

Формирование поверхностного сплава никелида титана воздействием компрессионными плазменными потоками на систему никель – титан

В. В. Углов, В. И. Шиманский, Н. Н. Черенда, В. А. Люшкевич,
В. М. Асташинский, М. В. Асташинская, О. В. Рева

Исследованы структурно-фазовые состояния поверхностных слоев титана, легированных никелем в результате воздействия компрессионными плазменными потоками (КПП) на титан с предварительно нанесенным покрытием никеля. Показано, что при толщине наносимого покрытия никеля 3 – 6 мкм воздействие КПП с плотностью поглощенной энергии в интервале от 9 до 23 Дж/см² позволяет сформировать поверхностный слой, содержащий никелид титана TiNi, Ti₂Ni и твердый раствор на основе высокотемпературной фазы титана β-Ti(Ni). Обнаружено, что модифицированный поверхностный слой характеризуется достаточно низким модулем упругости (48 ГПа), что позволяет использовать его в качестве биосовместимого материала.

Ключевые слова: никелид титана, биосовместимый материал, компрессионные плазменные потоки, легирование, модуль упругости.

The results of structure-phase composition research of the titanium surface layers alloyed with nickel atoms by compression plasma flows (CPF) influence on the system "nickel coating/titanium substrate" are presented. The thickness of the nickel coating 3 – 6 μm and CPF treatment at absorbed energy density from 9 to 23 J/cm² provide the formation of titanium nickelide surface layer including intermetallics Ti₂Ni and solid solution based on the high-temperature titanium phase β-Ti(Ni). The modified surface layer is characterized by a low value of Young module (48 GPa) that allows to use it as a biocompatible material.

Key words: titanium nickelide, biocompatible material, compression plasma flows, alloying, elastic module.

Введение

Одним из классов перспективных современных функциональных материалов являются биосовместимые сплавы, характеризующиеся эффектом памяти формы, который проявляется в восстановлении исходного состояния после нагрева деформированных образцов [1, 2]. К числу таких сплавов в первую очередь следует отнести сплавы на основе никелида титана [3, 4]. Большинство методов синтеза данного сплава связано со спеканием и прессованием порошковых материалов, а также с нагревом и последующим плавлением двухкомпонентных систем на основе никеля и титана. В этом случае, как правило, формируются объемные сплавы [5]. Однако, так как функциональные свойства многих изделий определяются их поверхностными слоями,

то возникает необходимость синтеза поверхностных слоев никелида титана, не затрагивая свойств матрицы. Более того, тонкие покрытия на основе никелида титана находят широкое применение при создании микро-электро-механических систем (MEMs) [6].

С точки зрения формирования поверхностных слоев определенного состава перспективными являются компрессионные плазменные потоки (КПП) [7 – 9]. Воздействие таких плазменных потоков на систему "покрытие/подложка" позволяет сформировать поверхностный легированный слой за счет жидкофазного легирования в результате плавления как материала покрытия, так и материала подложки. Структурно-фазовое состояние легированных слоев в этом случае может определяться концентрацией легирующих элементов, контролировать которую

можно, как за счет толщины наносимого покрытия, так и плотности энергии, поглощаемой поверхностным слоем материала при воздействии КПП.

Цель данной работы — определение элементного состава и структурно-фазового состояния поверхностного слоя титана, легированного никелем в результате воздействия компрессионными плазменными потоками на титан с предварительно нанесенным покрытием никеля.

Методика эксперимента

Формирование поверхностного слоя никелида титана осуществляли на титановом сплаве ВТ1-0, выбор которого обусловлен минимальным содержанием примесных элементов. На предварительно отполированную поверхность используемых образцов наносили покрытие никеля электрохимическим способом из электролита Уотса (состав в г/л: NiCl_2 — 26, NiSO_4 — 165, H_3BO_3 — 30). Толщину наносимого покрытия никеля варьировали от 3 до 6 мкм путем изменения плотности электрического тока в электролите.

