

ФОРМИРОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ NiTi В РЕЗУЛЬТАТЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

*А.Д. Погребняк^{1,6}, N. Levintant², Л.В. Маликов³, В.М. Береснев³, С.Н. Братушка^{1,6},
Н.К. Ердыбаева⁴, Т. Czepe⁵, Zb. Zwiatek⁵, M. Micleales⁷*

¹*Сумской институт модификации поверхности, Сумы, Украина*

E-mail: apogrebnyak@simp.sumy.ua;

²*Division Surface Layer, Institute of Fundamental Technological Research, PAS, 00-049
Warsaw, Swietokrzyska 21, Poland;*

³*Научный физико-технологический центр МОН и НАН Украины, Харьков, Украина;*

⁴*Восточно-Казахстанский государственный технический университет,
Усть-Каменогорск, Казахстан;*

⁵*Institute of Metallurgy and Materials Science PASC, 30-049 Krakow, Poland;*

⁶*Сумский государственный университет, Сумы, Украина;*

⁷*Jagiellonian University, 30-069, Krakow, Poland*

В работе представлены результаты исследования структуры и химического состава NiTi после имплантации ионами N^+ , N^+ и Ni^+ . Предложена модель процессов, происходящих в приповерхностных слоях NiTi. Показано, что в приповерхностном слое формируется двойной слой, состоящий из частично аморфизированной микроструктуры, обогащенной Ti и Ni, под которым находится слой микрокристаллической структуры, обогащенный Ti.

ВВЕДЕНИЕ

В общем случае имплантация – процесс, который, возможно, является одним из решений задачи защиты NiTi, а также задач улучшения механических свойств поверхностных слоев, защиты от коррозии, повышения сопротивления усталости сплавов с эффектом памяти формы при одновременном сохранении функциональных свойств материалов, обладающих эффектом памяти формы [1, 2]. Хорошо известны работы по систематическому изучению эффекта памяти формы при имплантации ионов кислорода, углерода, цинка, циркония, аргона в NiTi для изменения физико-химических свойств поверхности изделий для медицинской промышленности [3-5]. Анализ фазового состава имплантированных образцов позволяет сделать заключение о том, что модифицированные слои являются сложными композитами имплантированных ионов и вторичных из NiTi. Ряд исследователей проводили анализ влияния ионной имплантации на фазовые превращения, а также влияния температурных превращений вследствие формирования химических композиций в NiTi на глубине от нескольких сот нанометров до 1 мкм [6-9].

Известно, что высокодозная и интенсивная ионная имплантация приводит к смещению профиля концентрации имплантированных ионов в направлении поверхности вследствие усиления процессов распыления [10, 11]. Под высокодозной и интенсивной имплантацией (ВИИ) мы понимаем такую имплантацию ионов, при которой скорость набора дозы составляет величину порядка 10^{16} см⁻²/мин, а концентрация имплантированных ионов – десятки (вплоть до сотен) атомных процентов [10-13]. При этом плотность ионного тока на мишени (образце) составляет от одного до нескольких десятков мил

лиампер при длительности импульса тока 100...200 мкс.

Проведенные в работах [12, 13] исследования свидетельствуют об уменьшении коэффициента трения с ростом дозы бомбардирующих ионов N^+ при энергии 40 кэВ для систем Ti-Al, Ti-Mo и Ti-Ni. В работах [14-20] было показано, что двойная имплантация в титановые сплавы Cu^+ , Ni^+ , Fe^+ , Zr^+ приводит к увеличению микротвердости, что связано с образованием мартенситных фаз и нанодисперсных карбидов и оксикарбидов.

Поэтому несомненный научный и практический интерес представляет имплантация высоких ($\sim 10^{18}$ см⁻² и выше) доз ионов N^+ , а также двойная имплантация N^+ и Ni в NiTi, так как хорошо известно о положительном влиянии высоких доз азота на уменьшение коэффициента трения и увеличение твердости, а имплантация ионов Ni позволяет в значительной мере изменить эквивалентность NiTi в приповерхностной области образца.

Таким образом, целью данной работы было исследование структуры приповерхностных слоев NiTi после имплантации высоких доз ионов N^+ и последовательной имплантации N^+ и Ni^+ . В работе исследовался имплантированный коммерчески эквивалентный NiTi с эффектом памяти формы, в котором после обработки формировался двойной слой с различным фазовым и химическим составом.

ДЕТАЛИ ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы NiTi (Nitinol) были предоставлены Shape Memory Corporation (Japan) и имели мартенситную фазу.

Использовались образцы размером 25×5×0,5 мм, отожженные при температуре 573 К в течение 30 мин в вакууме, а затем охлажденные. Поверх-

ность образца была протравлена в 10% HClO₄ и 90% азотной кислоте.

