{\parallel}$ — параллельная НП.

шлиф). На рисунке схематически показаны области А и Б на поверхностях образцов, с которых получали картины микроструктуры методом ДОО. Кроме того, для получения качественных картин ДОО необходимым условием является специальная подготовка поверхности образца, которая включает в себя следующие условия: поверхность должна быть плоской с шероховатостью $Ra < 0,1$ мкм (класс 10) и на ней не должно быть оксидных плёнок.

Результаты исследований и их обсуждение

Распределение химических элементов в поверхностном слое никелида титана до и после модификации ионами кремния

Концентрационные профили распределения основных химических элементов в поверхностном слое сплава TiNi, полученные методом ЭОС сразу после электролитической полировки до облучения поверхности образца пучками ионов кремния приведены на рис. 2а. Согласно этим данным, толщина оксидного слоя на основе (Ti,Ni) с высокой концентрацией кислорода (~50 ат.%) составляет 1–2 нм. Ниже этого слоя концентрация кислорода резко уменьшается так, что на глубине 10–20 нм его содержание не превышает 5 ат.%.

После облучения приповерхностных слоёв образца NiTi пучками ионов кремния в них произошло перераспределение основных и имплантированных химических элементов. Так, профиль концентрационного распределения атомов кремния

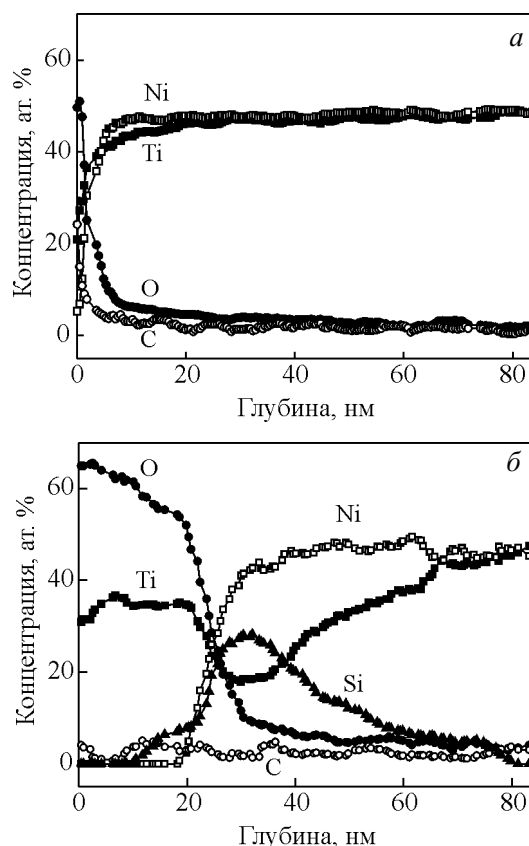


Рис. 2. ЭОС профили распределения концентрации основных элементов в поверхностном слое образца NiTi до (а) и после (б) ионной модификации кремнием с флюенсом $D = 5 \cdot 10^{17}$ см⁻².

по глубине $C_{Si}(h)$ характеризуется кривой с максимумом при $C_{Si} \approx 30$ ат.%, расположенным на глубине ~30 нм от поверхности (рис. 2б), а сам слой, с повышенным содержанием атомов кремния, имеет толщину $\Delta h \approx 70$ нм.

Как видно из рис. 2б, после ионных воздействий концентрация кислорода в поверхностном слое увеличилась, а толщина слоя с $C_O > 10$ ат.% в ~6 раз превысила толщину такого же слоя у этих образцов до ионной обработки. Это связано с тем, что в процессе ионной модификации, как известно [7, 11, 12], помимо основных внедряемых ионов (в нашем случае ионы Si), в поверхностный слой попадают атомы примесей внедрения — кислород, углерод, азот, присутствующие в атмосфере рабочей камеры или адсорбированные на поверхности облучаемого образца (мишени). В процессе ионно-пучкового воздействия, вследствие атомного перемешивания поверхностных и внутренних слоев и радиационно-стимулированной диффузии, ионы этих элементов попадают в приповерхностный слой и распреде-

ляются в нем, участвуя в формировании неравно-
весных структурно-фазовых состояний.

