

Механика материалов: прочность, ресурс, безопасность

УДК 620.178.16:620.18:669.245

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОЙ КОМПОЗИЦИИ «ОСНОВА — МАТЕРИАЛ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ»¹

© Ж. М. Бледнова², Н. А. Махутов³, П. О. Русинов², М. А. Степаненко²*Статья поступила 3 октября 2014 г.*

Исследованы свойства многофункциональной композиции сталь — сплав с эффектом памяти формы на основе TiNi, TiNiCu, NiAl. Композиция получена в условиях высокоэнергетических воздействий (аргондуговой и лазерной наплавкой, плазменным и высокоскоростным газопламенным напылением) с формированием структуры различной дисперсности — от мелкокристаллической до наноразмерной. Экспериментальные исследования показали эффективность разработанных технологий создания композиции для повышения износостойкости, предела выносливости, долговечности при фрикционно-циклическом малоцикловом нагружении материала. Повышение износоустойчивых характеристик объясняется процессами, вызванными совместным действием циклического нагружения и реверсивного трения. Показано, что в условиях фрикционно-механической усталости в поверхностно-модифицированном слое из материала с эффектом памяти формы в зоне трения происходит повышение температуры, вызывающее мартенситно-аустенитное превращение, в то же время давление, возникающее при трении, вызывает эффект пластичности превращения за счет образования мартенсита напряжения.

Ключевые слова: композиция «сталь — сплав с эффектом памяти формы»; высокоэнергетическое воздействие; трибологические свойства; фрикционно-механическая усталость; мартенситно-аустенитные превращения.

Необходимость обеспечения надежности в современном промышленном производстве выдвигает на первый план решение задач создания новых материалов, способных работать в сложных условиях внешнего воздействия: тяжелых режимах трения и изнашивания, циклического нагружения, воздействия активных сред. Перспективным направлением в обеспечении надежности, связанной с повышением износостойкости и циклической долговечности, является использование различных методов поверхностного модифицирования (ПМ) и создания композиционных материалов [1, 2]. Широкие возможности открываются при использовании для ПМ и формирования композитов материалов с обратимой фазовой структурой, к числу которых относятся сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) [3], способные «запоминать», «отслеживать» и возвращать деформацию и форму [4].

В настоящее время технологии ПМ материалами с ЭПФ, относящиеся в основном к микро- и нанотехнологиям, используются при создании микроэлектромеханических систем и изделий медицинского назначения, для которых толщина покрытия не превышает нескольких микрон, обеспечивая при этом достаточный уровень функциональных свойств на необходимом масштабном уровне. При разработке технологий ПМ материалами с ЭПФ машиностроительного назначения целесообразно использовать различные комплексные методы инженерии поверхности, обеспечивающие максимальное использование многофункциональных возможностей материалов с ЭПФ для работы в условиях трения, циклического нагружения, ударных и коррозионных воздействий. На рис. 1 приведена схема формирования поверхностных слоев из материалов с ЭПФ (жирным шрифтом выделены разработанные технологии) [5].

К числу материалов, обладающих нетривиальными свойствами памяти, восстановления, адаптивности, активации, преобразования энергии и высокими эксплуатационными свойствами в условиях механической усталости и износа, относится никелид титана — интерметаллид на основе TiNi. Особые триботехнические свойства TiNi в сочетании с высокой демп-

¹ Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ № МК-5017.2014.8 и государственного задания (проект 2416 – 2014 г.) при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ.

² Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар, Россия; e-mail: blednova@mail.ru; ruspiter5@mail.ru

³ Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия; e-mail: safety@imash.ru

