Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

Л. Л. Мейснер, Ю. П. Миронов, Е. В. Егоренкова, А. И. Лотков, Закономерности изменения нормальных и касательных составляющих внутренних напряжений, индуцированных в приповерхностных слоях никелида титана электроннолучевыми воздействиями, *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2009, выпуск 2(), 217–225

DOI: <https://doi.org/10.14498/vsgtu719>

Использование Общероссийского математического портала Math-Net.Ru подразумевает, что вы прочитали и согласны с пользовательским соглашением

<http://www.mathnet.ru/rus/agreement>

Параметры загрузки:

IP: 54.198.64.247

26 апреля 2023 г., 18:00:39

УДК 538.975

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НОРМАЛЬНЫХ И КАСАТЕЛЬНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ

Л. Л. Мейснер¹, Ю. П. Миронов¹, Е. В. Егоренкова², А. И. Лотков¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Томск, пр. Академический, 2/4.

² Томский государственный университет, 634050, Томск, пр. Ленина, 36.

E-mail: myp@ispms.tsc.ru

Представлены результаты рентгеноструктурных исследований неравновесных структурных и упругонапряжённых состояний, сформировавшихся в приповерхностных слоях никелида титана после воздействий электронными пучками низких энергий. Установлено, что на облучённой стороне образцов TiNi всегда образуется поверхностный слой со столбчатой структурой на основе фазы В2. Синтезированная в слое фаза В2 характеризуется микродеформацией решётки, обусловленной напряжениями первого и второго рода ($\epsilon^I \approx \pm 1\%$, $\epsilon^{II} = 0,25\%$), а сам слой является концентратором внутренних напряжений для нижележащих слоев материала. В расположенном под ним промежуточном слое развивается процесс релаксации внутренних напряжений, индуцированных облучением. Показано, что основным механизмом такой релаксации является частичное деформационное мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$. Наличие мартенситной фазы $B19'$ внутри промежуточного слоя приводит к уменьшению величины микродеформации решётки в соседствующей с ней фазе В2, тем больше, чем больше объёмная доля мартенситной фазы в слое. Толщина слоя, в котором развиваются релаксационные процессы по механизму деформационного мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$, составляет 10–15 мкм.

Ключевые слова: структура, внутреннее напряжение, поверхностный слой, электронно-лучевая обработка.

В настоящее время в мире активно разрабатываются методы модификации поверхности металлических материалов с использованием концентрированных потоков электронов низких и средних энергий, которые позволяют формировать поверхностные слои с новыми физическими свойствами, сохраняя при этом исходные свойства материала в его внутреннем объёме [1–3]. Кристаллические и аморфные фазовые состояния внутри этих слоев, как правило, являются метастабильными, поскольку формируются в сильнонеравновесных условиях высоких температур, давлений и сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения [4–7]. Накопленные экспериментальные данные показывают, что именно эти синтезированные неравновесные состояния в приповерхностных областях материалов обеспечивают появление у последних новых нетипичных свойств, которые находят важное применение в практиче-

Людмила Леонидовна Мейснер (д.ф.-м.н., доцент), ведущий научный сотрудник, лаб. материаловедения сплавов с памятью формы. Юрий Петрович Миронов (к.ф.-м.н., доцент), старший научный сотрудник, лаб. материаловедения сплавов с памятью формы. Екатерина Владимировна Егоренкова, студент. Александр Иванович Лотков (д.ф.-м.н., профессор), зав. лабораторией, лаб. материаловедения сплавов с памятью формы.

ских областях деятельности [3, 8–9]. Примером этому является успешное использование электронно-лучевых обработок для очистки и стерилизации поверхностей медицинских имплантатов из титановых сплавов и стали [10–12], которые, кроме этого, приводят к повышению коррозионной стойкости этих материалов к биорастворам. Очевидно, что в первую очередь это связано с изменением структурно-фазовых состояний и, соответственно, свойств поверхности и поверхностных слоев материала после электронно-лучевых воздействий. Однако данные о синтезированных структурно-фазовых состояниях, их взаимосвязи с изменением поверхностных свойств материалов крайне ограничены, а механизмы их формирования до сих пор слабо изучены.