Имплантация ионов азота проводилась на полупромышленном источнике (имплантере) JMION (Surface Layer Division IFTR, PAS, Varshaw). Имплантирование осуществлялось несколькими дозами с энергией (50...60) кэВ величиной $1 \cdot 10^{17}$, $1 \cdot 10^{18}$ и $2 \cdot 10^{18}$ см⁻². Затем на серии образцов ($1 \cdot 10^{18}$ см⁻²) была проведена имплантация ионов Ni⁺ дозами от $5 \cdot 10^{17}$ до 10^{18} см⁻². Имплантация ионов Ni проводилась на вакуумно-дуговом источнике «Диана» с напряжением около 60 кВ. Облучение проводилось в вакууме $\approx 10^{-3}$ Па. Длительность импульсов 200 мкс, частота следования импульсов 50 Гц.

Дифференциальный сканирующий калориметр (DSC, TA Instrument) был использован в атмосфере гелия со скоростью нагрева/охлаждения 20 °С/мин. Для измерений при дифракции рентгеновских лучей использовали Philips diffractometer типа X'Pert в геометрии Брюгга-Брентано в CuK_α-излучении ($\lambda = 0,154184$ нм) с графитовым монохроматором и напряжением 40 кВ, током 20 мА и экспозицией 10 с (измерялся угол 2θ от 25 до 95° с шагом 0,02°). При низкой температуре использовался ТТК Lo-Temperature Camera (Anton Pear). Образцы нагревались от -50° С до +150° С в атмосфере аргона.

Для исследования при помощи ТЕМ (Теснаі G², FEI Company) образцы были приготовлены фокусирующей установкой Focused Ion Beam System (FEI QUANTA 3D).

Дополнительно проводились исследования элементного анализа при помощи резерфордовского обратного рассеяния (РОР) с энергией протонов 2,02 МэВ, а также рентгеновского энергодисперсионного анализа (EDS).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показана эволюция кривых нагревания и охлаждения для исходного и имплантированного образцов NiTi, полученных при помощи дифференциального сканирующего калориметра (ДСК) в температурном интервале (-50 ... +150) °С с градиентом температуры 20 °С/мин. Как видно из рисунка, в сплаве NiTi фазовые превращения в процессе охлаждения происходят в две стадии.

Первый пик ДСК коррелирует с превращением аустенита (А) с кубической структурой (β₂-фаза) в R-фазу с ромбоэдрической структурой.

Второй пик ДСК коррелирует с превращением R-фазы в мартенсит (М) с моноклинной структурой (β_{19'}-фаза). Такие же превращения мартенситной фазы с двумя стадиями от высокой температуры были обнаружены в NiTi-сплаве после термомеханической обработки [8] или обработки в растворе и последующей термомеханической обработки [9].

Первый шаг (стадия) фазового перехода происходила в процессе нагревания. Был обнаружен провал пика интенсивности ДСК в процессе нагревания в результате перехода мартенсита в аустенитную фазу.

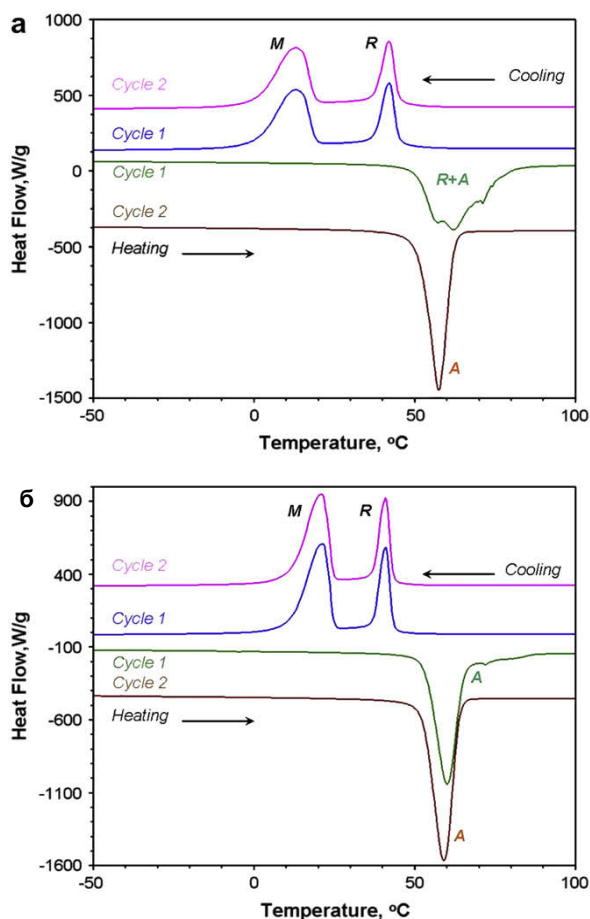


Рис. 1. ДСК-кривые для исходного (а) и ионно-модифицированного (б) сплава NiTi

Температура перехода в обоих исследуемых сплавах за два цикла суммирована в таблице. Пик нагревания напрямую соответствует аустенитной фазе (β₂-фаза) с $t_{\text{start}} = 51,6$ °С и $t_{\text{finish}} = 62,3$ °С для исходного образца и с $t_{\text{start}} = 53,2$ °С и $t_{\text{finish}} = 65,6$ °С для ионно-имплантированного образца