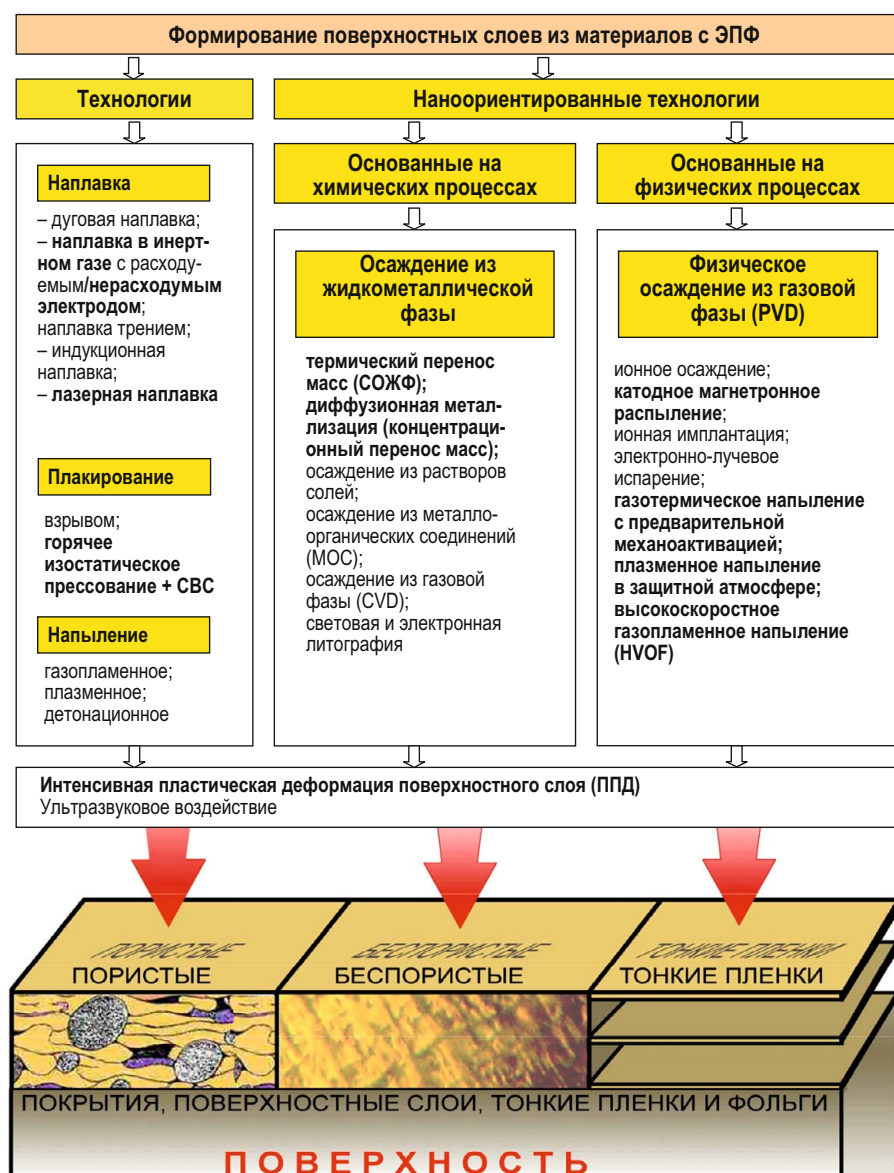


Рис. 1. Схема формирования поверхностных слоев из материалов с ЭПФ

фирующей способностью и сопротивлением коррозионно-эрозионным воздействиям определили сплав TiNi как «трибологический феномен», новый «трибо-материал» и «трибокомпозит» [6 – 8]. В последние годы достигнуто значительное повышение характеристик изнашивания TiNi методами азотирования, цементации и напыления слоя TiN на тонкие пленки TiNi. Формирование слоистой структуры азотированного сплава TiNi позволяет сохранить значительный ЭПФ и в процессе нагружения при развитии деформационного мартенситного превращения блокировать проникновение микротрещин из внешнего нитридного слоя в глубь материала [9].

Достигнутые успехи в трибологической инженерии сплавов на основе TiNi [6 – 9] свидетельствуют о перспективе их использования в качестве материалов с высоким уровнем износостойкости и целесообразности разработки на их основе новых многоком-

понентных материалов и трибокомпозитов [10]. Для изделий, работающих в условиях трения при повышенных температурах (авиационно-космическая, атомная промышленность), перспективным материалом с ЭПФ для ПМ является NiAl и многокомпонентные сплавы с ЭПФ [11]. Разработанная технология плазменного напыления механоактивированного порошка [12] обеспечила формирование покрытий из материалов с ЭПФ на основе TiNi и NiAl с наноразмерной структурой. Цель данной работы — исследование механических и трибологических свойств многофункциональной композиции основа — материал с ЭПФ на основе TiNi, NiAl, TiNiCu различного гранулометрического состава, сформированной в условиях высокоэнергетических воздействий.

Исследования проводили на сталях 45, 40X, 30XГСА, 12X18H9T. В качестве материала для поверхностного модифицирования использовали порошки никелида титана марки ПН55Т45, никелида алюминия марки ПН80Ю20 и трехкомпонентный порошок на основе TiNiCu. Для обеспечения лучшей адгезии поверхностного слоя и основы на сталь наносили подслои никеля (порошок ПНК1-ВЛ). Перед напылением порошки подвергали механической активации в шаровой мельнице ГЕФЕСТ-2 (АГО-2У).

Оптимальный размер порошков TiNi и Ti51Ni44Cu5 для напыления составил 0,1 – 20 мкм, а NiAl — 5 – 30 мкм. Для обеспечения прочности сцепления с основой образцы подвергали дробеструйной обработке с последующим травлением 15 %-ным раствором азотной кислоты.