Известно, что лучевые воздействия на поверхность материалов являются причиной возникновения значительных по величине полей внутренних напряжений, локализованных в приповерхностных объёмах [1, 3, 8]. Кроме изменения механических свойств в зонах локализации этих полей напряжений (упрочнения, повышения хрупкости, твердости), имеются данные об их отрицательном влиянии на химические свойства материалов, например, понижение коррозионной стойкости [13].

Сплавы на основе никелида титана с эффектом памяти формы успешно завоевывают право своего использования как материалов для медицины благодаря близости их упруго-механических характеристик упругим свойствам биотканей. Однако существующая опасность выхода высокотоксичного никеля в биосреду вследствие его высокой концентрации в составах данных сплавов заставляет искать способы формирования на их поверхности барьерных, защитных слоев, обеспечивающих высокую коррозионную стойкость и, следовательно, повышающих их биосовместимость. Проведённые ранее исследования [14, 15] продемонстрировали перспективность использования для этих целей воздействий на поверхность электронными пучками низких энергий. Было установлено, что в результате этих воздействий формируются неравновесные структурно-фазовые состояния, локализованные в приповерхностных зонах воздействий, с градиентами структурных параметров. Изменения тонкой атомно-кристаллической структуры в синтезированных слоях возможно исследовать лишь с использованием неразрушающих рентгеновских структурных методов.

В статье представлены результаты рентгеноструктурных исследований неравновесных структурных и упругонапряжённых состояний, сформировавшихся в приповерхностных слоях никелида титана после воздействий электронными пучками низких энергий, а также анализа характера распределения микродеформации решётки В2-фазы, вызванной такими воздействиями.

Сплав для исследований был выплавлен в электродуговой печи из иодидного титана и никеля марки НО, взятых в эквимолярном соотношении, с шестикратным переплавом слитка. После электроэрозионной резки образцов размерами $20 \times 10 \times 1$ мм³, финишной термообработки (отжиг при температуре $T = 1073$ К в течение одного часа с охлаждением в печи) и электрополировки, при комнатной температуре образцы сплава (далее — образцы TiNi) находились в двухфазном состоянии из основной фазы со структурой В2 (ОЦК, упорядоченная по типу CsCl, температура начала прямого мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$ $M_n \approx 283$ К; параметр решётки $a_{\text{В2}} \approx 0,30125 \pm 0,00005$ нм, соответствующей составу $\text{Ti}_{49,5}\text{Ni}_{50,5}$) и неболь-

шого количества ($< 5\%$ об.) интерметаллической фазы Ti_2Ni .

Электронно-лучевая обработка заключалась в 20-кратном импульсном облучении поверхности образцов никелида титана низкоэнергетическим (до 30 кэВ) сильноточным (до 30 кА) электронным пучком (НСЭП) в режиме поверхностного плавления (2,6–3 мкс, 4 Дж/см²) в условиях высокого вакуума (10^{-6} Па) с безмасляной откачкой.

Исследования структурно-фазовых состояний, сформированных в результате электронно-пучковых воздействий в приповерхностных областях образцов $TiNi$, проводили сразу и через 1 год после облучения методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 с использованием симметричной и асимметричной (с изменением угла скольжения α) схем отражения с длинами волн рентгеновского излучения $Co-K_\alpha$, $Cu-K_\alpha$. Выбором угла α в асимметричных рентгеновских съёмках обеспечивали одинаковую эффективную толщину отражающего слоя h при всех углах брегговских отражений по методике, описанной в [16], а тщательной юстировкой минимизировали инструментальный сдвиг дифракционных рефлексов.

