

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 экваторного 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 А→М превращение. При возврате температуры к исходному значению или прекращении действия нагрузки происходит обратное мартенситное превращение (М→А).

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 усовершенствования 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  $\rho$ , 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 одноразовом и многократном проходах индентора. Подчеркнем, что величина параметра  $\rho$  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 оттеснения материала по бокам и впереди индентора с образованием навалов (рис. 1, а);

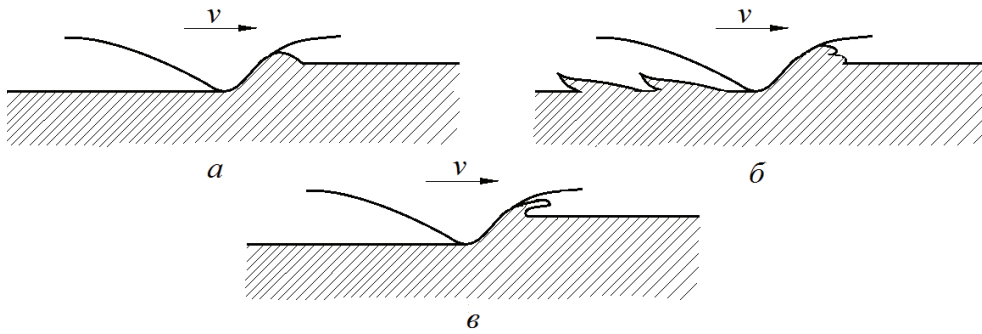


Рис. 1. Схемы образования дорожек трения: а) пластическое выдавливание, б) пластическое выдавливание с адгезией, в) микрорезание

- 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  $\gamma_0$  острия имеет отрицательные значения, а угол резания  $\gamma$  превышает  $90^\circ$ . 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  $\gamma_0$  и  $\gamma$  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  $\gamma$  полностью зависит от отношения  $h/\rho$ , определяющего, следовательно, степень деформации в рассматриваемой точке.

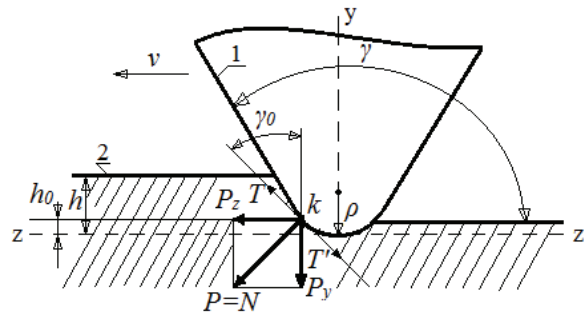


Рис. 2. Схема движения индентора

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  $h/\rho$ . 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  $h/\rho$  и  $\gamma_0$  наряду с пластической деформацией проявляются элементы резания, особенно при высоких скоростях  $v$ . Меньшие значения отношения  $h/\rho$  сопровождаются увеличением  $\gamma_0$  и повышенными пластическими деформациями вплоть до перехода к скольжению. Большие значения  $h/\rho$  приводят к доминированию стружкообразования. При  $h/\rho = 1$  реализуется полное микрорезание.

Работа проводилась на шариковом трибометре «CSEM INSTRUMENTS», нанотвердометре 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  $90^\circ$  и радиусом  $\rho = 15$  мкм, отвечающий среднестатистическим значениям используемых на практике абразивных и алмазных зерен. Прижимающая на-