Для формирования композиции сталь — материал с ЭПФ использовали различные технологии: аргонодуговую и лазерную наплавку, плазменное и высокоскоростное газопламенное напыление. Аргонодуговую наплавку (АДН) с нерасходуемым W-электродом и местной защитой (горелка АСГВ-4АР) проводили на экспериментальном сварочном полуавтомате [13]. Лазерную наплавку (ЛН) осуществляли на установке импульсного действия «Квант-12М» [14]. Плазменное напыление (ПН) TiNi и NiAl проводили на модернизированной универсальной плазменной установке УПУ-3Д (пат. № 2402628) [12], позволя-

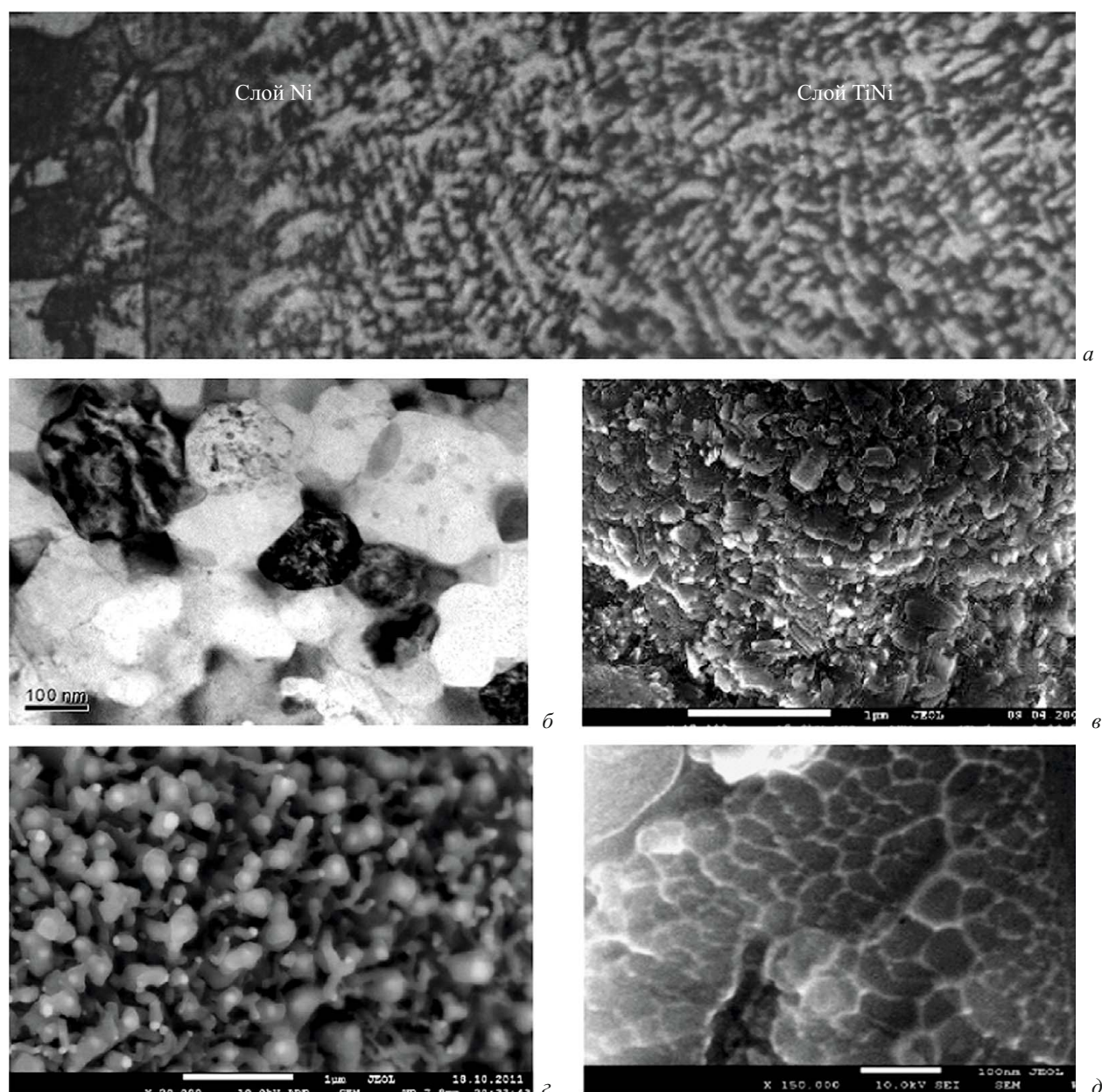


Рис. 2. Микроструктура поверхностных слоев: *а* — Ni – TiNi, $\times 400$ (АДН); *б* — TiNi, $\times 120000$ (ПН); *в* — NiAl, $\times 17000$ (ПН); *г* — TiNiCu, $\times 20000$ (ПН); *д* — TiNi, $\times 150000$ (ВГН)

ющей осуществлять последующую поэтапную термомеханическую обработку, а высокоскоростное газопламенное напыление (ВГН) — на модернизированной установке ТСЗП-GLC-720 (пат. № 2502829) [15]. В качестве горючего газа использовали смесь метана и кислорода, а в качестве транспортирующего газа — аргон.