Величину микродеформации ε_Ψ^I решётки фазы В2 в приповерхностных областях (обусловленную напряжениями первого рода, вдоль направления, определяемого углом Ψ) определяли по изменению параметра решётки этой фазы в облученных образцах [17, 18]:

$$\varepsilon_\Psi^I = \frac{a_\Psi - a_0}{a_0},$$

где a_0 — параметр решётки фазы В2 в исходном образце; a_Ψ — параметр решётки фазы В2 в облученном образце, измеренный в направлении угла $\Psi = \Theta_{hkl} - \alpha$ между нормалью к плоскости поверхности образца и к плоскости отражения (hkl); Θ_{hkl} — угол брегговского отражения; α — угол между направлением первичного пучка и плоскостью поверхности (угол скольжения). Разделение на нормальную и касательную (к плоскости поверхности) компоненты микродеформации проводили с использованием экстраполяционных графиков $a(\sin^2 \Psi)$ и определению по ним значений a_Ψ ($\Psi = 0$ соответствует значению параметра решётки фазы В2 и, соответственно, её микродеформации вдоль нормали к плоскости поверхности образца, а $\Psi = 90^\circ$ — вдоль касательной к этой плоскости).

При использовании асимметричной схемы отражения угол α уменьшали до $\alpha = 0,1^\circ$ (без вращения образца), меньшего, чем углы полного отражения рентгеновских лучей выбранных длин волн, теоретически рассчитанные для никелида титана (для обоих видов излучения $0,3^\circ < \alpha_{TiNi} < 0,4^\circ$). Однако даже при таком малом угле скольжения удавалось наблюдать чёткую дифракционную картину с наличием четырёх–пяти дифракционных В2-рефлексов с полуширинами около 1° , подобных приведённым на рис. 1. Очевидно, что наблюдение дифракционной картины под углами, меньшими расчётного угла предельного отражения для данного материала, обусловлено наличием ненулевой шероховатости поверхности экспериментальных образцов. Для уменьшения инструментального уширения рентгеновских профилей использовали узкие (0,05 мм) выходные щели, а также уменьшали площадь поверхности образца, освещаемой рентгеновским пучком. Все это позволило оценить величины микродеформации в поверхностном слое толщиной до 50 нм (в предпо-

Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм сплава $\text{Ti}_{49.5}\text{Ni}_{50.5}$ с поверхностным слоем, модифицированным электронно-пучковым воздействием, полученные при использовании асимметричных схем отражения с углами скольжения $\alpha = 0,15^\circ$ (1), $\alpha = 2^\circ$ (2); излучение Co-K_α

ложении, что высота неровностей меньше или соизмерима с этой величиной).

В наших предыдущих рентгеноструктурных исследованиях, проведённых сразу после облучения образцов TiNi электронными пучками [16], было установлено, что на облучённой стороне всегда образуется поверхностный слой, который отличается своими структурными параметрами от структуры образцов TiNi до облучения. Этот слой характеризуется однофазным структурным состоянием со структурой B2, имеющей меньший параметр решётки, чем в её состоянии до облучения, и острой текстурой, что проявилось в появлении на дифрактограммах интенсивных сверхструктурного $(100)_{\text{B2}}$ и структурного $(200)_{\text{B2}}$ рефлексов, полностью исчезающих при изменении угловой ориентации образца относительно первичного рентгеновского пучка. Было показано, что этот слой имеет столбчатую структуру, составленную из монокристаллов с размерами областей когерентного рассеяния в направлении нормали к поверхности образца более 150 нм, значительно превосходящими линейные размеры основания отдельного кристаллита. Оценка упругонапряжённого состояния синтезированной B2 столбчатой структуры показала наличие в ней значительной микродеформации решётки $\epsilon^I \approx \pm 1\%$, обусловленной напряжениями первого рода, и сравнительно меньшей микродеформации решётки $\epsilon^{\text{II}} = 0,25\%$, обусловленной напряжениями второго рода. Напряжения первого рода, вероятно, возникают при изменении внешних условий, сопровождающих электронно-пучковые воздействия (распространение температурного фронта, упругой волны, скорость охлаждения, длительность и количество импульсов и др.) и уравниваются во всём объёме образца. Напряжения второго рода обусловлены микроискажениями в структуре, сформировавшейся после облучения.