Сформированную систему никель – титан подвергали воздействию КПП, генерируемых в магнетоплазменном компрессоре (МПК) компактной геометрии в режиме “остаточного газа”, при котором предварительно откаченную вакуумную камеру МПК заполняли азотом до давления 400 Па. Длительность разряда составляла ~ 100 мкс. Плотность энергии (Q), поглощаемой поверхностным слоем образцов за один импульс, варьировали от 9 до 23 Дж/см². Количество импульсов изменяли от 3 до 5 с целью обеспечения равномерного распределения компонентов сплава в легированном слое.

Элементный состав легированных слоев определяли методом рентгеноспектрального микроанализа на микроанализаторе Rontec, работающем совместно с растровым электронным микроскопом LEO 1455VP. Относительная погрешность определения концентрации входящих в состав исследуемых образцов элементов не превышала 10 %. Фазовый состав сформированных систем исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-4 в медном излучении ($\lambda = 0,154178$ нм).

Динамическую твердость поверхностных слоев, сформированных в результате воздействия КПП, измеряли на динамическом микротвердомере DУН-202 (фирмы Shimadzu) с использованием алмазного индентора Берковича. Нагрузку индентора осуществляли до максимальной нагрузки 1000 мН, которая обеспечивала глубину индентирования 4 – 5 мкм.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Одним из основных процессов, обусловленных воздействием КПП на материалы, является нагрев их поверхностных слоев, который можно описать уравнением теплопроводности в предположении преимущественного переноса теплоты в результате теплопроводности:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a\Delta T, \quad (1)$$

где T — температура, t — время, a — теплопроводность материала.

Численное решение данного уравнения показало, что в результате воздействия КПП с плотностью поглощенной энергии 9 – 23 Дж/см² на систему никель – титан температура поверхностного слоя превосходит температуры плавления как никеля (1726 К), так и титана (1946 К). Внешнее давление плазменного потока, оказываемое на слой двух расплавленных металлов, способствует их перемешиванию между собой, формируя тем самым поверхностный сплав,

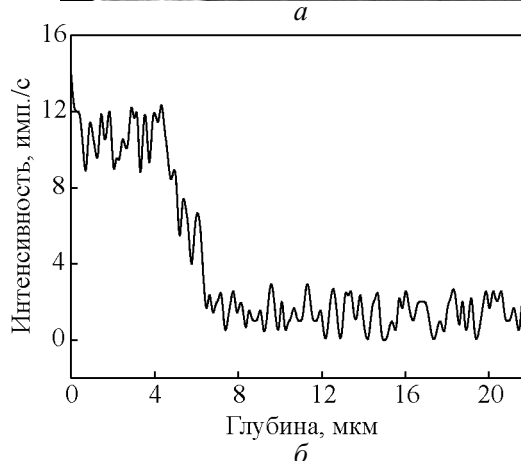
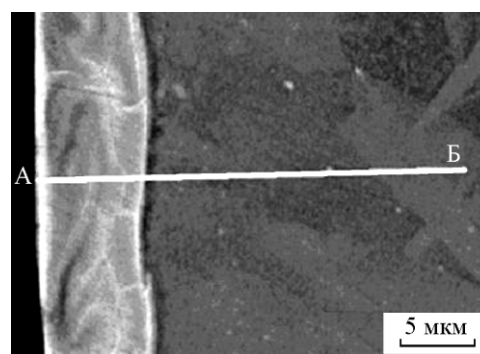


Рис. 1. *a* — РЭМ-изображение поперечного сечения, *б* — распределение характеристического рентгеновского излучения никеля вдоль линии АБ образца титана, легированного никелем в результате воздействия тремя импульсами КПП с плотностью поглощенной энергии 9 Дж/см².

состав которого определяется соотношением глубины расплавленной подложки титана и толщины расплавленного покрытия никеля. Это справедливо при невысоких плотностях поглощенной энергии, когда не происходит существенного испарения поверхностного слоя.