Для обеспечения широкого спектра свойств образцы после наплавки или напыления подвергали термической и термомеханической обработке, поверхностному пластическому деформированию (ППД) обкаткой или обжатием [5]. Оптимизация режимов на всех этапах ПМ обеспечила формирование структуры поверхностных слоев от мелкокристаллической до наноразмерной — 20 – 170 нм (рис. 2). В результате

комплексной обработки формировалась композиция сталь — Ni — сплав с ЭПФ (TiNi, NiAl, TiNiCu).

Структуру и фазовый состав поверхностного слоя исследовали методами рентгеноструктурного анализа и световой микроскопии. Рентгенофазовый анализ проводили на приборе Shimadzu XRD-7000 в $\text{CuK}\alpha$ излучении. Микроструктуру изучали на растровом электронном микроскопе JSM-7500F. Многоцикловые усталостные испытания при изгибе с вращением проводили на установке МУИ-6000, испытания на фрикционно-механическую усталость — на четырехпозиционной машине (пат. № 2140066), испытания на износ — на машине трения CMT-1-2070, обеспечивающей возможность контроля температуры образца в процессе испытания. Количественно износостойкость оценивали гравиметрическим методом.

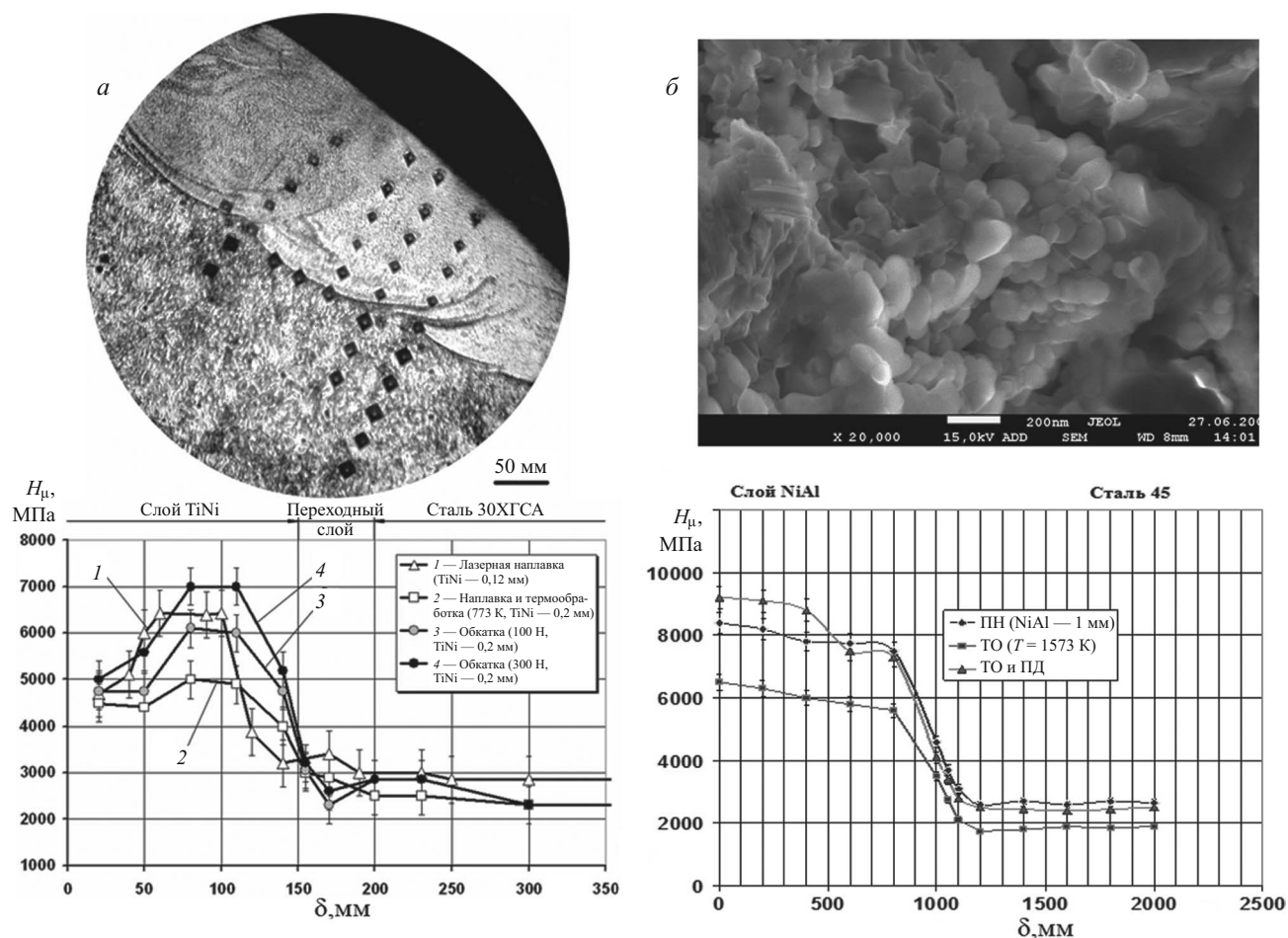


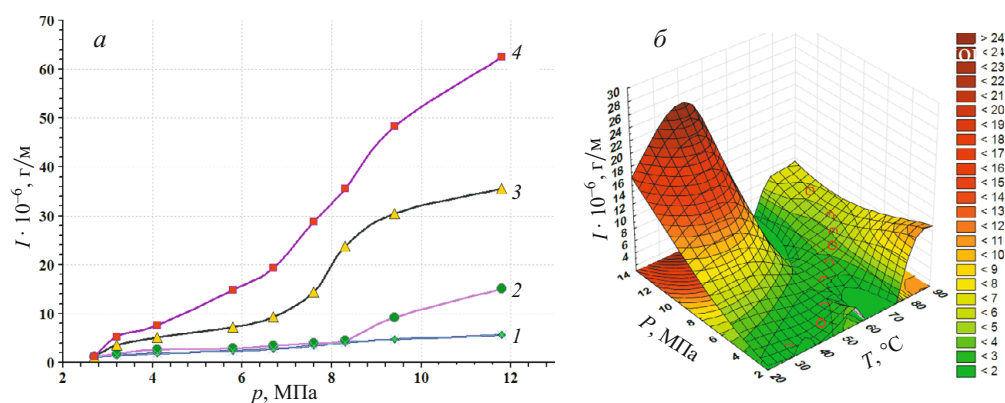
Рис. 3. Микроструктура и распределение микротвердости поверхностных слоев из сплава с ЭПФ на различных этапах обработки: а — TiNi — сталь 30ХГСА (ЛН); б — NiAl — сталь 45 (ПН механически активированного порошка)

Износостойкость композиции сталь – материал с ЭПФ. Поверхностные слои из сплавов с ЭПФ (TiNi), находящиеся в зоне деформирования и обладающие свойствами сверхупругости, оказывают непосредственное влияние на механизм износа. В результате взаимодействия трущихся поверхностей наблюдается увеличение реальной площади контакта микронеровностей TiNi, при этом процесс изнашивания не сопровождается характерным повышением необратимой пластической деформации. Более высокими характеристиками износостойкости обладают сверхупругие сплавы TiNi при температуре существования стабильного аустенита, т.