

9. Михин Н.М. Внешнее трение твердых тел. — М.: Наука, 1977. — 224 с.
10. Маслов Е.Н. Теория шлифования материалов. — М.: Машиностроение, 1974. — 320 с.
11. Хохлов В.А., Потекаев А.И., Галсанов С.В. Исследование поверхностей трения материалов с памятью формы на основе никелида титана // Технические науки: Труды I Междунар. научно-техн. конф. — Йошкар-Ола, 2012. — С. 83–85.
12. Chalen Y.H., Oxley P.L.B. Different regimes of friction and wear using asperity deformation models // Wear. — 1979. — V. 53. — P. 229–235.
13. Потекаев А.И., Хохлов В.А., Галсанов С.В. Структурно-фазовые состояния и свойства никелида титана при глубоком неоднородном пластическом деформировании // Известия вузов. Черная металлургия. — 2012. — № 3. — С. 61–63.

Поступила 28.09.2012 г.

УДК 669.295:539.62

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ИНИЦИИРОВАННЫХ ВЫСОКИМ ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

В.А. Хохлов, А.И. Потекаев*, С.В. Галсанов

Томский государственный университет

*Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова, г. Томск

E-mail: potekaev@spti.tsu.ru

Показаны условия возникновения гидростатического ядра давления при внедрении сферического индентора в пластические среды. Выявлено влияние гидростатики на структурно-фазовые состояния и прочностные свойства никелида титана.

Ключевые слова:

Память формы, никелид титана, пластическое течение, гидростатическое ядро.

Key words:

Shape memory, titanium nickeline, plastic current, hydrostatic kernel.

Введение

Никелид титана (TiNi) относится к классу материалов с памятью формы (ПФ), в которых в полях напряжений и деформаций инициируются фазовые превращения: исходная прочная пластичная аустенитная фаза А переходит частично или полностью в новую менее прочную пластичную мартенситную фазу М_д. Реализуется прямое А→М_д мартенситное превращение. При снятии нагрузки происходит обратное мартенситное превращение. Происходит полное или частичное обратное мартенситное превращение. Количество «недовозвращенного» мартенсита зависит от уровня внешней нагрузки, степени деформации, вида напряженно-деформированного состояния (НДС), состава сплава, внешней среды, условий нагружения и т. п.

В последнее время получены достаточно обширные результаты по структурно-фазовому состоянию (СФС) в условиях линейного и простейших плоских НДС [1, 2]. Показано, что А↔М_д переходы вызываются сдвиговой компонентой тензора напряжений и сдвиговыми деформациями. Но остается открытым вопрос о влиянии всестороннего равномерного сжатия (гидростатического давления) на СФС и свойства сформированной структуры, что, по-видимому, является следствием сложности технической реализации, контроля и исследования этого состояния.

Вместе с тем несомненна важность таких исследований как с фундаментальной точки зрения, так и в прикладном плане — например, в целях создания наноструктурированного состояния поверхностных слоев с особыми свойствами в задачах контактной механики, трения и поверхностного разрушения тел из материалов с ПФ.

В настоящей работе исследуется структурно-фазовое состояние и свойства никелида титана в условиях больших гидростатических давлений, создаваемых в поверхностном контактном слое при внедрении сферического штампа (индентора) в упруго-пластическое полупространство из никелида титана. Рассмотрим условия его образования с позиций контактной механики.

НДС при вдавливании сферического штампа в упруго-пластические среды

При вдавливании шарового индентора в упруго-пластическое полупространство образуется круговая площадка радиусом a , возрастающая с увеличением нагрузки P . В пределах упругости задача о размерах площадок контакта, распределения давлений и напряжений решена Герцем, Губером и др. [2]. Основные зависимости задачи Герца приведены ниже:

$$p = \frac{P_m}{a^2} (a^2 - r^2)^{\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

