

УДК 669.295.5:539.62

ПРИРОДА И МЕХАНИЗМЫ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ПРИМЕРЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

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

Томский государственный университет

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

E-mail: potekaev@spti.tsu.ru

На основе рассмотрения схемы движения с трением индентора, имитирующего абразивное зерно, по поверхности никелида титана, установлено, что при определенных силовых и скоростных режимах доминирующим механизмом абразивного изнашивания является циклическое пластическое деформирование материала и, как следствие, его поверхностное усталостное разрушение. Аномально высокая износостойкость объясняется с позиций прямых и обратных мартенситных превращений, которые приводят к образованию на микроуровне повреждений, способствующих микро- и макроразрушениям.

Ключевые слова:

Память формы, никелид титана, абразивное изнашивание.

Key words:

Shape memory, titanium nickelide, abrasive wear.

Одним из широко используемых материалов с памятью формы (ПФ) является никелид титана (TiNi), концентрация компонентов которого сосредоточена в узкой области вблизи эквипотенциального состава с образованием интерметаллидов [1–10]. Одной из важнейших особенностей материалов с ПФ является изменение фазового состава и, как следствие, — механических свойств в термических и силовых полях. При понижении температуры или приложении нагрузки аустенитная фаза (А) превращается частично или полностью в мартенситную фазу (М). Таким образом, реализуется прямое мартенситное $A \rightarrow M$ превращение. При возврате температуры к исходному значению или прекращении действия нагрузки происходит обратное мартенситное превращение ($M \rightarrow A$).

Изнашивание, в том числе и абразивное, классических материалов исследовано достаточно детально [11]. В то же время для TiNi сведения по трению и изнашиванию представлены единицами работ [12, 13], а по абразивному изнашиванию исследования отсутствуют вообще. Общеизвестно, что в технологических процессах, таких как шлифование, выглаживание, полирование деталей и образцов, притирка и доводка инструмента, никелид титана обладает аномально высокой износостойкостью по сравнению с обычными материалами. Поэтому изучение сущности и механизмов изнашивания в плане совершенствования технологических процессов обработки TiNi, оптимизации параметров работающих в абразивных средах элементов соединений является актуальной.

Цель настоящей работы состоит в исследовании природы и механизмов абразивного изнашивания материалов с памятью формы на примере никелида титана.

Как известно, в основе абразивного изнашивания пластичных материалов лежат процессы микрорезания и усталостного разрушения при циклическом движении контртела (индентора, абразив-

ного зерна) по поверхности исследуемого материала. Рассмотрим эти процессы с позиций метода склерометрии (царапания), созданного в свое время для измерения твердости и получившего в дальнейшем распространение для исследования ряда других свойств материалов [14]. При царапании материалов жесткий индентор определенной геометрической формы скользит по поверхности исследуемого образца, пластически деформируя последний или срезая тонкий поверхностный слой. Деформация индентора не учитывается. При этом используются инденторы в виде сферы, конуса, пирамиды.

В случае абразивного изнашивания формы любого царапающего острия можно представить в виде сферических сегментов с радиусами закруглений ρ , значения, которых колеблются в пределах $\rho=4...19$ мкм — для натуральных, $\rho=6...9$ мкм — для синтетических алмазов и $\rho=4...28$ мкм — для корундовых и карборундовых абразивных зерен [11]. При этом углы при вершине острия находятся в пределах $64...100^\circ$, $80...90^\circ$ и $98...110^\circ$, соответственно. Заметим, что радиус закругления является очень важной характеристикой индентора, определяющей размеры и форму канавок — дорожек трения, природу их образования, а, следовательно, и триботехнические свойства материалов при однократном и многократном проходах индентора. Подчеркнем, что величина параметра ρ соизмерима с толщиной удаляемого слоя при скольжении индентора.