В результате перемешивания расплава поверхностный слой после кристаллизации характеризуется относительно равномерным распределением атомов никеля и титана (рис. 1). В случае воздействия КПП с плотностью поглощенной энергии 9 Дж/см² на титан с покрытием никеля толщиной 4 мкм глубина расплавленного слоя, определяемая как глубина проникновения никеля, составляет 6 мкм и увеличивается до 10 мкм при плотности поглощенной энергии 13 Дж/см². Такое anomalно глубокое проникновение атомов легирующего элемента не может быть объяснено на основе диффузионного механизма массопереноса. Так, коэффициент жидкофазной диффузии атомов никеля в титане составляет $\sim 10^{-6}$ см²/с при температуре плавления титана [10]. Тогда оценка глубины x диффузионного проникновения никеля по

формуле Эйнштейна $x = \sqrt{2Dt}$, где t — время существования поверхностного расплава, сопоставимое с длительностью импульса плазменного потока ($\sim 10^{-4}$ с), составляет $\approx 0,2$ мкм. Согласно [11] глубокое проникновение атомов никеля в поверхностном слое титана может быть связано с его конвективным перемешиванием, причиной которого является развитие гидродинамической неустойчивости на границе “плазма – расплав”. Как правило, авторы указывают на следующие типы гидродинамических неустойчивостей, реализующихся при воздействии концентрированных потоков энергии (плазменных потоков, пучков ионов и электронов, а также при лазерном воздействии) — неустойчивость Рэля – Тейлора, Кельвина – Гельмгольца, Рихтмайера – Мешкова, Марангони. При воздействии КПП на поверхность материала наиболее вероятно является развитие неустойчивости Кельвина – Гельмгольца, обусловленной разрывом тангенциальных составляющих скоростей расплава и плазменного потока ввиду конечной вязкости расплава. Как правило, такой тип гидродинамической неустойчивости всегда