Очевидно, упругонапряжённый наружный слой является концентратором напряжений для нижележащих (промежуточных между наружным слоем с синтезированной структурой и внутренним объёмом материала, оставшемся без изменения) слоев никелида титана и должен оказывать влияние на структурные состояния фазы B2 в этих слоях. Действительно, анализ картин рентгеновской дифракции от образцов, подвергнутых воздействиям НСЭП,

показал, что в слоях, лежащих под наружным перекристаллизованным слоем, параметр решётки фазы В2 закономерно изменяется в зависимости как от толщины анализируемого слоя, так и от взаимной ориентации первичного пучка и плоскости поверхности образца, т. е. от направления измерений.

При построении зависимостей параметра a_{B2} от функции $\sin^2 \Psi$, которые получают при использовании метода асимметричных съёмов, в [16] было показано, что после облучения в образцах TiNi наблюдается линейное возрастание a_{B2} с ростом $\sin^2 \Psi$. Углы наклона прямых $a_{B2}(\sin^2 \Psi)$ зависят от толщины эффективно отражающего слоя, однако всегда положительны, так что $a_{B2}(\Psi = 0) < (a_{B2})_0 < a_{B2}(\Psi = 90^\circ)$. Показано, что причиной такого поведения a_{B2} являются поля упругих напряжений, локализованные в приповерхностных слоях материала, находившихся в зоне воздействия электронным пучком. По наклону прямых $a_{B2}(\sin^2 \Psi)$ определена ориентационная зависимость и тип (сжатие/растяжение) упругонапряжённого состояния, которое формируется в исследуемой фазе. Показано, что после электронно-лучевой обработки в приповерхностном слое толщиной до 15 мкм, вдоль нормали к плоскости поверхности индуцированы напряжения сжатия, а в касательных направлениях к ней — напряжения растяжения. Одновременно с этим величины a_{B2} , измеренные под углом $\Psi = 45^\circ$, близки к своим значениям в исходном образце, т. е. среднее значение параметра решётки фазы В2 в упругонапряжённом слое осталось прежним, а следовательно, и концентрационное соотношение между Ti и Ni внутри этого слоя не изменилось.

Оценка величины микродеформации ε_Ψ решётки фазы В2 (микронапряжений первого рода), проведённая ранее, сразу после электронно-лучевых воздействий на образцы, показала, что во внешнем слое толщиной до 1–3 мкм она принимает наибольшие значения и уменьшается с увеличением толщины отражающего слоя. Величины микродеформации ε_Ψ , рассчитанные по дифрактограммам, снятым через 1 год после облучения образцов, и приведённые в данной работе, показали наличие релаксационного процесса в поверхностном слое толщиной менее 1 мкм, который проявился в изменении характера зависимости микронапряжений от толщины отражающего слоя. Так, на рис. 2 представлены зависимости микродеформации ε_Ψ от толщины отражающего слоя для взаимно перпендикулярных направлений, соответствующих $\Psi = 0$ и $\Psi = 90^\circ$. Из рисунка видно, что сразу после облучения касательная (типа растяжения) составляющая микродеформации $\varepsilon_{\Psi=90^\circ}$ (точки ●) достигает наибольших значений в поверхностном слое толщиной менее 2 мкм. Через 1 год после облучения образца эта зависимость остается неизменной (точки ○). Напротив, нормальная (типа сжатия) составляющая микродеформации $\varepsilon_{\Psi=0}$ (точки ◇) сразу после облучения достигает наибольших (по абсолютной величине) значений в поверхностном слое толщиной менее 1 мкм, а через 1 год после облучения образца наблюдается уменьшение её абсолютных значений с их осцилляцией около нуля в модифицированном слое (точки ◆). На глубине от поверхности более 1 мкм значения $\varepsilon_{\Psi=0}$, полученные сразу и через 1 год после облучения, практически совпали. Это означает, что на глубине от облучённой поверхности более 1 мкм релаксации упругих напряжений не произошло. Небольшое расхождение в диапазоне толщин 1–4 мкм значений $\varepsilon_{\Psi=0}$, полученных через отмеченный временной интервал, по-видимому, обусловлено вкладом релаксирующего слоя в дифракционную картину.