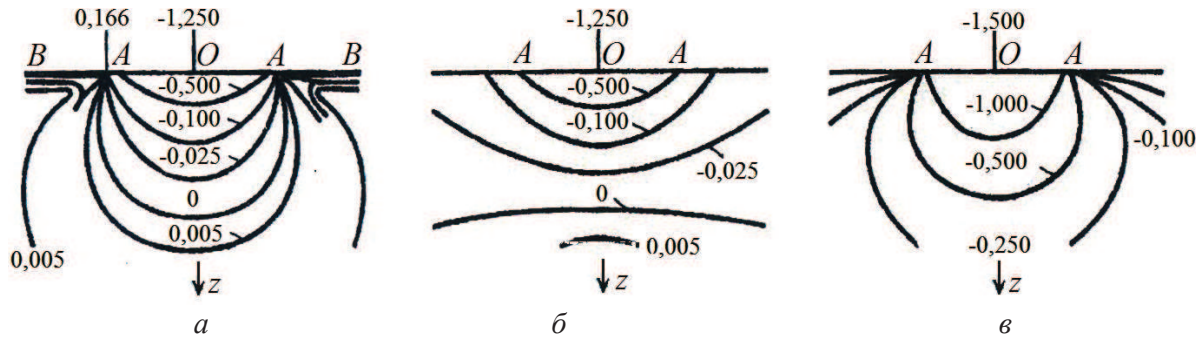


Рис. 1. Линии равных напряжений в плоскости осевого сечения: а) σ_1 , б) σ_2 , в) σ_3

$$a = (3PR / 4E)^{\frac{1}{3}}, \quad (2)$$

$$p_0 = aE / R, \quad (3)$$

$$p_m = 3P / 2\pi a^2,$$

где p , p_0 , p_m – текущее, максимальное и среднее давления на площадке контакта; $R = R_1 R_2 / (R_1 + R_2)$ – приведенный радиус, R_1 и R_2 – радиусы кривизны индентора и TiNi, $E = E_1 E_2 / (E_1 + E_2)$ – приведенный модуль упругости, E_1 и E_2 – модули упругости индентора и TiNi.

Из этих уравнений следует, что давление p на площадке контакта распределяется по параболическому (1) закону, имеет максимальное значение в центре и нулевое (3) на периферии.

Теория Герца позволяет рассматривать одно из контактирующих тел как упругое полупространство. Приняв в уравнениях (1–3) $R_1 = \infty$ при $a \ll R_1$, приходим к задаче о внедрении жесткого сферического штампа (индентора) в упруго-пластическое полупространство. Для подобной задачи существует обширная экспериментально-теоретическая база, которая может быть использована с некоторыми интерпретациями и для материалов с термолупругими мартенситными превращениями.

Главными напряжениями σ_1 , σ_2 , σ_3 являются радиальные σ_r , окружные σ_θ и осевые σ_z соответственно. Распределение их по глубине в плоскости осевого сечения показано на рис. 1 [3]. Цифры обозначают напряжения в долях p_0 . Здесь BB – поверхность полупространства; AOA – исходная состояние поверхности; AA – поверхность вдавливания.

Распределение максимальных касательных напряжений τ_m вдоль оси z в глубину материала показано на рис. 2, а, а на рис. 2, б – изолинии τ_m в плоскости осевого сечения. Здесь τ_m вычислялась как полуразность наибольших и наименьших главных напряжений. Из рис. 2, а видно, что наибольшее τ_m достигает максимума на глубине $z = 0,48a$ и равно $\tau_m = 0,465q_a$ [2].

Под площадкой контакта главные напряжения – сжимающие и близки между собой по величине. Поэтому в этой области возникают большие гидростатические давления. Вне зоны контакта вблизи поверхности напряженное состояние соответствует чистому сдвигу, поскольку здесь $\sigma_z = 0$, а $\sigma_\theta = \sigma_r$.

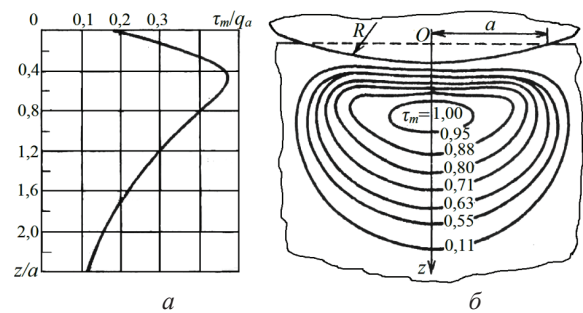


Рис. 2. Изменение максимальных касательных напряжений: а) зависимости напряжений от z ; б) линии равных касательных напряжений

Увеличение сжимающей нагрузки P приводит к развитию пластической деформации в подповерхностных слоях. Причем пластическое течение начинается с точки $\tau_m = \sigma_T / 2 = (\sigma_r - \sigma_z) / 2$ (по критерию Треска), т. е. в точке с наибольшими значениями τ .