Дорожка трения в зависимости от скорости, давления на острие, свойств материала, его способности к деформационному упрочнению и адгезионному взаимодействию, температуры и других факторов может быть получена в результате действия ряда факторов:

- пластического деформирования и отеснения материала по бокам и впереди индентора с образованием навалов (рис. 1, а);

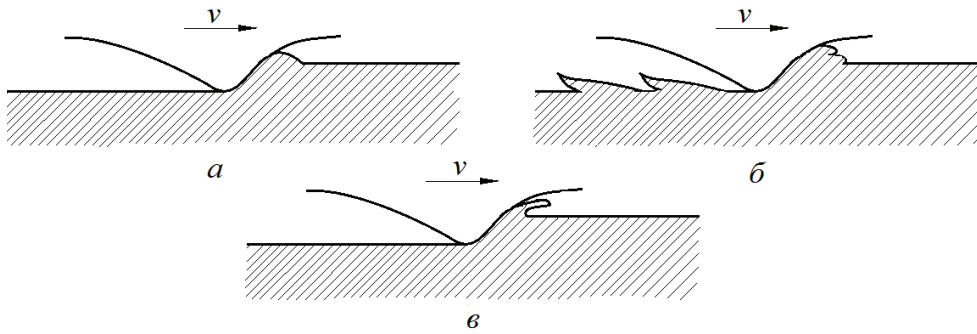


Рис. 1. Схемы образования дорожек трения: а) пластическое выдавливание, б) пластическое выдавливание с адгезией, в) микрорезание

- пластического циклического деформирования материала в области острия и усталостного разрушения тонких поверхностных слоев;
- пластического деформирования с адгезией (рис. 1, б);
- пластического деформирования с микрорезанием и элементами адгезионного взаимодействия;
- микрорезания (рис. 1, в);
- хрупкого разрушения без пластического деформирования с отделением микростружки.

Для пластичных материалов, в том числе и никелида титана, очевидна реализация первых пяти факторов, из которых наибольшее влияние оказывают пластическая одноразовая или циклическая деформация и микрорезание. Следует особо отметить, что природа проявления этих факторов различна. Рассмотрим образование царапины или дорожки трения на примере схемы [11], необходимой для выявления условий перехода от пластического деформирования к резанию. Положим, что к острию 1 (рис. 2) приложены силы: нормальная (придавливающая) P_y и тангенциальная (сдвигающая) P_z . При движении индентора возникает сила трения T' , для преодоления которой должна быть приложена внешняя сила. Эта сила T должна быть равной по величине силе N , нормальной к линии действия сил T и T' (рис. 2) и являющейся равнодействующей приложенных к острию сил.

При достижении величины P_z значения, при котором происходит сдвиг, острие получит перемещение вдоль поверхности материала, т. е. возникнет царапающий эффект. Перемещаясь, острие будет деформировать материал, вызывая впереди и по бокам навалы, или срезая микростружку (микрорезание). При этом передний угол γ_0 острия имеет отрицательные значения, а угол резания γ превышает 90° . На рис. 2 величина h определяет толщину среза (глубину царапины); h_0 – толщина срезаемого слоя в точке k ; v – скорость движения индентора. При $h_0 \rightarrow h$ имеем $\gamma_0 \rightarrow 90^\circ$, а $\gamma \rightarrow 180^\circ$. Увеличение углов γ_0 и γ повышает сопротивление резанию и благоприятствует пластическому деформированию. Сила P_y вызывает лишь смятие поверхностных слоев и не оказывает влияния на стружкообразование. Если $h \leq \rho$, то величина

угла γ полностью зависит от отношения h/ρ , определяющего, следовательно, степень деформации в рассматриваемой точке.

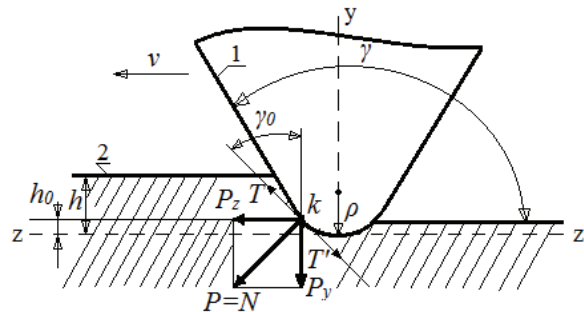


Рис. 2. Схема движения индентора

В процессе воздействия царапающего острия на пластичный материал изменение P_y существенно изменяет процесс царапания. При малых величинах P_y реализуется только скольжение, при больших P_y – выдавливание материала, а при дальнейшем увеличении P_y – срезание в виде микростружки. За критерии перехода от пластического деформирования к микрорезанию можно принять отношение h/ρ . В соответствии с [11] допускаются граничные значения $h/\rho \approx 0,5 \dots 0,6$ (передний угол равен $45 \dots 50^\circ$). При этих значениях h/ρ и γ_0 наряду с пластической деформацией проявляются элементы резания, особенно при высоких скоростях v . Меньшие значения отношения h/ρ сопровождаются увеличением γ_0 и повышенными пластическими деформациями вплоть до перехода к скольжению. Большие значения h/ρ приводят к доминированию стружкообразования. При $h/\rho = 1$ реализуется полное микрорезание.