Температурные изменения в исследуемых сталях для имплантированных и исходного образцов

NiTi-сплав	Фаза	Нагрев		Охлаждение	
		t_{start} , °С	t_{finish} , °С	t_{start} , °С	t_{finish} , °С
Исходное	β ₂	51,6	62,3	-	-
	R	-	-	45,1	37,8
	β _{19'}	-	-	19	1
Обработка	β ₂	53,2	65,6	-	-
	R	-	-	43,3	37,2
	β _{19'}	-	-	24,7	11,6

Обозначение t_{start} соответствует температуре, с которой начинается фазовый переход, а t_{finish} – температуре, при которой заканчивается фазовый переход. Два пика в направлении охлаждения, соответствующие R-фазе и мартенситной фазе β_{19'}, были определены при температурах фазовых превращений соответственно: $t_{\text{start}} = 45,1$ °С и $t_{\text{finish}} = 37,8$ °С; $t_{\text{start}} = 19$ °С и $t_{\text{finish}} = 1$ °С для исходного сплава, $t_{\text{start}} = 43,3$ °С и $t_{\text{finish}} = 37,2$ °С; $t_{\text{start}} = 24,7$ °С и $t_{\text{finish}} = 11,6$ °С для ионно-имплантированного образца NiTi.

Мартенситные превращения в NiTi (in situ) исследовались с помощью X-XRD в скользящей геометрии в течение нагрева и охлаждения образца. Увеличение температуры или охлаждение проводилось при каждом измерении от 20 °С. Результаты измерений XRD для NiTi в исходном состоянии показаны на рис. 2.

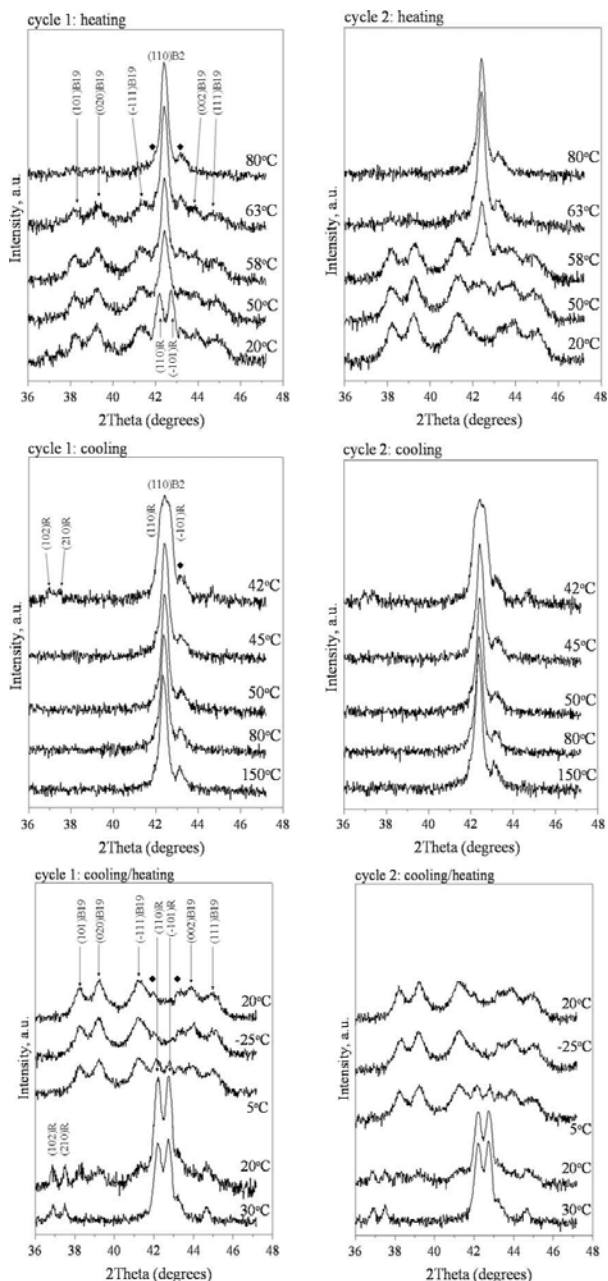


Рис. 2. Фрагменты дифракционных спектров, полученные для исходного NiTi при нагреве сплава до 300 °С

Из анализа спектров рентгеновской дифракции видно, что в первом цикле исходный сплав имеет две фазы: β_{19} -фаза с моноклинной структурой и R-фаза с ромбоэдрической структурой. С увеличением температуры формируются β_{19} - и R-фазы с кубической структурой. При этом не уменьшается фракция β_{19} -фазы, но увеличивается фракция β_2 -фазы. Из полученных результатов можно видеть, что переход β_{19} - β_2 заканчивается при температуре 80 °С.