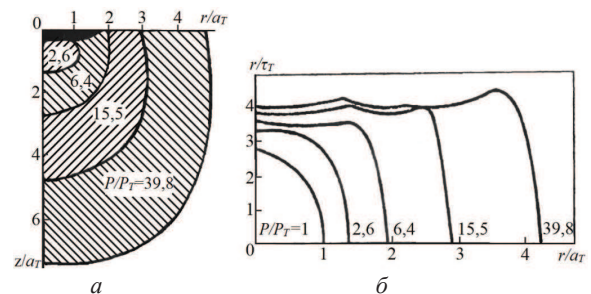


Рис. 3. Пластическая деформация под индентором: а) распределение контактного давления p ; б) развитие пластической зоны τ_m / q_a

Распространение пластической зоны показано на рис. 3 [3]. Здесь P_T , τ_T , a_T – нагрузка, приводящая к течению материала, соответствующие ей напряжение и радиус площадки контакта при $P/P_T = 1$.

Из рис. 3, а видно, что пластическое течение приводит к выполаживанию распределения давлений p . Каждая линия соответствует значениям P/P_T . Линия $P/P_T = 1$ – начало пластического течения. Распределение пластических зон для различных P/P_T показано на рис. 3, б.

Изучение развития пластической деформации позволило выявить ряд особенностей деформирования, установленных в [4, 5] и подтвержденных нами на TiNi экспериментально в [6, 7]. Суть их заключается в следующем:

- контуры пластической зоны приблизительно совпадают с линиями максимальных касательных напряжений (рис. 2);
- экспериментально установлено, что такое сходство возможно, если между индентором и пластически деформируемым полупространством имеется тонкое упругое включение в виде слоя;
- в центре контактной зоны существует тонкий поверхностный слой упругой деформации, окруженный пластическим материалом, который может сохраняться при снятии нагрузок;
- смещения под поверхностью имеют радиальную симметрию относительно точки O , а поверхности равных деформаций имеют примерную полусферическую форму.

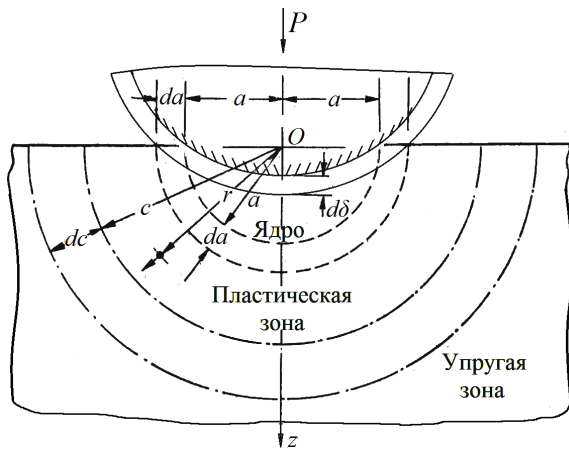


Рис. 4. Модель упруго-пластического внедрения индентора

В рамках этих предположений создана модель, в которой поверхность контакта охватывается полусферическим «ядром» радиуса a , внутри которого развиваются гидростатические напряжения интенсивностью \bar{p}_i (рис. 4). Считается, что с наружной поверхности ядра напряжения и перемещения совпадают с такими же параметрами в неограниченном идеальном упруго-пластическом теле, в поле которых действует давление \bar{p}_i . Качественно аналогичная схема должна сохраняться и при снятии нагрузки, после упруго формовосстановления.

Разработанная модель пластического течения с гидростатическим ядром отслеживает всю деформированную область: с гидростатическим сжатием, пластическим деформированием, исходную область с упругой предысторией. Границы между областями теоретически четкие, а реально должны быть несколько размытые, что, однако, не мешает анализировать упруго-пластическую деформацию негерцевского контакта.

В нашем случае интерес представляет деформированная область с гидростатическим ядром и для сравнительного анализа — прилегающая к ней зона — область с исходным аустенитом.

Материалы и оборудование

Для исследования свойств по глубине зоны с остаточными деформациями использовался раз-

работанный авторами метод разрезных образцов, который заключался в следующем: образец цилиндрической формы разрезался вдоль оси z на две равные части, затем производилась полировка разрезанных поверхностей образца таким образом, чтобы после соединения обеих половинок в жесткой обойме между ними не было бы зазора.