Работа проводилась на шариковом трибометре «CSEM INSTRUMENTS», нановердометре Nano Hardness Tester, трибометре – склерометре TC-1, трёхмерном профилографе MICRO MEASURE 3D station «Still».

В качестве инденторов были выбраны сфера с $\rho = 1$ мм и алмазный конус с углом при вершине 90° и радиусом $\rho = 15$ мкм, отвечающий среднестатистическим значениям используемых на практике абразивных и алмазных зерен. Прижимающая на-

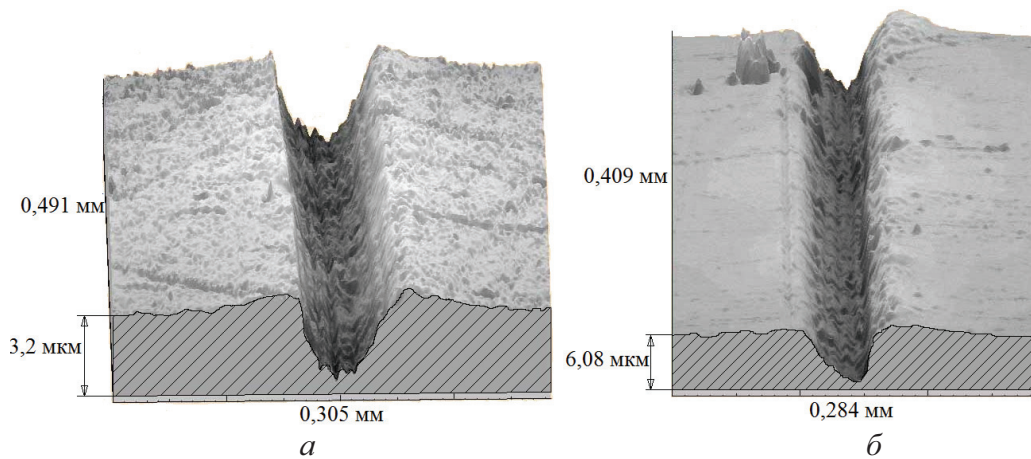


Рис. 3. Вид поверхности трения: а) сферический индентор, б) алмазный индентор. $P_y = 5$ Н

грузки P_y выбиралась в пределах 5...40 Н (верхний предел ограничивался устойчивостью процесса трения). Скорость принималась $v=0,1$ м/с при однократном и $v=0,5$ м/с – при многократных циклических проходах. Исследуемый материал – сплав ТН-1К ($\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47,5}\text{Fe}_{2,5}$). Общий вид дорожек трения показан на рис. 3.

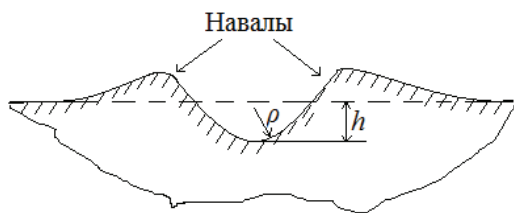


Рис. 4. Схематичное изображение поперечного сечения

Вес удаленного в навалы и срезанного материала (рис. 4) определялись следующим образом [15]. Пусть S_1 и S_2 – площади навалов и канавки; S – общая площадь канавки с навалами; Q_n и Q_c – веса удаленного и вытесненного материала; Q – общий вес перемещенного материала; γ^* – удельный вес сплава; l – длина канавки.

Тогда

$$Q_n = S_1 l \gamma^* \text{ и } Q_c = S l \gamma^*.$$

Следовательно

$$Q_c = Q - Q_n = (S - S_1) l \gamma^* = S_2 l \gamma^*.$$

За критерий интенсивности изнашивания принималось отношение $Q_c/Q = S_2/S$, которое показывает вес удаленного из канавки материала относительно общего веса перемещенного материала. Если проход многократный, то Q_c и S_2 содержат вес удаленного материала не только за счет микрорезания, но и в результате его усталостного разрушения.