Из результатов XRD-анализа также следует, что при повышении температуры вплоть до 150 °С на дифрактограммах присутствуют только рефлексы от β_2 -фазы и в этом температурном диапазоне ее объемная доля не меняется. Понижение температуры до 42 °С приводит к появлению R-фазы. Температурный интервал превращения β_2 -R начинается при 42 и заканчивается при 25 °С. В результате такого снижения температуры наблюдается только фаза β_{19} . Такое фазовое состояние не меняется вплоть до 20 °С, и в этом температурном интервале начинается превращение фазы β_{19} на втором термоцикле. Появление R-фазы в исходном материале при температуре 20 °С в первом термоцикле наблюдалось в случае, когда для образцов проводился термоотжиг до 300 °С в течение 30 мин [9].

На рис. 3 приведены дифрактограммы, полученные на NiTi, имплантированном ионами дозой 10^{18} см^{-2} . Из приведенных результатов видно, что при температуре 20 °С обнаруживаются три фазы: доминирующая β_{19} -фаза и в небольших количествах β_2 - и R-фазы.

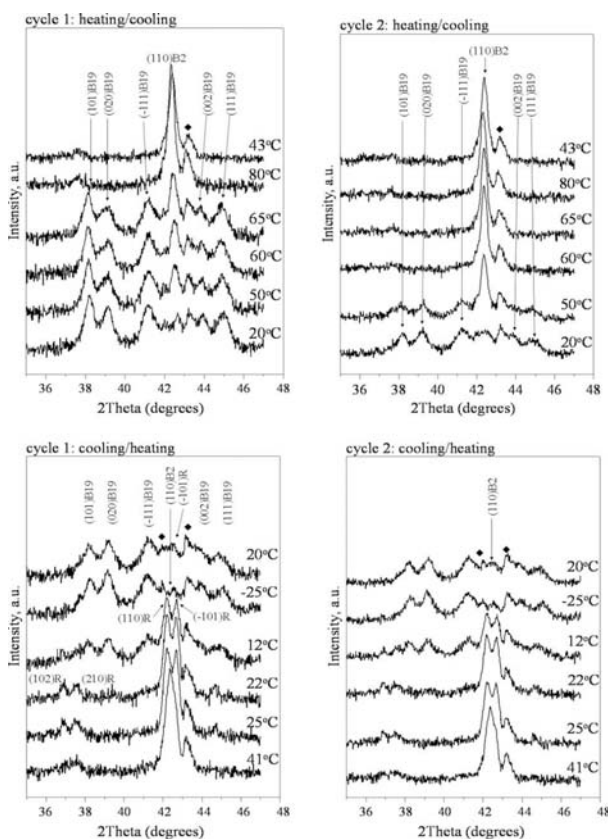


Рис. 3. Фрагменты дифракционных спектров, полученные для сплава NiTi после имплантации дозой 10^{18} см^{-2} и энергией 50 кэВ

Появление аустенитной фазы (кристаллиты, нанокристаллиты и/или аморфноподобные) в NiTi, по-видимому, обусловлено высокодозной ионной имплантацией и возможным нагревом NiTi (температура подложки даже при охлаждении парами азота или воды могла повышаться свыше 200 °С). Это наблюдается также и в случае термического отжига до 300 °С. Увеличение температуры образцов при-

водит к уменьшению объемной доли (фракции) β_2 -фазы.

Из рис. 3 также можно увидеть, что β_{19} -фаза не меняется до температуры 65 °С, в районе которой увеличивается доля β_2 -фазы: вплоть до этой температуры дифракционные пики β_{19} -фазы не меняются и начиная с 65 °С видно отчетливое уменьшение фракции β_{19} -фазы и рост доли β_2 -фазы. Фазовое превращение $\beta_{19} \rightarrow \beta_2$ заканчивается в районе 80 °С. Дифракционные пики, наблюдаемые при более высоких температурах (вплоть до 150 °С), содержат только рефлексы β_2 -фазы. Снижение температуры до 41 °С приводит к появлению R-фазы рядом с β_{19} -фазой. Таким образом, можно сделать вывод, что фазовое превращение $R \rightarrow \beta_{19}$ начинается при 25 °С и заканчивается при 41 °С.

При понижении температуры основной доминирующей фазой является фаза β_{19} , однако при этом было обнаружено небольшое количество β_2 -фазы. Такая фазовая композиция была обнаружена при 20 °С на старте и финише второго термического цикла. Уширение дифракционных пиков может быть связано с некоторым количеством аморфной или нанокристаллической фазы β_2 в этом состоянии сплава. Можно также сказать, что в полученных результатах нет подтверждения формирования фаз TiN, Ti₂N и их соединений.