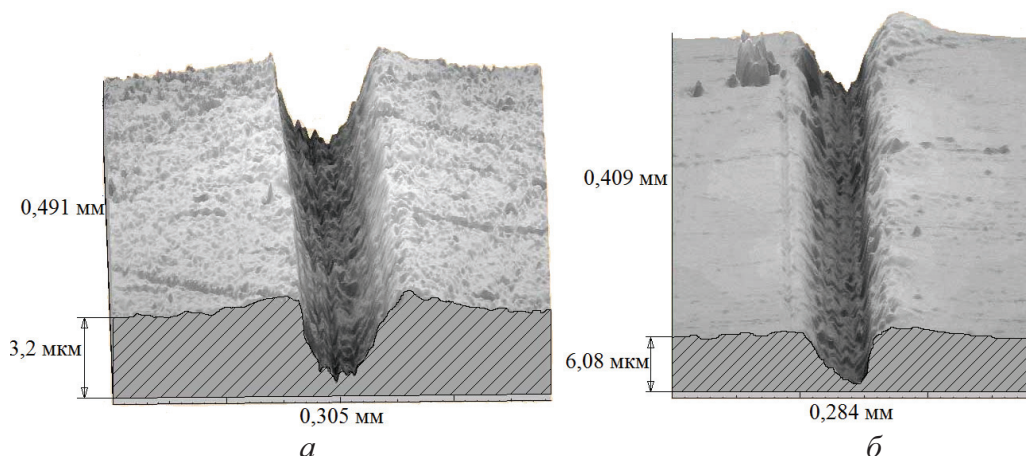


Рис. 3. Вид поверхности трения: а) сферический индентор, б) алмазный индентор.  $P_y = 5 \text{ Н}$

грузка  $P_y$  выбиралась в пределах 5...40 Н (верхний предел ограничивался устойчивостью процесса трения). Скорость принималась  $v=0,1 \text{ м/с}$  при одноразовом и  $v=0,5 \text{ м/с}$  – 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.

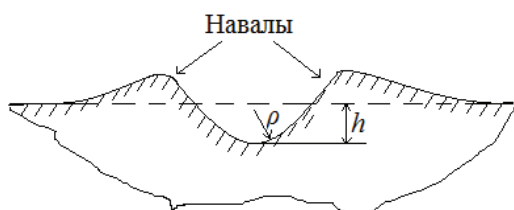


Рис. 4. Схематичное изображение поперечного сечения

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;  $\gamma^*$  – 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  $Q_n$  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  $P_y = 5...40 \text{ Н}$ . Кривая 1 соответствует алмазному, а 2 – сферическому инденторам. Для сравнения приведена зависимость  $Q_c/Q - h$  для стали Ст2 (линия 3) при  $v=0,1...1,0 \text{ м/с}$  [14].

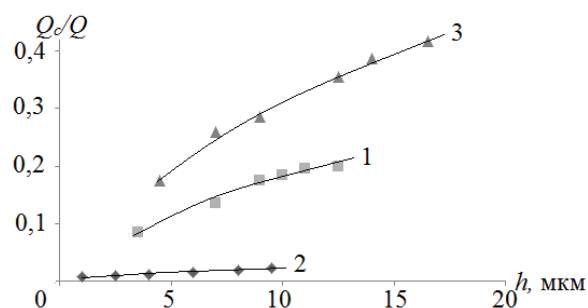


Рис. 5. Зависимости веса удаленного из канавки материала от ее глубины. Кривые: 1) сплав ТН-1К, алмазный индентор, 2) сплав ТН-1К, сферический индентор, 3) сталь Ст2, алмазный индентор

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  $h/\rho$ . 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 субмикроструктурную), состоящую из А и М фаз.

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

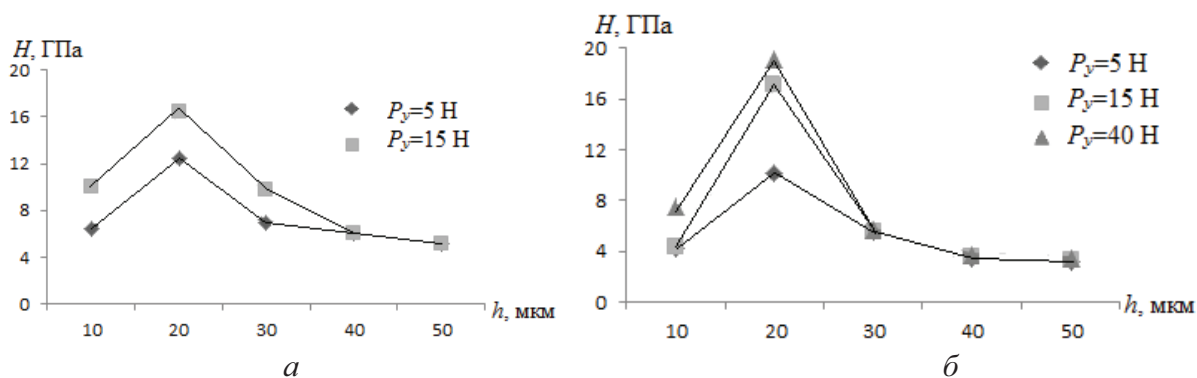


Рис. 6. Зависимость твердости  $H$  от расстояния  $h$  от границы дорожки трения: а) сферический индентор,  $\rho=1$  мм; б) алмазный конус,  $\rho=10$  мкм

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<sub>3</sub>(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. Кристаллометрия 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.