е. выше A_f [16]. Оценку износостойкости поверхностных слоев из сплава с ЭПФ проводили по величине интенсивности изнашивания при весовом износе (ГОСТ 16429–70). На основе комплексных металлофизических исследований композиции определены механические свойства на различных этапах обработки (рис. 3), фазовый состав, определяющий функциональные свойства (слой TiNi — $M_f = 285,7$ К; $M_s = 359,3$ К; $A_s = 360,9$ К; $A_f = 394,7$ К; слой NiAl — $M_f = 478$ К; $M_s = 520$ К; $A_s = 505$ К; $A_f = 580$ К).

Как видно из рис. 3, а, поверхностные слои TiNi, сформированные ЛН, отличаются достаточно высокой микротвердостью и имеют несколько характерных

зон: внешний слой глубиной 60 – 80 мкм с невысокой микротвердостью; подповерхностный слой на глубине 80 – 150 мкм с наибольшей микротвердостью; переходный слой от ПМ слоя к основе, который характеризуется постепенным снижением микротвердости. Такая картина изменения микротвердости, объясняющаяся высокой плотностью мощности лазерного воздействия, оказывает влияние на период приработки при испытании на износостойкость. Структура модифицированного слоя характеризуется как ультрамелкокристаллическая с размером зерна 0,2 – 0,5 мкм. Характер изменения микротвердости поверхностного слоя после полного цикла ПМ с использованием плазменного напыления механоактивированного порошка NiAl (рис. 3, б) более плавный при большей толщине слоя. Модифицированный слой имеет наноразмерную структуру с размером зерна 15 – 140 нм, причем 70 % зерен имеет размер менее 100 нм. Для материалов с ЭПФ твердость не является однозначным критерием износостойкости, так как сопротивление износу определяется также функциональными свойствами слоев из материала с памятью, которые проявляются в способности приспосабливаться и адаптироваться к условиям трения.