Естественно, что концентрация и тип дефектов при ионной имплантации зависят от условий имплантации, таких как температура мишени, доза и скорость набора дозы. Физические процессы, происходящие при взаимодействии ускоренных ионов с кристаллической решеткой, связаны со смещением атомов из узлов кристаллической решетки, накоплением примеси в процессе имплантации, распылением материала, образованием кластеров и разупорядоченных областей (частично аморфных), а также образованием преципитатов (новых фаз с участием имплантированных ионов, сопутствующих газов кислорода, азота и атомов матрицы). В конечном итоге это значительно сказывается на распределении элементов и дефектов по глубине модифицированного слоя (ширина дифракционных линий меньше, чем для имплантированных слоев).

В процессе ионной имплантации дозой 10^{18} см⁻² в кристалл вводятся ионы очень высокой концентрации (до 90 ... 100 %), что приводит к образованию хорошо обособленного двойного слоя как с различной микроструктурой, так и фазовым и химическим составом (рис. 4). Столкновения между налетающими ионами и атомами матрицы NiTi при такой дозе приводит к формированию аморфной прослойки (поверхностного слоя) – А-слой (см. рис. 4 и 5).

При этом наблюдается расширение области дефектов (больше глубины пробега ионов) в кристаллической структуре в удаленном от поверхности слое (D-слой, см. рис. 4).

Анализ результатов исследования дефектной области методом просвечивающей микроскопии свидетельствует, что это достаточно широкая область, расположенная обособленно от общей аморфной области (обогащенная титаном область кристалла)

до обогащенной никелем области кристалла (участки A1 и A2 в слое А на рис. 4b).

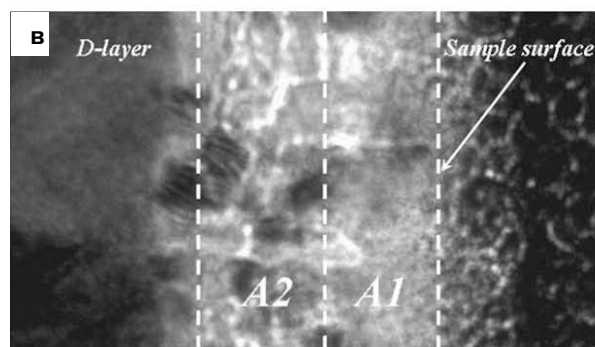
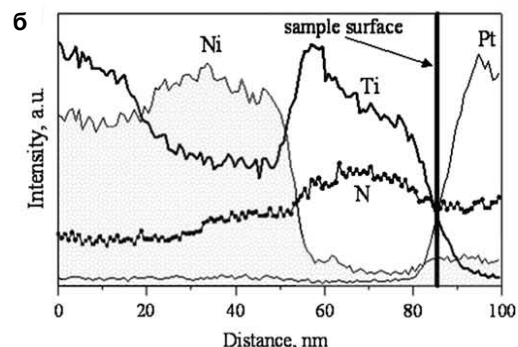
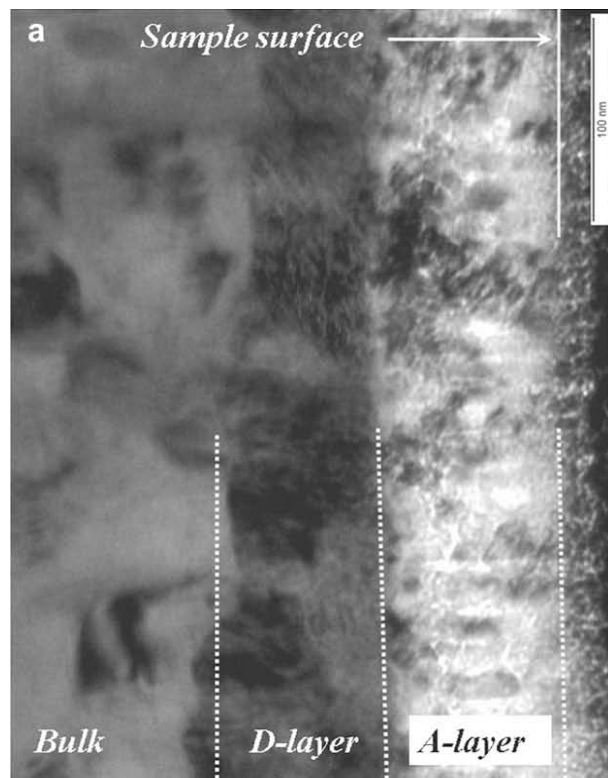


Рис. 4. Темнопольное изображение имплантированного ионами NiTi-сплава, поясняющее структурные и химические изменения вблизи приповерхностного слоя

Аморфно-подобный слой содержит некоторое количество включений в этом объеме и отмечен участками P1 и P2 на рис. 5,а, вблизи главной границы дна просвечивающей зоны на микроскопе (P2-область).