Структурно-фазовое состояние и прочностные свойства изучались с использованием нанотвердомера «CSEM instruments». Исследовались микрообласти во всем деформированном пространстве: вдоль центральной оси z осесимметричного образца из никелида титана, а также вдоль других осей параллельных z и удаленных от нее на расстояниях $h=1,5;3;6$ мм. Анализ структуры и твердости проводился в зонах, удаленных от точки начального контакта сферы с плоскостью на $z=1,1...13,5$ мм.

В качестве индентора использовался закаленный шар диаметром 20 мм (сталь ШХ-15), испытываемый материал — сплав ТН-1К ($\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47,5}\text{Fe}_{2,5}$). Образцы отжигались при температуре 800°C . Характеристическая температура начала фазовых превращений $T_n=-80^\circ\text{C}$, пределы прочности — $\sigma_{b\min}=1000$ МПа, $\sigma_{b\max}=1500$ МПа. Нагрузка на индентор $P=50$ и 100 кН (давление $p_0=1300$ МПа). Внедрение индентора проводилось на машине ЦДМУ.

Результаты исследований

Показано, что в результате нагружения в материале образца образуются три зоны: область с белым слоем, с мартенситом деформации M_d и со смешанным $A-M_d$ состоянием. Причем четкая граница между этими областями отсутствует — происходит плавный переход от одной области к другой.

Рассмотрим состояние и свойства первой зоны — белого слоя. Белые слои получались при трении и на классических материалах при тяжелых режимах работы [8], и на никелиде титана [9, 10]. В работе [11] показано, что при скольжении тел по идеально-пластическому полупространству средние нормальные напряжения на контакте равны напряжениям при внедрении без скольжения. Таким образом, образующиеся во время трения белые слои являются следствием начального внедрения и последующего давления при скольжении контртела и в меньшей степени — сдвиговыми напряжениями в тонком поверхностном слое.

Внешние характеристики этого слоя — плохая травимость в обычных реактивах и повышенная твердость. На рис. 5 показано изменение нанотвердости по глубине h от дна дорожек трения. Из рисунка видно, что твердость вблизи границы близка к исходной, затем повышается до значений, существенно превышающих исходную H_0 с последующим ее уменьшением. Подобная зависимость показана на рис. 6 для образцов из алюминия при высоких давлениях [11]. В обоих случаях аналогия изменения твердости позволяет считать единой природу таких изменений H_0 , в основе которой лежит гидростатическое воздействие.

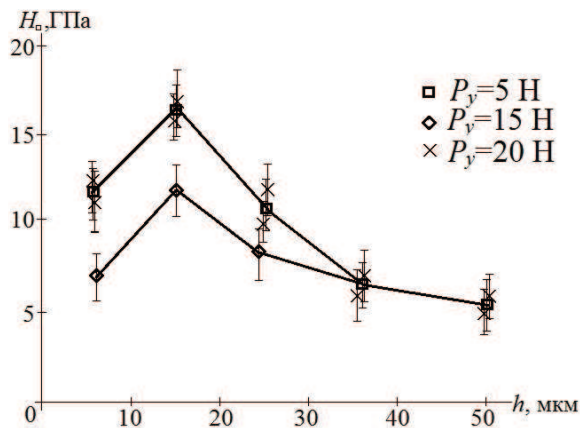


Рис. 5. Зависимость твердости H_0 от расстояния h от дна дорожки трения. Сферический индентор, $R=1,5$ мм; P_y – нагрузка на индентор твердомера

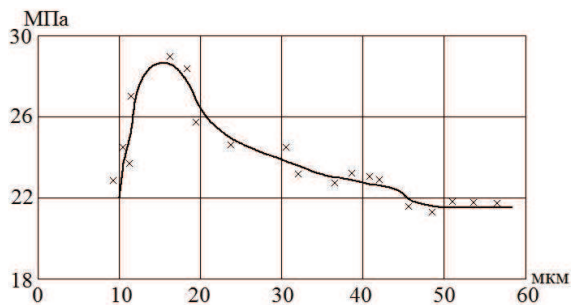


Рис. 6. Изменение микротвердости образца из алюминия при трении [11]

Обратимся к вопросу структурно-фазового состояния TiNi в гидростатическом ядре. Точно оце-

нить СФС в нем с использованием рентгеноструктурного анализа, электрономикроскопического и других методов сложно. Можно привести в первом приближении характеристику белого слоя, используя косвенные данные (литературные источники, результаты анализа микроструктуры, твердости, термического воздействия), а также теорию мартенситных превращений и эффект памяти формы.