Особого внимания заслуживают особенности перераспределения атомов никеля в ионно-модифицированном слое. Из рис. 2б видно, что в слое толщиной ~ 20 нм, выходящем на поверхность, атомы никеля отсутствуют. Под этим слоем их концентрация начинает нарастать и достигает исходной величины на глубине ~ 60 нм. Иными словами, ионно-пучковое воздействие привело к формированию в образцах NiTi с облученной стороны обедненного атомами никеля поверхностного слоя суммарной толщиной ~ 60 нм. В целом, в ионно-модифицированных образцах состав и распределение химических элементов приближаются к составу исходного образца на глубине ~ 90 нм от облученной поверхности.

Однозначного ответа в литературе о причинах данного эффекта нет. Считают, например, что этот эффект обусловлен “выдавливанием” никеля в нижерасположенную область остаточных растягивающих упругих напряжений [13] или с селективным распылением никеля в процессе ионного облучения [14]. На наш взгляд, который основан на результатах исследований [15–17] и впервые высказан в [18], одним из главных факторов обеднения поверхностных слоев никелем под воздействием ионных пучков является различие энергий образования вакансий (E_v) на подрешетках титана и никеля в В2-фазе никелида титана. В [16, 17] методом электронно-позитронной аннигиляции измерены энергии образования вакансий (E_v) на этих подрешетках, которые составляют величины $E_v^{\text{Ti}} = 0,97 \pm 0,05$ эВ и $E_v^{\text{Ni}} = 0,78 \pm 0,02$ эВ. Согласно приведенным в этих работах данным, при температуре 400 К (в области стабильности В2-фазы) концентрация равновесных вакансий на подрешетке никеля оказалась значительно (в 1000 раз) выше, чем на подрешетке титана: $C_v^{\text{Ni}} = 10^{-9}$ и $C_v^{\text{Ti}} = 10^{-12}$, соответственно. Авторы сделали вывод, что механизм диффузии в NiTi имеет вакансионную природу. Поскольку диффузионная подвижность атомов в атомно-упорядоченной системе зависит от концентрации вакансий на ее отдельных подрешетках, из приведенных результатов следует, что атомы никеля имеют преимущество и являются более подвижными, по сравнению с атомами титана, в силу большей концентрации вакансий на своей подрешетке. С другой стороны, результатом взаимодействия пучков ионов с твердым телом является формирование сильнонеравновесных структурно-фазовых состояний в прилежащем к облучаемой поверхности слое с высокой концентрацией в нем радиационных дефектов (внедренных атомов, смещений первично и вторично выбитых

атомов мишени, вакансий и пар “вакансия – межузельный атом”, дислокаций и дислокационных петель и др. [19]). Так как коэффициент диффузии атомов пропорционален концентрации дефектов, дополнительная их концентрация будет приводить к усилению диффузионных процессов, называемому радиационно-ускоренной диффузией. В этом случае при дрейфе вакансий к стокам, в первую очередь к поверхности твердого тела, должна наблюдаться и восходящая диффузия мигрирующих по вакансионным узлам атомов (титана и никеля) в противоположных от поверхности направлениях [19]. В случае сплава NiTi, большая подвижность атомов никеля должна проявляться в виде возрастающей по глубине зависимости концентрации никеля $C_{\text{Ni}}(h)$ от минимально возможного значения на облученной поверхности образца. Вытекающий из проведенных рассуждений вывод совпадает не только с экспериментальными результатами данной работы (рис. 2б), но и с аналогичными результатами, полученными ранее в наших [2, 3, 18] и других [13, 14] работах.