Рис. 4. Зависимости интенсивности изнашивания от давления диска при скорости его скольжения 0,5 (1), 1 (2), 1,5 (3), 2 м/с (4) (а), а также зависимость интенсивности изнашивания от давления диска и температуры в зоне контакта (б)



В качестве одной из основных характеристик сопротивления износу при трении, отражающей структурное состояние модифицированного слоя, часто используют так называемый индекс пластичности — отношение твердости к модулю упругости H/E , а для оценки сопротивления материалов пластической деформации — отношение H^3/E^2 [17]. Сопоставление этих показателей для поверхностных слоев, сформированных с использованием различных технологий (табл. 1), показало, что наноструктурированные поверхностные слои обладают более высоким индексом пластичности. Из приведенных в табл. 1 данных следует, что самыми высокими характеристиками износостойкости и сопротивления пластическому деформированию обладают поверхностные слои TiNi, полученные плазменным напылением механоактивированного порошка. Сопоставление характеристик H/E и H^3/E^2 хорошо зарекомендовавшего себя покрытия TiN, полученного по различным технологиям [18], с поверхностным слоем TiNi показывает более высокую износостойкость последнего. Это объясняется двумя факторами: во-первых, никелид титана обладает особым свойством псевдоупругости и высоким индексом пластичности (при достаточно высокой микротвердости имеет низкий модуль упругости); во-вторых, для наноструктурного состояния характерен особый механизм деформации, при котором решающую роль в разрушении материала играют границы зерен. Так, при формировании слоя TiNi лазерной наплавкой увеличение зерна до ультрамелкокристаллического снижает индекс пластичности на 44 %.

Таким образом, анализ материалов поверхностных слоев с учетом размерных эффектов (см. табл. 1) показывает, что существует возможность выбора сочетаний свойств поверхностных слоев (твердости, упругости, износостойкости, способности сопротивляться деформации) путем изменения размера зерна. Оптимизацией технологических процессов можно обеспечить прочность и твердость поверхностных слоев, большую, чем в массивном материале, за счет формирования наносостояния.

Результаты испытания на износ композиций сталь — Ni — сплав с ЭФФ с поверхностным наноструктурированным слоем TiNi толщиной 1 мм, полученным ПН, приведены на рис. 4, а. Испытания проводили в условиях сухого трения закаленной втулки из стали У10 о поверхность образца при скорости его вращения 1500 об/мин и нагрузке 300 Н. Экспериментальные данные обрабатывали с помощью прикладного пакета Statistica v. 6.0 в среде SPSS. Анализ полученных зависимостей показал (см. рис. 4, а), что при больших скоростях испытания практически отсутствует период приработки.

В процессе испытания на износ образцов с ПМ слоем TiNi при указанных скоростях нагружения зафиксировано изменение температуры поверхности в зоне трения до 130 – 180 °С, что вызвало мартенситно-аустенитное превращение (рис. 4, б). Из-за достаточно больших давлений, возникающих при трении, происходит эффект пластичности превращения за счет образования мартенсита напряжения. Сочетание этих процессов определяет износостойкость образца. Повышение износостойкости после полного

Таблица 1. Характеристики поверхностно-модифицированных слоев, сформированных с использованием различных технологий

Материал	Технология ПМ	H , ГПа	E , ГПа	Размер зерна, нм	H/E	H^3/E^2 , ГПа
TiNi	ПН + ТО + ТМО	11,8 – 13,0	78 – 80	15 – 140 (70 %)	0,151 – 0,158	0,271 – 0,320
TiNi	ЛН + ТО + ТМО	6,7 – 7,0	78 – 80	200 – 500	0,085 – 0,087	0,049 – 0,053
NiAl	ПН + ТО + ТМО	8,3 – 9,3	152 – 150	90 – 200 (25 %)	0,054 – 0,060	0,024 – 0,031
TiNi	ТО (аустенит)	2,5 – 2,7	62 – 66	—	0,040 – 0,041	0,0041 – 0,004
TiNi	ТО (мартенсит)	1,9 – 2,1	55 – 57	—	0,035 – 0,037	0,0015 – 0,002
TiN	МН [17]	35 – 50	402 – 480	5 – 30	0,087 – 0,104	0,265 – 0,542
TiN	КИБ [18]	25 – 27	320	—	0,079 – 0,084	0,197 – 0,270
TiN	Имплант [18]	41 – 53	410 – 440	—	0,100 – 0,120	0,430 – 0,885

цикла ПМ объясняется значительными обратимыми пластическими деформациями. Экспериментально подтверждено, что после ПН TiNi величина обратной деформации составила 5,3 – 5,8 %, а после напыления NiAl — 3,2 – 3,6 % [12]. Опыт показывает, что чем выше обратимые деформации, тем выше износостойкость. Псевдоупругость поверхностного слоя с ЭПФ приводит к тому, что в зоне контакта микронеровностей поверхности трения увеличивается действительная площадь контакта, что приводит к понижению концентрации напряжений и, следовательно, к снижению вероятности инициации разрушения. Экспериментально подтверждено повышение износостойкости ПМ слоя TiNi в 3 – 3,5 раза, а слоя NiAl в 2 – 2,5 раза по сравнению со сталью.

Способность материалов с ЭПФ деформироваться при определенных условиях в основном за счет развития мартенситных превращений отражается на особенностях поведения композиции сталь – материал с ЭПФ в условиях механической усталости. Для оценки характеристик сопротивления усталостному разрушению композиций с ПМ слоями TiNi, NiAl и TiNiCu, полученных с использованием различных технологий, проводили испытания на воздухе и в среде NaCl как в многоциклового, так и в малоциклового областях.