Это является подтверждением того акта, что процессы аморфизации проходят очень быстро там, где наблюдается большое количество столкновений ионов с атомами решетки. Именно поэтому максимум области нарушений (дефектов) смещен ближе к поверхности образца, а не в глубь материала.

Как результат различных напряжений, между бездефектной областью и дефектным слоем, появляется много трещин при травлении фольги. Область с глубиной от 80 до 160 нм имеет кристаллическую микроструктуру (см. рис. 5,б). Ниже этой области находятся более мелкие зерна исходного материала.

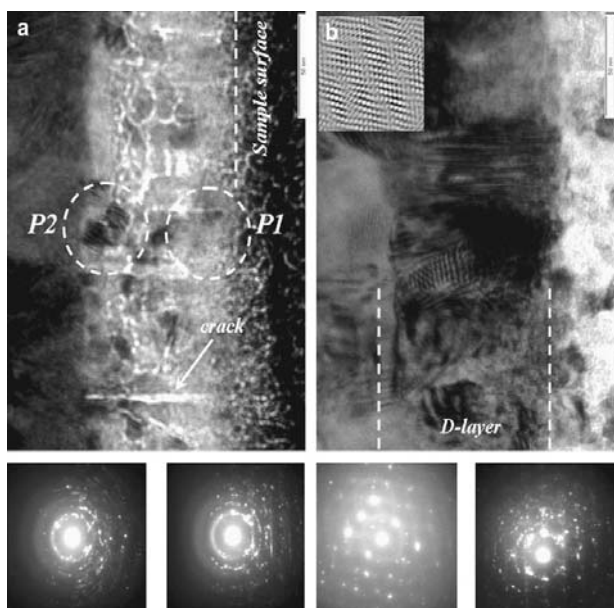


Рис. 5. Темнопольное изображение имплантированного ионами NiTi-сплава, указывающее на структурные изменения вблизи приповерхностного слоя

На рис. 6,а приведены результаты элементного анализа, проведенного на образцах NiTi, имплантированных последовательно ионами азота дозой 10^{18} см^{-2} , а затем ионами Ni⁺ дозой $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Как видно из этих результатов, в приповерхностном слое наряду с имплантированными ионами вблизи поверхности обнаружены углерод и кислород. Профили элементов получены по результатам РОР-анализа, а также по модельным расчетам [11] профилей элементов и дефектов, сформировавшихся в результате имплантации. Видно, что глубина проникновения ионов Ni почти в два раза меньше глубины проникновения ионов N, а профиль дефектов, сформировавшийся в результате выбивания атомов решетки NiTi, по глубине близок к профилю ионов азота.

На рис. 7 показаны экспериментальные профили ионов N⁺ и Ni⁺, полученные по результатам РОР-анализа расчетом по стандартной программе [11].

Как видно из рисунка, профиль ионов азота имеет немонотонную зависимость по глубине (два максимума), причем максимум концентрации никеля лежит между пиками концентрации азота.

На рис. 6,б приведены эпюры напряжений, возникающих в NiTi в результате ионной имплантации. Как было показано нами в работе [21], ионы Ni выталкивают ионы N из области сжимающих напря-

жений, поэтому N стремится в область растягивающих напряжений.

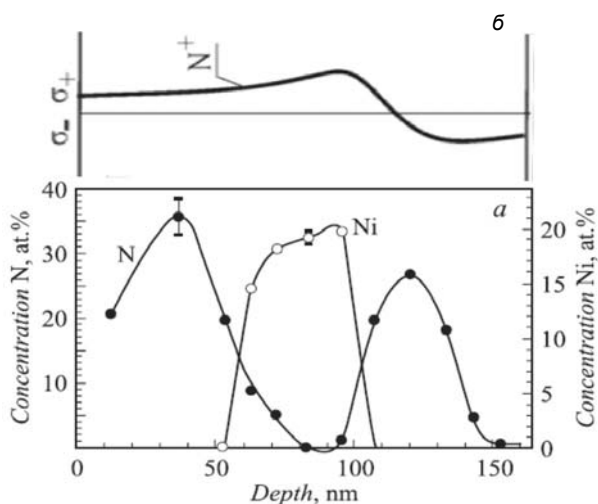


Рис. 6. Концентрация примесей и распределение напряжений по глубине в приповерхностном слое NiTi