Как отмечалось, сплав, из которого были приготовлены образцы, испытывает мартенситное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$, температуры которого лежат вблизи комнатной температуры (T_k). Это означает, что, во-первых, при возникновении внутренних полей упругих напряжений в образцах может появиться мартенситная фаза $B19'$ в результате деформационного превращения $B2 \rightarrow B19'$, и, во-вторых, фазу $B19'$ можно наблюдать на рентгенограммах, снятых не в температурных камерах, а при T_k .

Действительно, на дифрактограммах, полученных методом асимметричных съёмов, в диапазоне углов $38^\circ < 2\Theta < 44^\circ$ (для излучения $Cu-K_\alpha$) наблюдаются достаточно чёткие рефлексы от мартенситной фазы $B19'$ [16], интенсивность которых изменяется в зависимости от угла скольжения α . Поскольку отмеченному угловому диапазону съёмов соответствует толщина отражающего слоя 6–7 мкм (для излучений $Co-K_\alpha$ и $Cu-K_\alpha$ соответственно), это означает, что мартенситная фаза $B19'$ индуцируется в слое, лежащем ниже наружного (со столбчатой структурой). Зависимость от толщины отражающего слоя отношения суммарной интенсивности выявленных рефлексов $B19'$ к интенсивности рефлекса $(110)_{B2}$, характеризующего соотношение объёмных долей мартенситной и высокотемпературной фаз $v_{B19'}/v_{B2}$ внутри всего слоя, участвующего в отражении рентгеновских лучей, иллюстрируется на рис. 3. Из этой зависимости следует, что объёмная доля мартенситной фазы, которая вблизи поверхности минимальна, изменяется в приповерхностном объёме по кривой с максимумом, приходящимся на глубину от облучённой поверхности 4–6 мкм с тенденцией уменьшения в более глубоких слоях.

Из сопоставления зависимостей на рис. 2 и 3 следует, что наблюдается корреляция в изменении микродеформации решётки ε_Ψ (обусловленной напряжениями первого рода) в фазе $B2$ и количества мартенситной фазы $B19'$ при увеличении толщины анализируемого слоя. Так, на глубине 3–6 мкм от поверхности обе компоненты ε_Ψ существенно снижаются по абсолютной величине, в то время как отношение $I_{B19'}/I_{(110)_{B2}} \sim v_{B19'}/v_{B2}$ максимально, т. е.

Рис. 2. Зависимости от толщины отражающего слоя компонент микродеформации решётки фазы $B2$ $\varepsilon_{\Psi=0}$ ($\diamond$, $\blacklozenge$) и $\varepsilon_{\Psi=90^\circ}$ ($\circ$, $\bullet$) в образцах $TiNi$, облучённых НСЭП: $\circ$, $\diamond$ — сразу после облучения; $\bullet$, $\blacklozenge$ — через 1 год после облучения

Рис. 3. Зависимость отношения суммарной интенсивности рефлексов $B19'$ к интенсивности рефлекса $(110)_{B2}$ $I_{B19'}/I_{(110)_{B2}} \sim v_{B19'}/v_{B2}$ от толщины эффективно отражающего слоя, полученная сразу после электронно-лучевой обработки образца $TiNi$

ведёт себя подобно модулю производной функции: $v_{B19'}/v_{B2} \sim \varepsilon'_{\Psi}(h)$. Иными словами, деформация решётки фазы B2 существенно снижается тогда, когда в слое происходит частичное деформационное мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$, которое, очевидно, является причиной частичного снятия внутренних напряжений в основной фазе B2 внутри модифицированного слоя. Толщина слоя, в котором наблюдаются релаксационные процессы с механизмами релаксации, обусловленными мартенситными превращениями $B2 \rightarrow B19'$, по рентгеновским данным составляет 10–15 мкм. Следует отметить, что несмотря на существенное снижение интенсивности всех дифракционных рефлексов при переходе к скользящим съёмкам, на соответствующих дифракционных картинах от образцов TiNi после электронно-пучковых воздействий рефлексов B19' не наблюдалось. Это означает, что в наружном слое со столбчатой структурой B2 деформационное мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$ не протекает.