Многоцикловая усталость. Результаты многоцикловых испытаний исследованных материалов при изгибе с вращением после ПМ сплавами с ЭПФ приведены в табл. 2. Уравнение кривой усталости описывалось в форме

$$\sigma_a^m N = \sigma_{-1}^m N_G,$$

где

$$m = \frac{\lg(N_G/N)}{\lg(\sigma_a/\sigma_{-1})}.$$

Параметры кривых усталости свидетельствуют об упрочняющем эффекте ПМ. Результаты испытаний позволяют оценить влияние наноструктурирования поверхностного слоя TiNi и NiAl после плазменного напыления [12] на усталостные свойства. Известно, что усталостная прочность определяется, прежде всего, энергией, необходимой для зарождения трещины, и скоростью распространения трещины. Плазменное напыление как средство модификации поверхности влияет в первую очередь на процесс зарождения микротрещин. Механизм такого влияния, вероятно, определяется следующими факторами: наноструктурированием поверхностного слоя, вызванным особенностями технологического процесса его формирования (механоактивацией порошка, быстрым нагревом — $10^{-3} - 10^{-4}$ с и еще более быстрым охлаждением на подложке — $10^{-3} - 10^{-6}$ с); повышенными адгезионными свойствами за счет формирования слоя с ЭПФ через промежуточный слой чистого никеля, имеющего неограниченную растворимость с железом; обеспечением химического и фазового составов, необходимых для проявления псевдоупругих свойств; оптимальным распределением остаточных напряжений. Повышение предела выносливости стали 45 с поверхностным слоем TiNi после полного цикла ПМ составило 51 %, а со слоем NiAl — 31 % (рис. 5, а).

Макроанализ усталостных изломов подтвердил упрочняющий эффект поверхностного модифицирования сплавом с ЭПФ. На рис. 5, б приведена фотография поверхности усталостного излома образца, отработавшего почти всю базу испытаний (10^7 циклов) при амплитуде переменных напряжений, близкой к пределу выносливости. Как видно, очаг усталостного разрушения зарождается под поверхностью ПМ слоя, обладающего свойствами псевдоупругости, наибольший размер имеет зона распространения трещины. Участок избирательного развития трещины занимает почти половину зоны усталостного разрушения и от-

Таблица 2. Параметры кривых усталости исследованных сталей, поверхностно-модифицированных материалами с ЭПФ

Материал основы	ПМ	Материал поверхностного слоя	Среда	σ_{-1} , МПа	$N_G \cdot 10^6$	m	Примечание
Сталь 45 (I)		Без ПМ	Воздух	275	1,30	14,6	Норм.
Сталь 45 (I)	АДН	TiNi	Воздух	460	1,80	16,8	ТМЦ
Сталь 45 (II)		Без ПМ	Воздух	275	0,95	14,3	Норм.
Сталь 45 (II)	ПН	TiNi	Воздух	415	1,10	16,7	Нано
Сталь 45 (II)	ПН	TiNi	Воздух	320	1,05	15,8	УМК
Сталь 45 (II)	ПН	NiAl	Воздух	360	0,98	16,5	Нано
Сталь 45 (II)	ПН	Ti51Ni44Cu5	Воздух	395	—	—	Нано
Сталь 45 (II)	ВГН	Ti51Ni44Cu5	Воздух	395	1,10	17,8	Нано
08X14НДЛ [17]		Без ПМ	Воздух	315	10,0	12,1	СП
08X14НДЛ	ПН	TiNi	Воздух	430	11,2	16,2	ТМЦ
08X14НДЛ	ПН	Без ПМ	NaCl	200	—	—	ТМЦ
08X14НДЛ	ПН	TiNi	NaCl	330	—	—	ТМЦ

Примечание. АДН — аргонодуговая наплавка; ПН — плазменное напыление; ВГН — высокоскоростное газопламенное напыление; норм. — нормализация; СП — состояние поставки; УМК — ультрамелкокристаллическая структура; нано — наноструктура; ТМЦ — полный термомеханический цикл обработки.

личается от участка ускоренного развития трещины, а зона долома невелика. Поверхность излома модифицированного слоя резко отличается от поверхности излома основного металла, имеет рельеф без следов усталостного разрушения, что свидетельствует о том, что разрушение покрытия происходило вместе с долом сердцевины, а также подтверждает, что поверхностный слой с ЭПФ в процессе длительного циклического нагружения сохраняет псевдоупругие свойства. Анализ изломов ПМ образцов после испытаний в NaCl подтверждает высокие защитные свойства слоя TiNi.

Детальные исследования закономерностей разрушения композиции сталь – материал с ЭПФ в условиях многоциклового нагружения показали, что трещина зарождается, как правило, на границе покрытие – основа, чаще в зоне термического влияния основы, и развивается в глубь образца, сохраняя неповрежденным наиболее нагруженный поверхностный слой за счет псевдоупругости материала с ЭПФ.