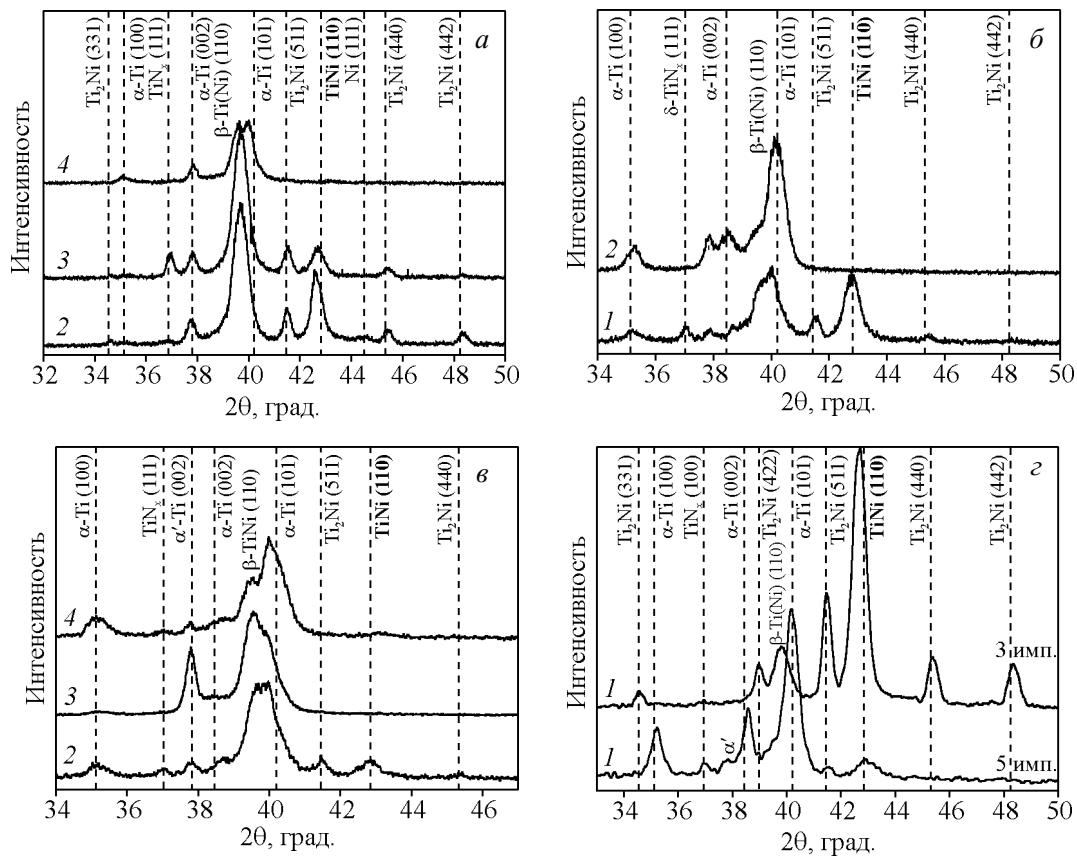


Рис. 2. Рентгенограммы титана, легированного никелем в результате воздействия тремя (а, в, з) и пятью (б, з) импульсами КПП с плотностью поглощенной энергии, Дж/см²: 1 – 9, 2 – 13, 3 – 19, 4 – 23 Дж/см². Толщина предварительно нанесенного покрытия никеля, мкм: а, б – 4, в – 6, з – 3.

приводит к взаимному проникновению двух прилегающих областей жидкости.

Воздействие КПП с различной плотностью поглощенной энергии (9 – 23 Дж/см²) позволяет добиться плавления и перемешивания в системах с разной толщиной никелевого покрытия и подложки титана, в результате чего изменяется элементный, а, следовательно, и фазовый состав поверхностного модифицированного слоя. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что в случае воздействия КПП на титан с покрытием никеля толщиной 4 мкм при трех импульсах воздействия плазменного потока при плотности поглощенной энергии в интервале 13 – 19 Дж/см² (рис. 2а) обнаружено формирование никелида титана TiNi, характеризующегося кубической кристаллической решеткой (структурный тип B2). Соответствующие дифракционные максимумы расположены при углах дифракции $2\theta = 42,6$ и $61,6$ град., являющиеся отражениями от кристаллографических плоскостей (110) и (200), соответственно, и которые позволили определить параметр решетки формируемого никелида титана, составляющего 0,300 нм. Согласно диаграмме состояния системы никель – титан [4] (рис.3) область гомогенного существования сплава TiNi находится в пределах 49 – 53 ат.% при температуре, близкой к температуре плавления, и сужается до 49,5 – 51 ат.% при комнатной температуре. Причем стехиометрическому составу никелида титана соответствует кубическая структура с параметром решетки 0,302 нм [4]. Концентрация никеля в поверхностном слое титана после воздействия КПП с плотностью поглощенной энергии 13 Дж/см² достигает 47 ат.%, которая с учетом погрешности определения состава соответствует формированию эквиатомного титан-никелевого сплава. Также элементный анализ позволил обнаружить наличие областей, концентрация никеля в которых снижается до 7 ат.%. Согласно диаграмме

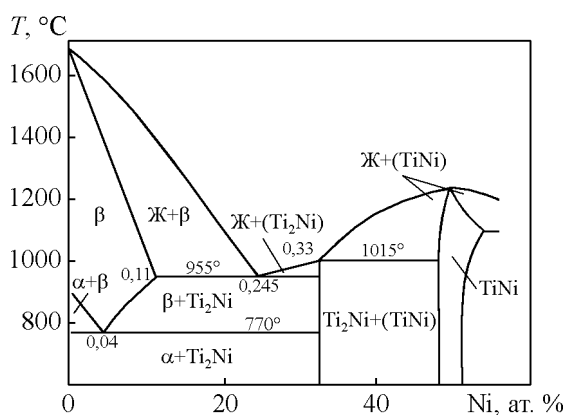


Рис. 3. Диаграмма состояний бинарной системы никель – титан [4].

состояния при таком составе поверхностного слоя в нем должно происходить формирование интерметаллидного соединения Ti₂Ni, которое также было выявлено в результате рентгеноструктурного анализа. При плотности поглощенной энергии 19 Дж/см² происходит формирование отдельных областей, характеризующихся разным элементным составом, которые видны на РЭМ-изображении характерного участка поверхности (рис. 4). Здесь максимальная концентрация никеля составляет 38,6 ат.%, которая соответствует двухфазной эвтектической смеси TiNi + Ti₂Ni. Однако существенное снижение концентрации никеля ниже 50 ат.% приводит к уменьшению содержания фазы никелида титана, что следует из снижения относительной интенсивности соответствующих дифракционных линий.