Таким образом, установлено, что после облучения образцов TiNi сильнооточными электронными пучками низких энергий на облучённой стороне образуется перекристаллизованный поверхностный слой с острой текстурой, который находится в упругонапряжённом состоянии и характеризуется микродеформацией решётки фазы B2, обусловленной напряжениями первого и второго рода ($\varepsilon^I \approx \pm 1\%$, $\varepsilon^{II} = 0,25\%$). Значительная по величине компонента микродеформации ε^I показывает, что синтезированный слой со столбчатой структурой является концентратором внутренних напряжений для нижележащих слоев материала.

Обнаружено, что в упругонапряжённом (промежуточном) слое, расположенном под наружным перекристаллизованным слоем, развивается процесс релаксации внутренних напряжений, индуцированных облучением. Показано, что основным механизмом такой релаксации является частичное деформационное мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$. Наличие мартенситной фазы B19' внутри промежуточного слоя приводит к уменьшению величины микродеформации решётки в соседствующей с ней фазе B2, тем больше, чем больше объёмная доля мартенситной фазы в слое. Толщина слоя, в котором развиваются релаксационные процессы по механизму деформационного мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$, составляет 10–15 мкм.

Работа выполнена по проектам СО РАН № 3.6.2.1, № 57, Госконтракту № 02.523.11.3007.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бойко В. И., Евстигнеев В. В. Введение в физику взаимодействия сильнооточных пучков заряженных частиц с веществом. — М.: Энергоатомиздат, 1988. — 137 с.
2. Белый А. В., Макушок Е. М., Поболь И. Л. Поверхностная упрочняющая обработка с применением концентрированных потоков энергии. — Минск: Наука и техника, 1990. — 78 с.
3. Нанотехнологии поверхности. Формирование неравновесных состояний методами электронно-ионно-плазменных технологий / ред. Н. З. Ляхов, С. Г. Псахье. — Новосибирск: СО РАН, 2008. — 276 с.
4. Фазовые превращения при облучении / ред. В. Ф. Нолфи. — Челябинск: Металлургия (Челябин. отд-ние), 1989. — 312 с.
5. Proskurovsky D. I., Rotshtein V. P., Ozur G. E., Ivanov Yu. F., Markov A. B. Physical foundations for surface treatment of materials with low energy, high current electron beams // *Surface and Coatings Technology*, 2000. — Vol. 125. — P. 49–56.
6. Иванов Ю. Ф., Итин В. И., Ляхов С. В., Марков А. Б., Месяц Г. А., Озур Г. Е., Проскуровский Д. И., Ротштейн В. П., Тухфатуллин А. А. Фазовые и структурные измене-