На рис. 5 приведены зависимости Q_c/Q от глубины канавки для нагрузок $P_y = 5...40$ Н. Кривая 1 соответствует алмазному, а 2 – сферическому инденторам. Для сравнения приведена зависимость $Q_c/Q-h$ для стали Ст2 (линия 3) при $v=0,1...1,0$ м/с [14].

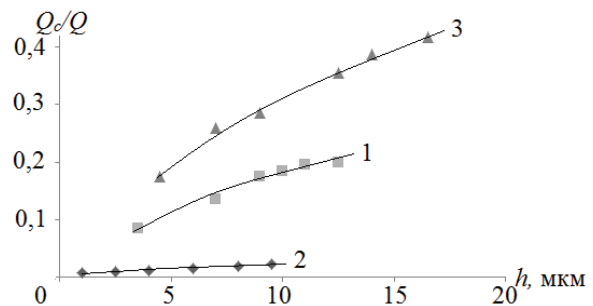


Рис. 5. Зависимости веса удаленного из канавки материала от ее глубины. Кривые: 1) сплав ТН-1К, алмазный индентор, 2) сплав ТН-1К, сферический индентор, 3) сталь Ст2, алмазный индентор

Несложно увидеть, что в никелиде титана при малых нагрузках P_y и небольшой глубине h основной вклад в формирование канавки вносит пластическое отеснение материала в навалы. Это согласуется с величиной отношения $h/\rho < 0,5$, при котором микрорезание отсутствует. Под действием алмазного и сферического инденторов наблюдается некоторое увеличение Q_c/Q при возрастании P_y и h , связанное с усталостным разрушением поверхностей трения. Доля микрорезания, очевидно, незначительна, несмотря на рост отношения h/ρ . Под действием сферического индентора возрастание Q_c/Q небольшое, что также согласуется с $h/\rho \leq 0,5$. После начального формирования канавки идут процессы циклического скольжения индентора и выглаживания поверхности, при которых микрорезание отсутствует полностью.

Несколько иначе происходит образование канавки на стали (кривая 3, рис. 5). Вклад микрорезания на начальной стадии (малые значения P_y и h) более существенен, а при увеличении нагрузки микрорезание является основным механизмом абразивного изнашивания.

Таким образом, при движении инденторов по поверхности никелида титана образование канавки и износ происходят в основном за счет циклического пластического деформирования мате-

риала, которое вызывает, несомненно, усталостное разрушение. Это разрушение характерно для всех материалов. Однако, в никелиде титана в результате $A \leftrightarrow M$ превращений усталостные процессы существенно отличны от подобных в материалах, не обладающих ПФ. Данное положение подтверждается рядом работ.

В частности, в работе [16] показано, что накопление различного рода повреждений в процессе механоциклирования, являющихся предвестниками и причиной отделения частиц износа при трении, у материалов с мартенситными превращениями резко подавлено по сравнению с обычными металлами.

В результате этого существенно повышается циклическая долговечность и условный предел усталости даже при интенсивном циклическом воздействии. Например, по данным [17] никелид титана выдерживает 10^3 циклов при амплитуде деформации 10 %, в то время как для металлов с дислокационной пластичностью та же долговечность достигается при амплитудах до 1 %. За исключением некоторых различий, все сплавы на основе TiNi в условиях циклического воздействия ведут себя одинаково.

Природа такого аномального поведения материалов с ПФ объясняется тем, что при циклических воздействиях, в том числе и при трении, доминирующими каналами деформации являются геометрически обратимые мартенситные реакции. Движение обратимых носителей может не сопровождаться образованием концентраторов напряжений и зарождением трещин, что повышает усталостную прочность [16]. Кроме того, исследуемый класс материалов способен к аккомодации пластической деформации, которая предотвращает трещинообразование при мартенситных превращениях. В сплавах никелида титана высокая пластичность способствует релаксации напряжений, связанных с переориентацией существующих кристаллов в мартенсите, которая снижает возможность гранично-зеренного растрескивания.

Немаловажную роль в образовании трещин и высоких напряжений на границах зерен играет

упругая анизотропия кристаллов. Так по данным работы [18] в бронзах, у которых коэффициент упругой анизотропии в 7,5 раз выше, чем у TiNi, усталостная прочность намного ниже, чем у никелида титана.