При повышении плотности поглощенной энергии до 23 Дж/см² происходит существенный разогрев поверхностного слоя, приводящий к испарению части покрытия никеля, а также к увеличению толщины расплавленного слоя, по всей глубине которого имеет место перераспределение никеля. Это способствует снижению средней концентрации никеля в поверхностном слое до 9,4 ат.%. В этом случае интерметаллидные фазы TiNi и Ti₂Ni не выявлены. Основной фазой здесь является твердый раствор на основе высокотемпературной фазы титана, стабилизированной при комнатной температуре атомами никеля β-Ti(Ni). Дифракционные линии этого твердого раствора обнаружены при углах дифракции $2\theta = 39,7; 58,0$ и $71,6$ град. и наблюдаются при всех описанных плотностях поглощенной энергии.

Как было отмечено выше, воздействие КПП на титан с покрытием никеля тремя последовательными импульсами приводит к образованию локальных

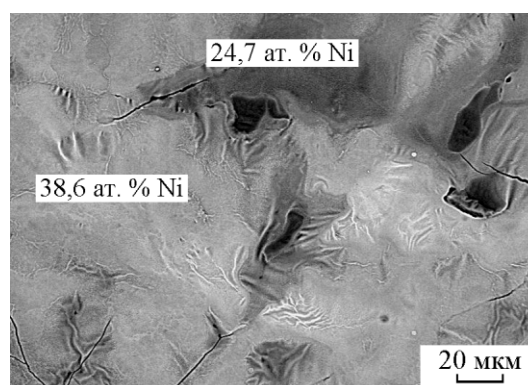


Рис. 4. РЭМ-изображение участка поверхности титана, легированного никелем в результате воздействия тремя импульсами КПП с плотностью поглощенной энергии 19 Дж/см².

областей с разной концентрацией никеля. С целью формирования более равномерного по элементному составу поверхностного легированного слоя были проведены аналогичные эксперименты по воздействию КПП на титан с покрытием никеля 4 мкм пятью последовательными импульсами (рис. 2б). Согласно [12], увеличение числа последовательных импульсов воздействия КПП приводит к гомогенизации состава за счет увеличения времени перемешивания. Результаты элементного анализа показали, что при плотности поглощенной энергии 13 Дж/см² концентрация никеля снижается менее 5 ат.%. Никель входит преимущественно в состав твердого раствора на основе β-Ti, вследствие чего интерметаллидная фаза TiNi не формируется. Рентгеноструктурным анализом не выявлено также присутствие фазы Ti₂Ni, что, возможно, является следствием ее малого относительного содержания. Снижение плотности поглощенной энергии до 9 Дж/см² позволяет повысить среднюю концентрацию никеля в поверхностном слое, способствуя тем самым формированию никелида титана и сопутствующей фазы интерметаллида Ti₂Ni. Следует заметить, что при трех импульсах воздействия КПП при плотности поглощенной энергии 9 Дж/см² происходит лишь частичное плавление покрытия никеля. Сопоставление относительных интенсивностей дифракционных линий TiNi и Ti₂Ni при пяти импульсах воздействия КПП указывает на существенное преобладание фазы никелида титана над фазой Ti₂Ni.

Помимо отмеченных выше фаз на рентгенограммах исследуемых образцов выявлен дифракционный максимум, расположенный при угле дифракции $2\theta = 37,9$ град. Его присутствие может быть связано с формированием мартенситной фазы титана (α' -Ti) [13], представляющей собой твердый раствор на основе гексагональной решетки низкотемпературной α -фазы титана. Данный тип твердого раствора может быть обусловлен как внедрением атомов азота, поступающих в поверхностный слой обрабатываемого материала из атмосферы плазмы, так и присутствием атомов никеля, концентрации которых недостаточно для формирования кубического твердого раствора на основе высокотемпературной фазы титана.