Влияние воздействия ионными пучками кремния на микроструктуру приповерхностного слоя никелида титана

Исследования исходной микроструктуры сплава TiNi в приповерхностной области образца методами оптической и растровой электронной микроскопии показали (рис. 3), что до ионно-плазменных обработок образцы имели типичную микроструктуру экструдированного прутка, состоящую из смеси крупных (средний размер зерна 70–100 мкм) и более мелких зёрен (средний размер зерна 20–50 мкм) основной фазы В2, мелкодисперсных включений фазы Ti₂Ni (средний размер частиц 0,5–3 мкм). Анализ формы и оценка размеров зёрен фазы В2 в двух взаимно перпендикулярных сечениях образца (вдоль и поперек оси прокатки (ОП)) методом ДОЭ с построением карт угловой разориентации зёрен показал, что в образце имеется текстура типа $\langle 110 \rangle \parallel \text{ОП}$, а зёрна фазы В2 вытянуты вдоль продольной оси прутка с коэффициентом неравноосности $\sim 0,8$. Отметим, что другим способом, например, при использовании метода ДИК в оптической металлографии, текстуру в образцах выявить не удается.

После обработки одной из сторон образца пучками ионов кремния был проведен анализ структуры под облученной поверхностью методом ДОЭ путем реконструкции микроструктуры в виде карт угловой (относительно границ зерен) разориентации зёрен (рис. 4а), разориентации внутризёренной