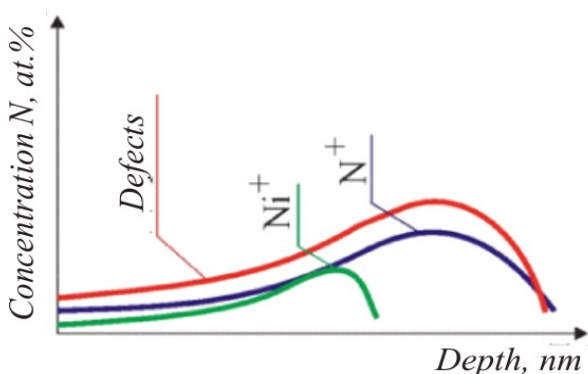


Рис. 7. Профили распределения примесей в приповерхностном слое NiTi после двойной имплантации

На рис. 8 приведена схема формирования приповерхностного слоя NiTi в результате ионной имплантации N⁺ и Ni⁺, а также формирования фаз (TiN, B₁(NiTi), B₄(NiTi₃)).

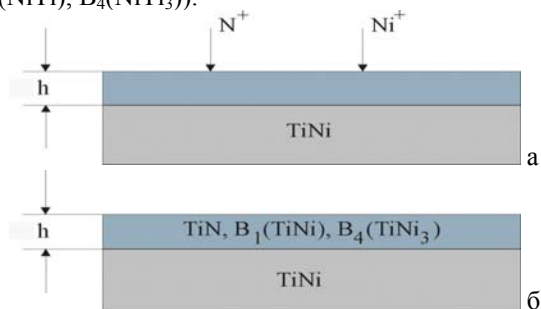


Рис. 8. Схема двойной ионной имплантации NiTi (а) и фазы, которые образуют в приповерхностном слое в результате имплантации (б)

ВЫВОДЫ

В работе представлены результаты исследования неоднородного распределения элементов в приповерхностном слое имплантированного ионами сплава NiTi, полученные при помощи методов высоко-разрешающей просвечивающей микроскопии и ди-

фракции рентгеновских лучей в геометрии скользящего луча в пошаговом режиме. Как имплантированные, так и неимплантированные серии образцов при охлаждении претерпевают две стадии фазовых превращений $\beta_2 \rightarrow R \rightarrow \beta_{19}$ и одну фазу в процессе нагревания.

Данные об изменениях при мартенситном переходе в NiTi-сплаве при нагревании и охлаждении были получены методом дифракции рентгеновских лучей.

Методом ЖЕМ обнаружено формирование в приповерхностной области имплантированного ионами NiTi двойного слоя с различной микроструктурой. До глубины порядка 80 нм от поверхности в образцах наблюдается аморфная структура, в которой формируется два подслоя – сначала Ti и Ni обогащенные нанокристаллы и аморфноподобные структуры, а затем Ni обогащенная микрокристаллическая структура.

Во втором подслое, расположенном на глубине 80...160 нм от облучаемой поверхности, обнаружена область, обогащенная Ti-кристаллитами. За этой областью находится структура исходного NiTi с зернами, имеющими заметно меньшие размеры.

Работа была выполнена в рамках проектов К-1198 МНТЦ и «Наносистемы, наноматериалы и нанотехнологии» НАН Украины.

Своим приятным долгом авторы считают выразить признательность доктору А. Банчуку и Г. Савитскому (Институт прикладных проблем механики и математики НАН Украины, Львов) за помощь в проведении имплантации.