Для увеличения концентрации никеля в поверхностном слое титана была увеличена толщина никелевого покрытия до 6 мкм. Тогда максимальная концентрация никеля в модифицированном слое при плотности поглощенной энергии 13 Дж/см² и трех импульсах воздействия КПП составляет 48,4 ат.%. Повышение плотности поглощенной энергии до 19 Дж/см² приводит к снижению концентрации

никеля до 6 ат.%, а при 23 Дж/см² — составляет лишь 3,1 ат.%. На рентгенограммах (рис. 2в) выявлены дифракционные максимумы никелида титана и интерметаллида Ti₂Ni на образце, обработанном КПП с плотностью поглощенной энергии 13 Дж/см². По сравнению с результатами, полученными при воздействии тремя импульсами КПП на титан с покрытием никеля толщиной 4 мкм, увеличение толщины покрытия приводит к уменьшению диапазона плотности поглощенной энергии, способствующей формированию никелида титана и при аналогичных ее значениях концентрация никеля ниже в случае толщины исходного покрытия 6 мкм. Данное обстоятельство может быть связано со снижением адгезионной прочности подложки и покрытия в случае увеличения толщины последнего, что было обнаружено при измерении микротвердости исходных систем. Тогда, воздействие плазменного потока вызывает отслоение части покрытия, снижая тем самым концентрацию никеля в расплаве.

Никелевые покрытия толщиной 3 мкм характеризовались более высокой адгезионной прочностью. В этом случае оптимальной является обработка КПП с меньшим числом импульсов, которое препятствует существенному испарению поверхностного слоя, в частности никеля. При воздействии тремя импульсами КПП с плотностью поглощенной энергии 9 Дж/см² (рис. 2г) был сформирован поверхностный слой, основной фазой в котором является никелид титана TiNi.

Процесс формирования поверхностного слоя никелида титана с помощью КПП сопровождается азотированием модифицированного слоя из-за использования азота как плазмообразующего газа [13]. На полученных рентгенограммах (рис. 2) выявлены дифракционные максимумы при углах дифракции $2\theta = 37,0$ и $43,1$ град., которые соответствуют кубическому нитриду титана TiN_x. Вследствие того, что положение этих дифракционных линий практически не зависит от плотности поглощенной энергии, а, следовательно, от концентрации никеля, можно предположить, что данная структура формируется исключительно на основе атомов титана и азота. Ранее было показано [13], что при воздействии КПП, генерируемых в атмосфере азота, происходит насыщение поверхностного слоя обрабатываемого материала атомами азота в результате диффузионных процессов, поэтому глубина азотированного слоя не превосходит 1 – 1,5 мкм. Формирование такого тонкого поверхностного слоя на поверхности сплава никелида титана особо актуально с точки зрения его биосовместимости. В [14] было показано, что основной проблемой использования никелида титана

в качестве материала для искусственных имплантатов является возможность проникновения в биологическую ткань атомов никеля, которые являются токсичными. Формируемый в процессе обработки КПП поверхностный тонкий азотированный слой в этом случае будет представлять собой барьерный слой, препятствующий диффузии атомов никеля.

Механические свойства

Динамическое измерение твердости позволило получить кривые нагрузки-разгрузки, которые представлены на рис. 5. По стандартной методике, предложенной Оливером и Фарром [15] был определен модуль Юнга E легированных слоев согласно следующему выражению:

$$E = \frac{1 - \nu^2}{\frac{1}{E_{eff}} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}}, \quad (2)$$

где ν — коэффициент Пуассона ($\nu = 0,3$), ν_i и E_i — модуль Пуассона и модуль упругости алмазного индентора, соответственно, $\nu_i = 0,07$; $E_i = 1,14 \cdot 10^{12}$ Па), E_{eff} — эффективный модуль упругости, определяемый как

$$E_{eff} = \frac{0,171}{h_c} \frac{dP}{dh}, \quad (3)$$

где dP/dh — жесткость материала — производная от динамически изменяемой нагрузки по глубине на начальном этапе разгрузки, h_c — эффективная глубина проникновения индентора, то есть глубина отпечатка, формируемая после его упругого восстановления, которая связана с максимальной глубиной