Рассмотрим влияние на износ поверхностных слоев и адгезионного взаимодействия. Литературные данные свидетельствуют о специфическом влиянии и особой роли поверхностных слоев в общих процессах микроскопической деформации и разрушения, в процессах усталости, ползучести, в условиях трения, износа и схватывания металлов. В нашем случае в результате фазовых превращений формируются подповерхностные зоны с мартенситной и смешанной мартенсит-аустенитной фазами, обладающими повышенными прочностными свойствами. Кроме того, образуется особый слой толщиной 10...30 мкм со сложным структурно-фазовым состоянием и прочностными свойствами, отличающимися от свойств исходной и мартенситной фаз. Так на рис. 6 показаны зависимости твердости от глубины h (использовался метод разрезных образцов) [19].

Как видно, поверхностный слой имеет сложную структуру и свойства. Наблюдается на некоторой глубине пиковое значение твердости, намного превышающее этот параметр А и М фаз. Этот слой, характерный для сплавов, претерпевающих термоупругие мартенситные превращения, в настоящее время не идентифицирован по фазовому составу и структуре. Однако по литературным данным [20] и результатам наших работ [19] он представляет ультрамелкозернистую структуру (нано- и субмикрокристаллическую), состоящую из А и М фаз.

Проведенные в последнее время исследования [21] показали, что при измельчении зеренной структуры до субмикрокристаллической повышается обратимая мартенситная деформация и характеристики прочности (в нашем случае – твердость). При всем этом сохраняется высокая пластичность. Поэтому можно сказать, что при трении сформировавшиеся поверхностные слои благоприятствуют пластической деформации при механоциклировании.

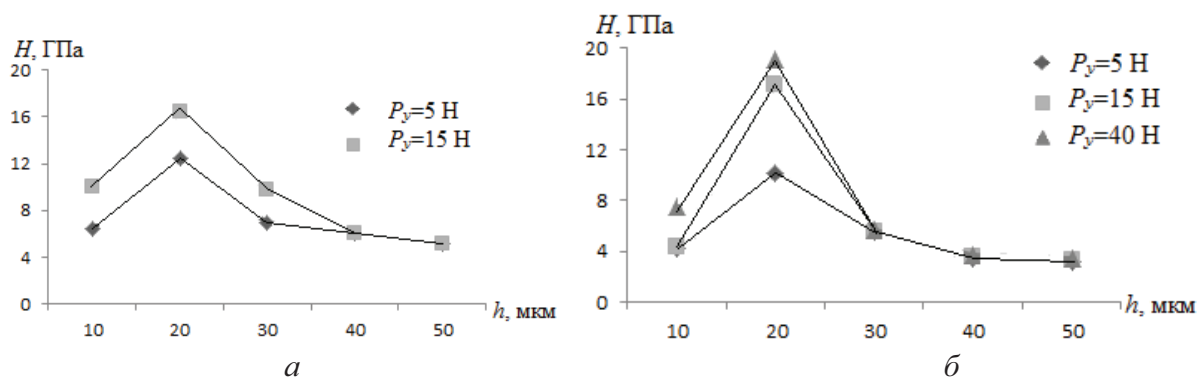


Рис. 6. Зависимость твердости H от расстояния h от границы дорожки трения: а) сферический индентор, $\rho=1$ мм; б) алмазный конус, $\rho=10$ мкм

Исследование поверхности трения показало, что определенный вклад в износ вносит и адгезионная составляющая. Так на рис. 3 видны следы вырывания, вызванные схватыванием при однократном движении индентора. При циклическом движении деформационное упрочнение, существенное изменение структуры и свойств препятствуют схватыванию [22]. Поэтому можно считать, что адгезионный механизм изнашивания является вторичным.

Заключение

В результате исследований природы и механизмов абразивного изнашивания материалов с памятью формы показано, что в пределах общепринятых скоростей движения индентора и нагрузок до-

минирующим механизмом износа является усталостное разрушение материала при его циклическом деформировании. Повышенная износостойкость с этих позиций и с точки зрения мартенситных превращений является следствием подавления процессов трещинообразования в результате геометрически обратимых мартенситных реакций, аккомодации пластической деформации, а также малого коэффициента анизотропии.