ЛИТЕРАТУРА

1. J. Humbeeck. Preface to the viewpoint set on: shape memory alloys // *Scripta Mater.* 2004, v. 50, p. 179-180.
2. D. Chrobak, H. Morawiec. Thermodynamic analysis of the martensitic transformation of plastically deformed NiTi alloy // *Scr Mater.* 2001, v. 44, p. 725-730.
3. H. Pelletier, D. Muller, P. Mille, J.J. Grob. Structural and mechanical characterization of boron and nitrogen implanted TiNi shape memory alloy // *Surf. Coat. Technol.* 2002, v. 158-159, p. 308-314.
4. S. Shabalovskaya, J. Andregg, J. Van Humbeeck. Critical overview of Nitinol their modifications for medical applications // *Acta Biomater.* 2008, v. 4., p. 447-467.
5. S. Mändi. Pill treatment of Ti alloys and NiTi for medical applications // *Surf. Coat. Technol.* 2007, v. 201, p. 6833-6838.
6. Li Jimlong, Sun Migren, Mo Xinxin, Tang Guangze. Structure and tribological performance of modified layer on Ti6Al14V alloy by plasma-based ion implantation with oxygen // *Wear.* 2006, v. 26, p. 1247-1252.
7. H. Morawiec, D. Stroz, T. Goryczka, D. Chrobak. Two stage martensitic transformation in a deformed and aged NiTi alloy // *Scr. Mater.* 1996, v. 35, p. 485-490.
8. M. Nishida, T. Honma. All-round shape memory effect in Ni-rich TiNi alloys generated by constrained aging // *Scr. Metallurg.* 1984, v. 18, p. 1293-1298.
9. Su-Young Сна, Jeong Se-Young Jeonc, Joung Hum Park, Sang Eon Park, Jong Kweon Park, Chae Ruyong Сно. Thermodynamic and structural characterization of High- and Low-temperature Nitinol // *J. Korean. Phys. Soc.* 2006, v. 49, p. S580- S583.
10. Дж.К. Хирвонен. *Ионная имплантация в металлы.* М.: «Металлургия», 1985, 457 с.
11. Ф.Ф. Комаров. *Ионная имплантация в металлы.* М.: «Энергоатомиздат», 1990, 262 с.
12. A.D. Pogrebnyak, A.M. Tolopa. A review of high-dose implantation and production of ion mixed structures // *Nucl. Instr. and Meth.* 1990, v. B52, p. 24-43.
13. A.D. Pogrebnyak, A.P. Kobzev, B.P. Gritsenko, et al. Effect of Fe and Zr ion implantation and high-current electron irradiation treatment of chemical and mechanical properties of Ti-V-Al alloy // *J. Appl. Phys.* 2000, v. 87, No. 5, p. 2142-2148.
14. A.D. Pogrebnyak, A.P. Kobzev, B.P. Gritsenko, et al. Effect of Fe and Zr Ion Implantation and high-current electron beam treatment of chemical and mechanical properties of Ti-V-Al alloy // *Jpn. Appl. Phys.* 1999, v. 38, Pt 2, p. 248-251.
15. А.Д. Погребняк, В.А. Мартыненко, А.Д. Михалев и др. Некоторые особенности ионного перемешивания при одновременной ионной имплантации и осаждении покрытий из металлов // *ПЖТФ.* 2001, т. 27, в. 14, с. 88-94.
16. В.М. Анищик, В.В. Углов. *Ионная имплантация в инструментальные стали.* Минск: БГУ, 2000, 182 с.
17. Л.Л. Мейснер, В.П. Сивоха, Ю.П. Шаркеев и др. Пластическая деформация и разрушение ионномодифицированного сплава Ni₅₀Ti₄₀Zr₁₀ с эффектом памяти формы на мезо- и макроуровне // *ЖТФ.* 2000, т. 70, в. 1, с. 32-36.
18. T. Czeppe, N. Levintani-Zayontsh, Z. Swiatek, et al. Inhomogeneous structure of near-surface layers in the ion-implanted NiTi alloy // *Vacuum.* 2009, v. 83, p. S214-S219.
19. T. Labrande, C. Abromelt, R. Gotthard. Microstructural modifications of Ni-Ti shape memory alloy thin films induced by electronic stopping of high-energy heavy ions - II part // *Mater. Sci. and Eng.* 2006, v. A438-440, p. 521-526.
20. N. Shevchenko, M-T. Pham, M.F. Maitz. Studies of surface modified NiTi alloy // *Appl. Surf. Sci.* 2004, v. 235, p. 126-131.
21. А.Д. Погребняк, С.Н. Братушка, Л.В. Маликов и др. Влияние высоких доз ионов N⁺, N⁺ + Ni⁺, Mo⁺ + W⁺ на физико-механические свойства TiNi // *ЖТФ.* 2009, т. 79, № 5, с. 65-72.

Статья поступила в редакцию 17.09.2009 г.

ФОРМУВАННЯ НЕОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ У ПРИПОВЕРХНЕВИХ ШАРАХ NiTi ВНАСЛІДОК ІОННОЇ ІМПЛАНТАЦІЇ

*О.Д. Погребняк, N. Levintant, Л.В. Маліков, В.М. Береснев, С. М. Братушка, Н.К. Єрдибаєва, Т. Czepper,
Zb. Zwiatek, M. Micleales*

Представлені результати дослідження структури і хімічного складу NiTi після імплантації іонами N^+ , N^+ і Ni^+ . Запропонована модель процесів, що відбуваються в приповерхневих шарах NiTi. Показано, що в приповерхневому шарі формується подвійний шар, який складається з частково-аморфізованої мікроструктури, збагаченої Ti і Ni, під яким знаходиться шар мікрокристалічної структури, збагачений Ti.

INHOMOGENEOUS STRUCTURE OF NEAR-SURFACE LAYERS IN THE ION-IMPLANTED NiTi ALLOY

*A.D. Pogrebnyak, N. Levintant, L.V. Malikov, V.M. Beresnev, S.N. Bratushka, N.K. Yerdybayeva, T. Czepper,
Zb. Zwiatek, M. Micleales*

In work results researches of structure and chemical composition of NiTi, are presented after implantation, N^+ and Ni^+ the ions of N^+ . The model of processes, what be going on in the near-surface layers of NiTi is offered. Showed that a double layer, consisting of partly amorphous microstructure, enriched Ti and Ni, is formed in a near-surface layer, which a layer of microcrystalline structure is under, enriched Ti.