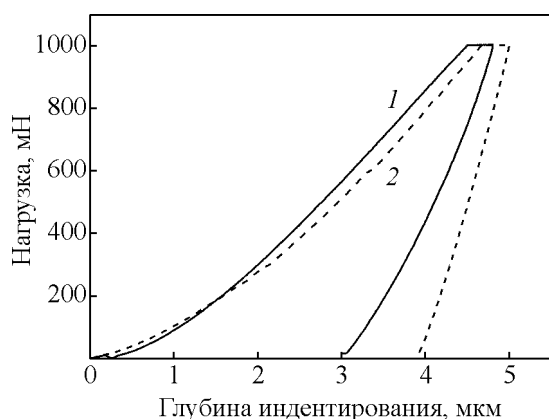


Рис. 5. Кривые нагрузки-разгрузки титана, легированного никелем воздействием КПП при плотности поглощенной энергии, Дж/см²: 1 — 23, 2 — 9. Основные фазы: 1 — твердый раствор β -Ti(Ni), 2 — никелид титана.

проникновения индентора h_{max} и максимальной нагрузкой P_{max} следующим образом:

$$h_c = h_{max} - 0,72 \frac{P_{max}}{dP/dh}. \quad (4)$$

Расчеты по формулам (2) – (4) показали, что модуль упругости поверхностного модифицированного слоя, содержащего никелид титана, составляет 48 ГПа, в то время как модуль упругости модифицированного слоя, в котором после воздействия КПП формируется исключительно твердый раствор β -Ti(Ni), составляет 34 ГПа. Так как глубина проникновения индентора при динамическом измерении твердости составляла около 5 мкм, что сопоставимо с глубиной легированного слоя, то полученное значение модуля упругости характеризует механические свойства не только поверхностного слоя никелида титана, но и всего слоя. По кривым динамического нагружения было также определено значение твердости (H) модифицированного слоя, которое составляет 2,4 и 1,6 ГПа для образцов, содержащих никелид титана и твердый раствор β -Ti(Ni), соответственно. Согласно [17] одним из основных параметров, определяющих упруго-пластические свойства материала, является отношение H^3/E^2 , которое пропорционально сопротивлению материала разрушению при его пластической деформации. Согласно проведенным расчетам, данное соотношение для системы, содержащей преимущественно никелид титана, составляет $6,0 \cdot 10^{-3}$, в то время как для системы, представляющей собой твердый раствор β -Ti(Ni) оно равно $3,5 \cdot 10^{-3}$. Следовательно, из-за более высоких твердости и отношения H^3/E^2 , формирование никелида титана в поверхностном слое титана позволяет повысить его прочностные характеристики по сравнению с образцами, преимущественной фазой в которых является твердый раствор β -Ti(Ni).

Заключение

Воздействие КПП с плотностью поглощенной энергии 9 – 23 Дж/см² на титан с предварительно нанесенным покрытием никеля толщиной 3 – 6 мкм позволяет сформировать поверхностный слой, содержащий сплав никелида титана (TiNi), который может характеризоваться биосовместимостью. Легирование поверхностного слоя титана атомами никеля реализуется за счет жидкофазного перемешивания расплавленного никелевого покрытия и части подложки титана. В результате кристаллизации расплава поверхностный слой содержит также интерметаллическое соединение Ti₂Ni, твердый раствор на основе высокотемпературной фазы титана

β -Ti(Ni), а также мартенситную фазу титана α' -Ti. Формирование в поверхностном слое никелида титана и сопутствующих фаз позволяет одновременно повысить его твердость и отношение H^3/E^2 , что способствует повышению его прочности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант №Ф11М-068).