Несмотря на сложный характер свойств формирующихся поверхностных слоев, они сохраняют высокую пластичность, которая способствует повышению циклической прочности. Адгезионное взаимодействие является вторичным механизмом износа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гюнтер В.Э., Итин В.И., Монасевич Л.А., Паскаль Ю.И. Эффекты памяти формы и их применение в медицине. – Новосибирск: Наука, 1992. – 742 с.
2. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Потекаев А.И., Козлов Э.В. и др. Кристаллогеометрические и кристаллохимические закономерности образования и тройных соединений на основе титана и никеля / под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во ТПУ, 2011. – 312 с.
3. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Гюнтер В.Э., Кулагина В.В. Влияние дефектов структуры на структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях функциональных материалов // Известия вузов. Сер. Черная металлургия. – 2010. – № 10. – С. 61–67.
4. Макаров С.В., Плотников В.А., Потекаев А.И. Слабоустойчивые состояния кристаллической решетки алюминия при высокотемпературной деформации и акустическая эмиссия // Известия вузов. Сер. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 3. – С. 47–55.
5. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Козлов Э.В. и др. Особенности структурно-фазовых состояний в тройных сплавах $Ni_3(Mn, Ti)$ // Известия вузов. Сер. Физика. – 2010. – Т. 53. – № 1. – С. 65–69.
6. Клопотов А.А., Клопотов В.Д., Потекаев А.И. и др. Кристаллогеометрия структур в системах $Ti-Ni$, $Ti-Nb$, и $Ti-Ni-Nb$ // Фундаментальные проблемы современной материаловедения. – 2010. – № 3. – С. 83–89.
7. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Гюнтер В.Э. и др. Влияние фазового наклепа на предмартенситные состояния и на мартенситные превращения в многокомпонентных сплавах $Ti (Ni, Co, Mo)$ с эффектами памяти формы // Материаловедение. – 2010. – № 12 (165). – С. 37–44.
8. Гюнтер В.Э., Потекаев А.И., Клопотов А.А. и др. Асимметрия температурных зависимостей электросопротивления при мартенситных превращениях $B2-B19'$ и $B2-R-B19'$ в сплавах на основе $TiNi$ // Известия вузов. Сер. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 5. – С. 56–60.
9. Потекаев А.И., Кулагина В.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях конденсированных систем // Известия вузов. Сер. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 8. – С. 5–23.
10. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Кулагина В.В. и др. Влияние деформации на температурные области мартенситных превращений в сплавах на основе $TiNi$ // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 11. – С. 40–43.
11. Маслов Е.Н. Теория шлифования материалов. – М.: Машиностроение, 1974. – 320 с.
12. Тарасов С.Ю. Исследование триботехнических свойств никелида титана // Перспективные материалы. – 1998. – № 5. – С. 24–30.
13. Семида В.В., Полотай В.В., Сорокин С.М., Гончарук Н.В. Триботехнические свойства никелида титана при трении без смазки // Трение и износ. – 1995. – Т. 16. – № 2. – С. 323–326.
14. Полосаткин Г.Д., Соломеин И.А. Исследование механизма образования микроцарапины на металлах в диапазоне скоростей от 0,02 до 120 м/с // В сб.: Склерометрия / под ред. М.М. Хрущева. – М.: Наука, 1976. – 238 с.
15. Хохлов В.А., Галсанов С.В. Механизмы абразивного изнашивания материалов с памятью формы на основе никелида титана // Инновационные материалы и технологии в машиностроительном производстве: Докл. Всеросс. научно-техн. конф. – Орск, 2011. – С. 108–110.
16. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. – 216 с.
17. Melton K.N., Mercier O. Fatigue of $NiTi$ thermoelastic martensites // Acta Metallurgica. – 1979. – V. 27. – № 1. – P. 137–144.
18. Melton K.N., Mercier O. The effect of martensitic phase transformation on the low cycle fatigue behavior of polycrystalline $Ni-Ti$ and $Cu-Zn-Al$ alloys // Materials Science and Engineering. – 1979. – V. 40. – № 1. – P. 81–87.
19. 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. с элементами научной школы для молодежи. – Томск: Изд-во ТПУ, 2009. – С. 80–84.
20. Антонов О.В., Бакач Г.П., Братчиков А.Д., Будовских Е.А. и др. Эволюция структуры и свойства металлических материалов / под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 444 с.
21. 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.
22. Хохлов В.А. Кинетика предварительного смещения и трения в контакте металлических шероховатых тел в условиях адгезионного взаимодействия // Вестник Томского государственного университета (Бюллетень оперативной научной информации, № 32, апр. 2004). – 2005. – С. 108–112.

Поступила 24.02.2012 г.