Исследование микроструктуры деформированного материала показано на рис. 7. Здесь приведены фотографии микроструктуры TiNi в некоторых зонах подконтактной области, отражающей СФС после разгрузки и упругого восстановления материала. На рисунке видна область белого слоя и примыкающая к ней область со структурой мартенсита. Граница между ними размыта. Особенности этого слоя заключаются в непротравливаемости, повышенной прочности, цвете, в размерах, форме и месторасположении относительно границы, аналогичных тем же параметрам гидростатического ядра. Последовательный нагрев разгруженного образца вплоть до температур гомогенизирующего отжига (500°C) указывает на некоторые изменения в зонах с M_d - или А-состояниями путем реализации ПФ, но не дает видимых изменений ни в размерах и внешнем виде слоя (рис. 8), ни в прочностных характеристиках: зависимость H_0-h близка к первоначальной при $T=20^\circ\text{C}$.

Анализ результатов

Важной особенностью белого слоя является его высокие пластические свойства и прочность. Они проявляются и при внедрении сферического индентора в условиях гидростатического давления, и при скольжении его с трением с образованием

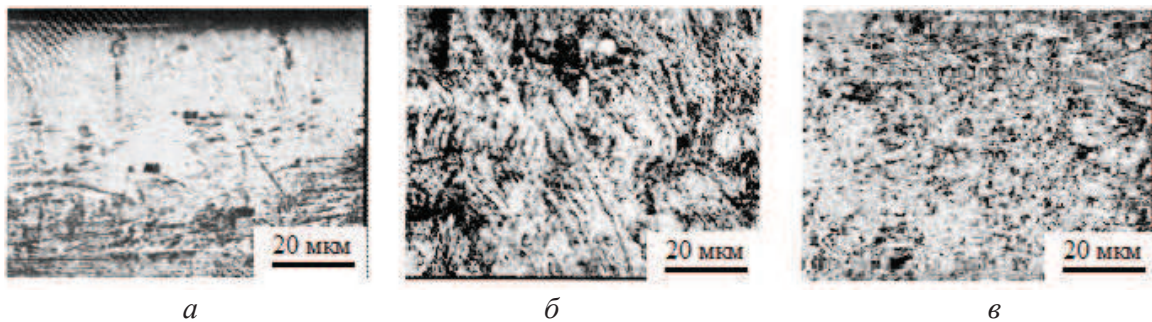


Рис. 7. Микроструктура сплава ТН-1К в направлении оси z : а) $z = 1,1$ мм; б) $z = 2,5$ мм; в) $z = 9,5$ мм

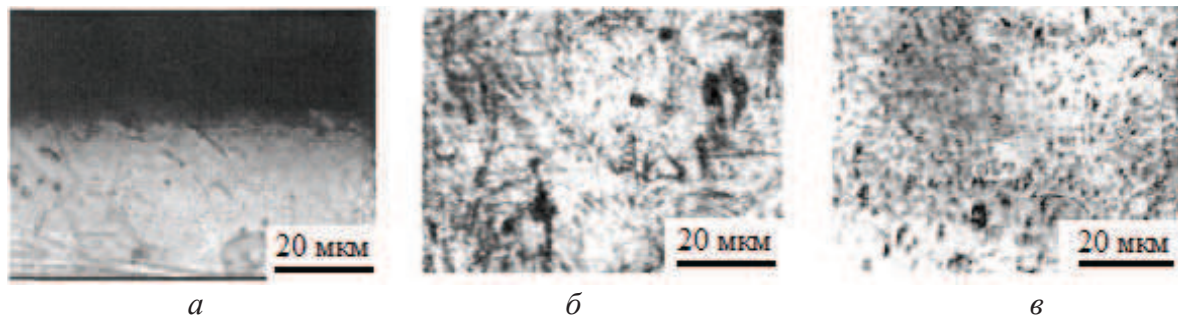


Рис. 8. Микроструктура сплава ТН-1К в направлении оси z после нагрева до 500°C : а) $z = 1,1$ мм; б) $z = 2,5$ мм; в) $z = 9,5$ мм

фронтальных пластических волн, и в условиях многократных проходов СИ, когда поверхностные слои испытывают циклические сжатие и разгрузку с элементами растягивающих напряжений. Эти факты были установлены авторами на основе изучения микроструктуры слоя и физико-механического его состояния с точки зрения трещинообразования и поведения в условиях сложных НДС.