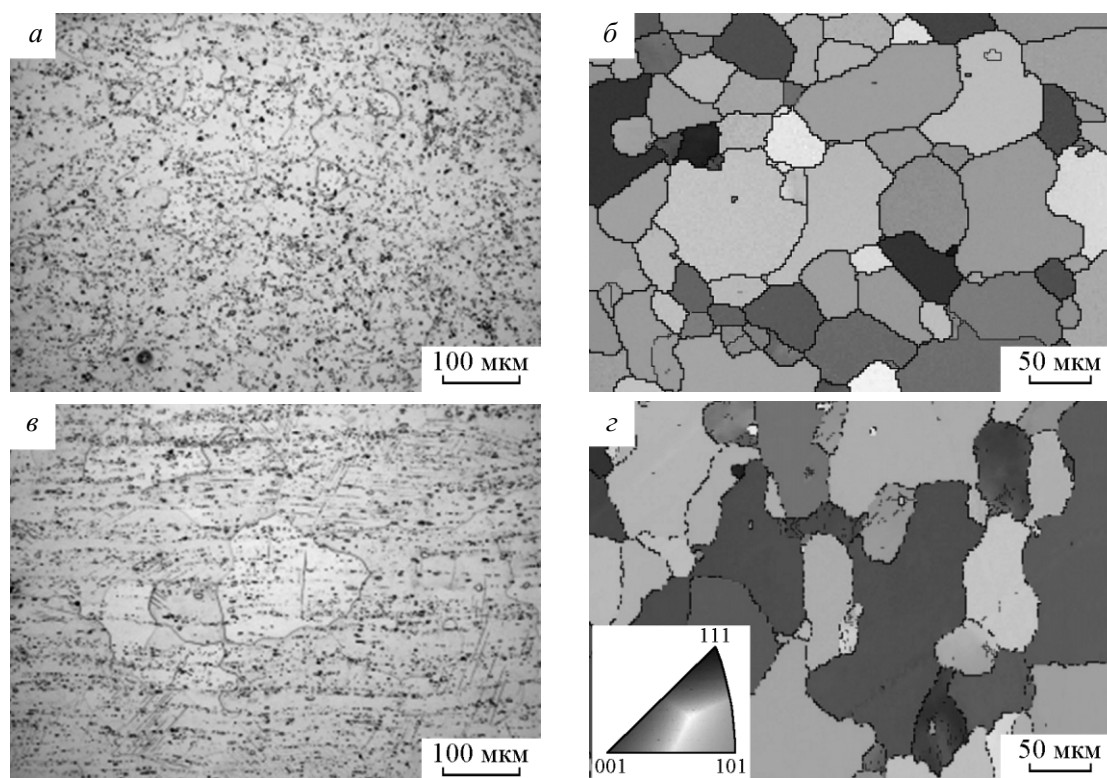


Рис. 3. Микроструктура сплава NiTi до ионной обработки, полученная на двух взаимно перпендикулярных поверхностях исходного образца: оптические изображения (*а*, *с*) и в виде карт угловой разориентации зерен (*б*, *д*). Ориентация плоскости поверхности образца: *а*, *б* — $\pi_{\perp}$ — перпендикулярная ОП, *с*, *д* — $\pi_{\parallel}$ — параллельная ОП; *д* — стереографический треугольник с цветовой кодировкой кристаллографической ориентации.

и субзеренной структуры в углах Эйлера (рис. 4а) и в представлении Родригеса-Франка (рис. 4з). Отметим, что последний вид карт может быть использован только для поликристаллов с кубической сингонией, чему соответствует кристаллический тип В2 основной фазы исследуемого материала. Такие карты позволяют визуализировать и количественно оценить пространственную ориентацию относительно выбранной внешней системы координат не только зерен фазы В2, но и областей внутри этих зерен. Обнаружено, что в некоторых зёрнах область под облученной поверхностью фрагментируется на глубину до 50 % линейного размера зерна в этом направлении. Линейный размер фрагментов составляет от 5 мкм до 15 мкм, что в 10 – 15 раз меньше среднего размера зерна исходной В2-фазы. Согласно цветовой кодировке кристаллографических ориентаций на стереографическом треугольнике, наиболее поврежденными оказались зёрна, в которых направлению воздействия ионным пучком (вертикальная ось на схеме рис. 1) был перпендикулярен ряд кристаллографических направлений вдоль стороны треугольника от вершины $[111]_{B2}$ до $[112]_{B2}$ (отмеченной +

на соответствующей стороне треугольника, рис. 4а). Отметим, что в ОЦК-кристаллах направления типа $\langle 111 \rangle$, $\langle 112 \rangle$ являются направлениями плотной упаковки. Это, в свою очередь, означает, что направление ионного воздействия в таких зёрнах оказалось параллельным соответствующим кристаллографическим плоскостям, например $(111)_{B2}$ или $(112)_{B2}$.

Согласно данным, отраженным на карте состояния субзеренной (фрагментированной) структуры (область внутри пунктирного прямоугольника на рис. 4а, наложенная на карту угловой разориентации зерен) и построенной на их основе диаграмме (рис. 4б), около ~47 % субзерен в зоне фрагментации рекристаллизовано, так как они характеризуются низкой концентрацией дефектов кристаллического строения, высокоугловыми границами раздела, отсутствием микродеформации кристаллической решетки и внутренних границ раздела. Около ~42 % субзерен характеризуются наличием микродеформации кристаллической решетки. Эти субзерна были локализованы под поверхностью облучения в тех поверхностных зёрнах, которые оказались наиболее поврежденными после облучения. Остальное коли-