- ния в стали 45 под действием низкоэнергетического сильнотоочного электронного пучка // *Известия РАН. Металлы.*, 1993. — № 3. — С. 130–140.
7. Домрачев В. Е., Монасевич Л. А., Мясников В. В., Паскаль Ю. И. Иницирование мартенситного превращения ударной волной при импульсном облучении никелида титана электронами // *Доклады АН СССР*, 1989. — Т. 305, № 1. — С. 79–81.
8. Бугаев С. П., Крейндель Ю. Е., Шанин П. И. Электронные пучки большого сечения. — М.: Энергоатомиздат, 1984. — 112 с.
9. Гнусов С. Ф., Иванов Ю. Ф., Проскуровский Д. И., Ротштейн В. П. Объёмные изменения микротвердости твердого сплава WC-сталь 110Г13 при воздействии низкоэнергетического сильнотоочного электронного пучка // *ПЖТФ*, 1999. — Т. 25, № 20. — С. 54–59.
10. Proskurovsky D. I., Rotshtein V. P., Ozur G. E., Markov A. B., Nazarov D. S. Pulsed electron-beam technology for surface modification of metallic materials // *J. Vac. Sci. Technol. A*, 1998. — Vol. 16, No. 4. — P. 2480–2488.
11. Гончаренко И. М., Итин В. И., Исиченко С. В. и др. Повышение коррозионной стойкости стали 12Х18Н10Т путём обработки интенсивным пучком низкоускоренных электронов // *Защита металлов*, 1993. — Т. 29, № 6. — С. 932–937.
12. Лотков А. И., Мейснер Л. Л., Гришков В. Н. Сплавы на основе никелида титана: ионно-лучевая, плазменная и химическая модификации поверхности // *ФММ*, 2005. — Т. 99, № 2. — С. 1–13.
13. Налесник О. И., Ясенчук Ю. Ф., Мазуркина Н. А. и др. Влияние электрополировки и ионной имплантации азота в поверхность на электрохимическое поведение титана и никелида титана в растворе HCl // *Имплантаты с памятью формы*, 1992. — № 4. — С. 53–58.
14. Мейснер Л. Л., Лотков А. И., Сивоха В. П., Псахье С. Г., Ротштейн В. П., Озур Г. Е., Карлик К. В. Пат. 2259415 РФ, С1 22 С 14/00. Материал с эффектом памяти формы..
15. Мейснер Л. Л., Никонова И. В., Лотков А. И., Раздорский В. В., Котенко М. В. Влияние ионно- и электронно-лучевой модификации поверхности на коррозионные свойства и биосовместимость никелида титана в экспериментах in vivo // *Перспективные материалы*, 2008. — № 3. — С. 1–13.
16. Миронов Ю. П., Мейснер Л. Л., Лотков А. И. Структура поверхностных слоёв никелида титана, сформированных импульсным электронно-лучевым плавлением // *ЖТФ*, 2008. — Т. 78, № 7. — С. 118–126.
17. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М.: Металлургия, 1970. — 368 с.
18. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. — М.: Физматгиз, 1968. — 864 с.

Поступила в редакцию 23/VII/2009;
в окончательном варианте — 23/IX/2009.

MSC: 74E15

PATTERNS OF CHANGE OF NORMAL AND TANGENTIAL COMPONENTS OF THE INTERNAL STRESSES, INDUCED IN THE NEAR-SURFACE LAYER OF TiNi BY ELECTRON BEAM TREATMENT

L. L. Meysner¹, Yu. P. Mironov¹, E. V. Egorenkova², A. I. Lotkov¹

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of RAS, 2/1, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055.

² Tomsk State University, 36, pr. Lenina, Tomsk, 634050.

E-mail: myp@ispms.tsc.ru

The structural and phase state, the distribution of lattice distortion in the surface layers (15 microns long) of TiNi alloy modified by high-current low-energy electron beams is studied with the X-ray diffraction technique. Three thin surface layers following one after another with different types of crystalline structure were revealed. It is discovered that on the irradiated side of the specimen of TiNi there is always a surface layer with the columnar structure on the basis of B2-phase. B2-phase synthesized in the layer is characterized by the microstrain of the lattice, caused by stresses ($\epsilon^I \approx \pm 1\%$, $\epsilon^{II} = 0.25\%$), and the layer itself is the concentrator of internal stresses for the deeper layers of material. In the intermediate layer located under it the process of relaxation of internal stresses, induced by irradiation, is developed. It is shown that the basic mechanism of this relaxation is a partial deformation martensite transformation of $B2 \rightarrow B19'$. Martensite phase B19 inside the intermediate layer leads to decrease in the value of lattice microdeformation in the neighbouring phase B2, which is proportional to the volume share of martensite phase in the layer. Thickness of the layer in which relaxation processes take place according to deformation martensite transformation pattern $B2 \rightarrow B19'$ is 10 to 15 mcm.

Key words: *structure, internal stress, surface layer, electron beam treatment.*

Original article submitted 23/VII/2009;
revision submitted 23/IX/2009.

Ludmila L. Meysner (Dr.Sci. (Phis. & Math.)), Leading Research Scientist, Laboratory of Shape Memory Alloys Materials. *Yuriy P. Mironov* (Ph.D. (Phys. & Math.)), Senior Scientific Researcher, Laboratory of Shape Memory Alloys Materials. *Ekaterina V. Egorenkova*, Student. *Alexandr I. Lotkov* (Dr.Sci. (Phis. & Math.)), Head of Laboratory, Laboratory of Shape Memory Alloys Materials.