Литература

1. LExcellent C., Boubakar M.L., Bouvet C., Calloch S. About modeling the shape memory alloy behavior based on the phase transformation surface identification under proportional loading and anisothermal conditions. *International Journal of Solids and Structures*, 2006, v. 43, p. 613 – 626.
2. Хунджуа А.Г., Бровкина Е.А., Шаотоа Ч. Кристаллографические аспекты эффекта памяти формы в неупорядоченных твердых растворах и поиск новых сплавов с памятью. *Перспективные материалы*, 2010, № 6, с. 12 – 21.
3. Chrzanowski C., Neel E.A.A., Armitage D.A., Knowles J.C. Effect of surface treatment on the bioactivity of nickel-titanium. *Acta Biomaterialia*, 2008, v. 4, p. 1969 – 1984.
4. Гюнтер В.Э. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск: МИЦ, 2006, 296 с.
5. Шишковский И.В. Послойный синтез объемных изделий из никелида титана. *Перспективные материалы*, 2004, № 6, с. 13 – 17.
6. Yongqing F., Hejun D. Effects of film composition and annealing on residual stress evolution for shape memory TiNi films. *Materials Science and Engineering A*, 2003, v. 342, p. 236 – 244.
7. Углов В.В., Черенда Н.Н., Шиманский В.И., Шостак Н.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М. Структурно-фазовые превращения в титане, легированном атомами хрома и молибдена при воздействии компрессионных плазменных потоков. *Перспективные материалы*, 2010, № 1, с. 24 – 32.
8. Углов В.В., Черенда Н.Н., Тарасюк Н.С., Стальмошенко Е.К., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М., Ухов В.А. Фазообразование в системе титан-хром-сталь при воздействии компрессионных плазменных потоков. *Физика и химия обработки материалов*, 2009, № 4, с. 24 – 28.
9. Черенда Н.Н., Шиманский В.И., Углов В.В., Асташинский В.М., Кузьмицкий А.М., Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д. Формирование твердых растворов в системе “цирконий-титан” под воздействием компрессионных плазменных потоков и высоко-точных электронных пучков. *Перспективные материалы*, 2012, № 3, с. 16 – 23.
10. Neumann G., Tuijn C. Self-diffusion and impurity diffusion in pure metals: Handbook of experimental data. Pergamon Materials Series, 2008, v. 14, p. 149 – 213.
11. Волков Н.Б., Лейви А.Я., Талала К.А., Яловец А.П. Термокапиллярная конвекция в мишени, облучаемой интенсивным пучком заряженных частиц. *Журнал технической физики*, 2010, т. 80, вып. 4, с. 52 – 58.
12. Uglov V.V., Cherenda N.N., Anishchik V.M., Astashynski V.M., Mishchuk A.A. Formation of alloying layers in a carbon steel by compression plasma flows. *Vacuum*, 2007, v. 81, p. 1341 – 1344.
13. Черенда Н.Н., Шиманский В.И., Углов В.В., Асташинский В.М., Ухов В.А. Азотирование поверхностного слоя стали и титана компрессионными плазменными потоками. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, 2012, № 4, с. 35 – 42.
14. Yeung K.W.K., Poon R.W.Y., Liu X.M., Chu P.K., Chung C.Y. et al. Nitrogen plasma-implanted nickel-titanium alloys for orthopedic use. *Surface and Coatings Technology*, 2007, v. 201, p. 5607 – 5612.
15. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of Materials Research*, 2004, v.19, no. 1, p. 3 – 15.
16. Гюнтер В.Э. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы. Томск: Издательство Томского университета, 1998, 487 с.
17. Musil J., Zeman H., Kasl, J. Relationship between structure and mechanical properties in hard Al – Si – Cu – N films prepared by magnetron sputtering. *Thin Solid Films*, 2002, v. 413, p. 121 – 130.

Статья поступила в редакцию 6.11. 2012 г.

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

Шиманский Виталий Игоревич — Белорусский государственный университет, физический факультет (г. Минск, Республика Беларусь), аспирант. Специализируется в области взаимодействия ионно-плазменных потоков с веществом. E-mail: shymaniskiv@mail.ru.

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

Люшкевич Вероника Александровна — Белорусский государственный университет, физический факультет (г. Минск, Республика Беларусь), студент. Специализируется в области формирования поверхностных биосовместимых материалов.

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

Асташинская Марина Валерьевна — Белорусский государственный университет, физический факультет (г. Минск, Республика Беларусь), заведующий лабораторией. Специалист в области проведения механических испытаний материалов. E-mail: astashynskaya@rambler.ru.

Рева Ольга Владимировна — Командно-инженерный институт МЧС Республики Беларусь (г. Минск, Республика Беларусь), кандидат химических наук, доцент. Специалист в области синтеза гальванических металлических покрытий. E-mail: volha107@rambler.ru.