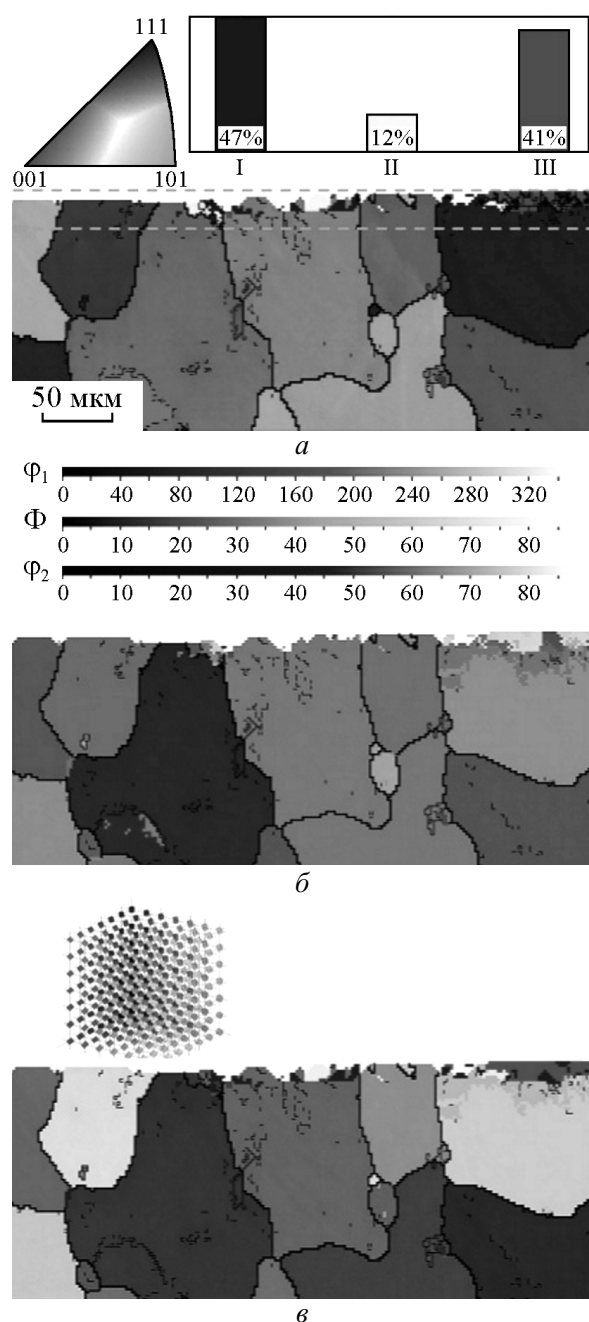


Рис. 4. Карты ДОЭ, характеризующие изменение микро-структуры сплава NiTi под ионно-модифицированным поверхностным слоем в области "А" на стороне образца $\pi_{||}$ (схема на рис. 1); *a* — карта угловой разориентации зеренной структуры и стереографический треугольник с цветовой кодировкой кристаллографической ориентации; I — рекристаллизованная, II — субструктурированная, III — деформированная фракции; *b* — диаграмма относительного распределения рекристаллизованной, деформированной и субструктурированной фракций в области фрагментации; *в* — карта разориентации по углам Эйлера с цветовой шкалой углов Эйлера; *г* — карта и диаграмма Родригеса-Франка кристаллографической ориентации зерен.

чество (~12 %) субзёрен характеризуются наличием внутри них высокой концентрации малоугловых границ.

Важным, на наш взгляд, результатом является обнаруженный при анализе синхронных карт ДОО факт, что ориентация кристаллитов внутри фрагментированных областей отличалась от ориентации кристаллической структуры в исходном зерне. Это наглядно иллюстрируется картами (рис. 4в и г), на которых, благодаря применяемому в данном методе правилу цветовой кодировки, даже небольшая (менее 1 углового градуса) разнонаправленность эквивалентных кристаллографических направлений в соседних областях внутри одного исходного зерна дифференцируется в виде областей, отличающихся контрастным цветом от основного цвета зерна, как например в зерне “А” на рис. 4г.

Поскольку эффект частичной фрагментации зёрен фазы В2, выходящих на поверхность, наблюдался не во всех зёрнах, а только в тех, у которых кристаллографические направления, определяющие наиболее плотную упаковку в ОЦК-структуре, оказались перпендикулярными направлению воздействия ионными пучками (а, соответственно, плоскости плотной упаковки — параллельны этому направлению) можно предположить, что природа формирования внутризёрнных границ раздела связана, в совокупности, с механизмом радиационно-ускоренной диффузии точечных и линейных дефектов и облегченной активацией основных систем скольжения для этих дефектов в В2-структуре при определенной кристаллографической ориентации зерна. Другими словами, можно предполагать, что если кристаллографическая ориентация зерна такая, что направление воздействия ионным пучком совпадает с ориентацией плоскости или направления скольжения, соответствующая система скольжения будет активирована первой, запуская процесс пластической деформации в данном зерне в первую очередь, который и приведет к фрагментации самого зерна.