Вообще, любые твердофазные химические реакции сопровождаются повышением пластичности и снижением сопротивления деформированию [1]. Аномалии механических свойств проявляются не только в ходе самих превращений под нагрузкой, но и в связи с прошедшим ранее превращением. Существует несколько каналов воздействия фазовых превращений на пластичность, реализуемых в материалах с ПФ, в том числе и в никелиде титана. Это ориентирование зародышей новой фазы вдоль напряжений, появление микропластических деформаций в направлении силы из-за изменения объема фаз, активации направленного массопереноса за счет диффузионных процессов, инициированных полями напряжений, за счет перестройки блочной и дислокационной структуры с движением дефектов в сторону приложенных напряжений.

Таким образом, существует целый спектр причин повышения пластических свойств в полях напряжений и деформаций не только в новой М-фазе, но и в исходной аустенитной.

На основе проведенного анализа обширных экспериментальных результатов и литературных

источников делается вывод о том, что белый слой в TiNi представляет собой квазиравновесную аустенит-мартенситную систему, состоящую из интерметаллидов недовозвращенного мартенсита, не превращенного под влиянием гидростатического давления аустенита, вторичных фаз (Ti_2Ni , $TiNi_3$).

Влияние гидростатического давления здесь должно сказываться на протекании самих $A \leftrightarrow M$ реакций, отличных от реакций недеформированного материала или в условиях простейших НДС. На наш взгляд, эти процессы затормаживаются или исключаются совсем под действием гидростатики. Важным вкладом последней считаем образование высокодисперсного, наноразмерного состояния кристаллической структуры, обеспечивающего повышенную прочность и высокую пластичность.

Заключение

На основе рассмотрения классической задачи о внедрении жесткого сферического штампа в упруго-пластические среды выявлены условия формирования гидростатического ядра давления, прилегающего к границе контакта сферы с упруго-пластическим полупространством. Применительно к никелиду титана исследованы инициированные высоким гидростатическим сжатием прочностные свойства, структурно-фазовое состояние, представляющее собой квазиравновесную аустенит-мартенситную систему с высокодисперсным наноразмерным кристаллическим состоянием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. – 216 с.
2. Колесников Ю.В., Морозов Е.М. Механика контактного разрушения. – М.: Изд-во ЛКИ, 2010. – 222 с.
3. Lawn B.R., Wilshaw T.R. Indentation fracture principles and application // J. Mater. Sci. – 1975. – V. 10. – № 1. – P. 179–182.
4. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. – М.: Мир, 1989. – 510 с.
5. Show M.G., De Salvo G.J. A new approach to plasticity and its application to blunt two dimensional indenters // Journal of Engineering for Industry. – 1970. – V. 92. – № 2. – P. 469–479.
6. Потекаев А.И., Хохлов В.А., Галсанов С.В. Структурно-фазовые состояния и свойства никелида титана при глубоком неоднородном пластическом деформировании // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 3. – С. 61–63.
7. Хохлов В.А., Закусов А.С., Исаков И.В. Структурно-фазовое состояние и свойства материалов с памятью формы на основе никелида титана в полях остаточных деформаций // Актуальные проблемы современного материаловедения: Труды Всеросс. конф. – Томск: Изд-во ТПУ, 2009. – С. 80–84.
8. Любарский И.М., Палатник С.Л. Металлофизика трения. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.
9. Хохлов В.А. Кинетическая нанотвердость и свойства пластически деформированного никелида титана // Современные проблемы машиностроения: Труды II Междунар. научно-техн. конф. – Томск, 2004. – С. 107–110.
10. Тарасов С.Ю. Исследование триботехнических свойств никелида титана // Перспективные материалы. – 1998. – № 5. – С. 24–30.
11. Михин Н.М. Внешнее трение твердых тел. – М.: Наука, 1977. – 224 с.

Поступила 28.09.2012 г.