Выводы

1. Воздействие пучками ионов кремния на поверхностные слои образцов сплава NiTi приводит к формированию оксидного слоя в ~6 раз большей толщины, обогащенного кислородом (на ~20 % больше, чем в исходном слое) и обеднённого атомами никеля вплоть до полного их отсутствия в приповерхностном слое глубиной до 20 нм.

2. Исследования методами ДОЭ приповерхностной зоны под облученной поверхностью в образцах NiTi – Si показали, что после облучения

ионами кремния под ионно-модифицированной поверхностью наблюдается слой толщиной 5–15 мкм, в котором присутствуют субзёрна, находящиеся в деформированном, фрагментированном и рекристаллизованном состояниях. Данная субзёрнистая структура является продуктом фрагментации исходной структуры зёрен В2-фазы под действием импульсных пучков ионов кремния средних энергий.

Исследования по микроструктуре выполнены при поддержке программы СО РАН № III.23.2, а исследования по распределению элементного состава — при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Государственный контракт № 16.522.11.2019).

Литература

1. Корнилов И.И., Белоусов О.К., Качур Е.В. Никелид титана и другие сплавы с эффектом “памяти”. М.: Наука, 1977, 180 с.
2. Лотков А.И. и др. Наноинженерия поверхности. Формирование неравновесных состояний в поверхностных слоях материалов методами электронно-ионно-плазменных технологий. Отв. Ред. Ляхов И.З., Псахье С.Г. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2008, 276 с.
3. Мейснер Л.Л., Матвеева В.А., Лотков А.И., Псахье С.Г., Артемьева Л.В., Мейснер С.Н., Матвеев А.Л. Влияние ионного легирования кремнием, титаном, цирконием поверхностных слоев никелида титана на цитотоксичность и пролиферацию мезенхимальных стволовых клеток. Известия ВУЗов, Физика, 2011, № 9/2, с. 39–51.
4. Meisner L.L., Lotkov A.I., Matveeva V.A., Artemieva L.V., Meisner S.N., Matveev A.L. Effect of Silicon, Titanium, and Zirconium ion implantation on NiTi biocompatibility. Hindawi Publishing Corporation. Advances in Materials Science and Engineering, 2012, v. 2012, Article ID 706094, 16 pages doi:10.1155/2012/706094.
5. Псахье С.Г., Лотков А.И., Мейснер Л.Л., Мейснер С.Н., Матвеева В.А. Влияние легирования кремнием поверхностных слоев никелида титана на его коррозионную стойкость и биохимическую совместимость. Известия ВУЗов. Физика, 2012, т. 55, № 9, с. 78–87.
6. Псахье С.Г., Лотков А.И., Мейснер Л.Л., Мейснер С.Н., Ильин А.П., Абрамова П.В., Коршунов А.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р. Влияние модифицирования ионами кремния поверхностных слоев никелида титана на его коррозионную стойкость в искусственных биологических средах. Известия ТПУ, 2012, т. 321, № 3, с. 21–27.
7. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990, 216 с.
8. Кадыржанов К.К., Комаров Ф.Ф., Погребняк А.Д., Русаков В.С., Туркебаев Т.Э. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов. М.: Изд-во МГУ, 2005, 640 с.
9. Фирстов С.А., Ткаченко С.В., Кузьменко Н.Н. Титановые “чугуны” и титановые “стали”. Металловедение и термическая обработка металлов, 2009, № 1, с. 14–20.
10. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. Editors: A.J. Schwartz, M. Kumar, B.L. Adams, D.P. Field. New York, NY 10013, USA: Springer Science and Business Media, LLC, 2009, 403 p.
11. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Куракин И.Б. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов. М.: Энергоатомиздат, 1987, 184 с.
12. Potter D.I., Ahmed M., Lamond S. Microstructural developments during implantation of metals. Ion implantation and ion beam processing of materials. Materials Research Society Symposia Proceedings, 1984, v. 27, p. 117–126.
13. Погребняк А.Д., Братушка С.Н., Маликов Л.В., Левинтант Н., Ердыбаева Н.К., Плотников С.В., Гриценко Б.П. Влияние высоких доз ионов N^+ , N^+Ni^+ , Mo^+W^+ на физико-механические свойства TiNi. Журнал технической физики, 2009, т. 79, вып. 5, с. 65–72.
14. Swiatek Z., Michale M., Levintant-Zayonts N., Bonarski J., Budziak A., Bonchuk O., Savitskij G. Structural evolution of near-surface layers in NiTi alloy caused by an ion implantation. Acta Phys. Polonica, 2011, v. 120A, no. 1, p. 75–78.
15. Murakami Y., Nakajima Y., Otsuka K. Effect of quenched-in vacancies on the martensitic transformation. Scripta Materialia, 1996, v. 34, no. 6, p. 955–962.
16. Лотков А.И., Батурин А.А. Вакансионные дефекты в металлах, сплавах и интерметаллических соединениях с мартенситными превращениями. Материаловедение, 2000, № 7, с. 39–44.
17. Батурин А.А., Лотков А.И., Анохин С.В. Исследование предмартенситных состояний в сплавах $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$ методом аннигиляции позитронов. ФММ, 2000, т. 89, № 5, с. 76–81.
18. Meisner L.L., Sivokha V.P., Lotkov A.I., Derevyagina L.S. Surface morphology and plastic deformation of the ion implanted TiNi alloy. Physica B, 2001, v. 307, no. 1–4, p. 251–257.
19. Фазовые превращения при облучении. Под ред. В.Ф. Нолфи. Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение, 1989, 312 с.

Статья поступила в редакцию 24.12.2012 г.

Псахье Сергей Григорьевич — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, член-корреспондент РАН, директор. Специалист в области исследования закономерностей формирования динамических дефектов и их роли в процессе деформации и разрушения гетерогенных материалов и структур, изучения нелинейных эффектов в твердых телах при высокоэнергетическом воздействии. E-mail: sp@ms.tsc.ru.

Лотков Александр Иванович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, доктор физико-математических наук, профессор, заместитель директора по НР ИФПМ СО РАН. Специалист в области мартенситных фазовых превращений, материаловедения сплавов с памятью формы, модифицирования поверхностных слоев сплавов методами электронно-ионно-плазменных технологий. E-mail: lotkov@ispms.tsc.ru.

Мейснер Станислав Николаевич — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, кандидат технических наук, младший научный сотрудник. Специалист в области модификации поверхности и покрытий с использованием ионных и электронных пучков, структуры и свойств сплавов на основе никелида титана. E-mail: msn@ispms.tsc.ru.

Мейснер Людмила Леонидовна — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области материаловедения сплавов с памятью формы, модификации поверхности, модификации поверхности и покрытий с использованием ионных и электронных пучков. E-mail: llm@ispms.tsc.ru.

Сергеев Виктор Петрович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, доктор технических наук, заместитель директора по научно-производственной работе. Специалист в области технологий ионно-плазменного наноструктурирования поверхностных слоев материалов и создания наноструктурных покрытий. E-mail: retc@ispms.tsc.ru.

Сунгатулин Альфред Рашидович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, ведущий технолог лаборатории материаловедения покрытий и нанотехнологий. Специалист в области разработки оборудования и устройств ионно-плазменной обработки материалов и нанесения покрытий, технологий ионно-плазменного наноструктурирования поверхностных слоев материалов и создания наноструктурных покрытий. E-mail: alfred_@mail2000.ru.