Фрикционно-механическая усталость. Сплавы с ЭПФ на основе TiNi в условиях трения скольжения отличаются высокой износостойкостью [6 – 8]. При трении скольжения происходят одновременно механические, тепловые, электрические, химические процессы, которые могут упрочнить или разрушить поверхностный слой металла, изменить его химический или фазовый состав, отполировать или ухудшить геометрию поверхности [19]. Приведем результаты исследования влияния ПМ сталей материалом с ЭПФ на долговечность и интенсивность износа в условиях циклического нагружения и реверсивного трения, т.е. при фрикционно-механической усталости (ФМУ).

Испытания проводили на специальной испытательной машине (пат. № 2140066) при чистом симметричном изгибе в условиях сухого трения (нормальное усилие 100 – 500 Н) при скорости нагружения 7 – 8 циклов в минуту. На рис. 6, а приведены кривые ФМУ исследуемых сталей в исходном состоянии и с ПМ слоем TiNi, из которых следует, что ПМ сталей сплавом TiNi приводит к увеличению долговечности (в 1,4 – 1,6 раза) в исследованном интервале амплитуд деформаций и контактных нагрузок.

При ФМУ время приработки изменялось от 200 до 1500 циклов в зависимости от величины контактной нагрузки; при нагрузке 100 – 200 Н приработка составляла 200 – 900 циклов. С повышением нагрузки на индентор и амплитуды деформации наблюдается увеличение пятна контакта и интенсивности изнашивания образцов как без покрытия, так и после ПМ TiNi. При больших значениях контактного давления (>500 Н) зарождение трещин на образцах с поверхностным слоем TiNi наблюдается у края площадки контакта, где имеет место накопление продуктов износа в форме чешуек. Объясняется это, вероятно, формированием концентратора напряжений. Результаты испытаний по оценке интенсивности изнашивания после

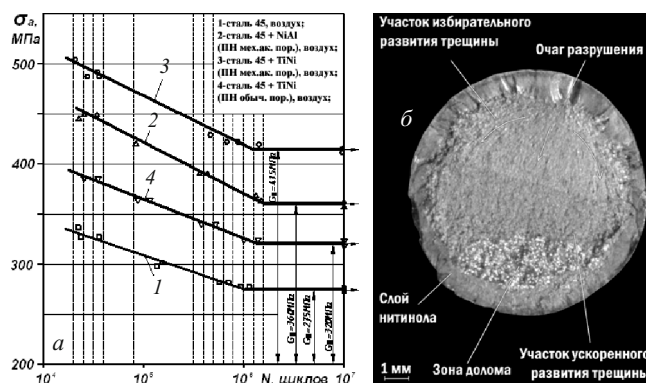


Рис. 5. Кривые многоциклового усталости стали 45 после ПМ NiAl и TiNi (а), а также фотография усталостного излома образца из стали 45 после ПМ TiNi ($\delta = 0,7$ мм, $N = 9,3 \cdot 10^6$ циклов, $\sigma_a = 470$ МПа) (б)

ПМ стали 12Х18Н9Т лазерной наплавкой представлены на рис 6, б. Анализ показывает, что ПМ стали 12Х18Н9Т сплавом TiNi повышает износостойкость в условиях ФМУ в 3,6 – 4 раза.

Улучшение эксплуатационных характеристик сталей, поверхностно-модифицированных TiNi, в условиях циклического нагружения и реверсивного трения, несомненно, объясняется особыми функциональными свойствами материалов с ЭПФ, проявляющимися в способности адаптироваться к условиям нагружения, которая обеспечивается технологией формирования и обработки поверхностного слоя. Однако следует отметить, что при больших значениях контактных нагрузок для исследованных материалов, превышающих 0,4 – 0,5 кН, и амплитуде деформации свыше 0,65 % свойства ПМ стали могут оказаться на уровне свойств стали без покрытия. Результаты эксперимента позволяют сделать вывод о том, что при деформации 0,2 – 0,6 % и нагрузке до 250 Н ПМ TiNi повышает износостойкость.

Полученные результаты определения эксплуатационных характеристик (микротвердости, износостойкости, циклической долговечности) композиции сталь – материал с ЭПФ показали возможность их существенного изменения за счет управления структурой, химическим и фазовым составами поверхностного слоя.

Таким образом, проведенные экспериментальные исследования композиции сталь – поверхностно-модифицированный слой из материалов с ЭПФ, сформированной в условиях высокоэнергетических воздействий с использованием различных технологий, обеспечивающих структуры от мелкокристаллической до наноразмерной, показали значительное повышение усталостной прочности и износостойкости. Наибольшее повышение предела выносливости при изгибе с вращением, достигнутое для образцов из стали 45 с наноструктурированным поверхностным слоем TiNi, полученным плазменным напылением механо-

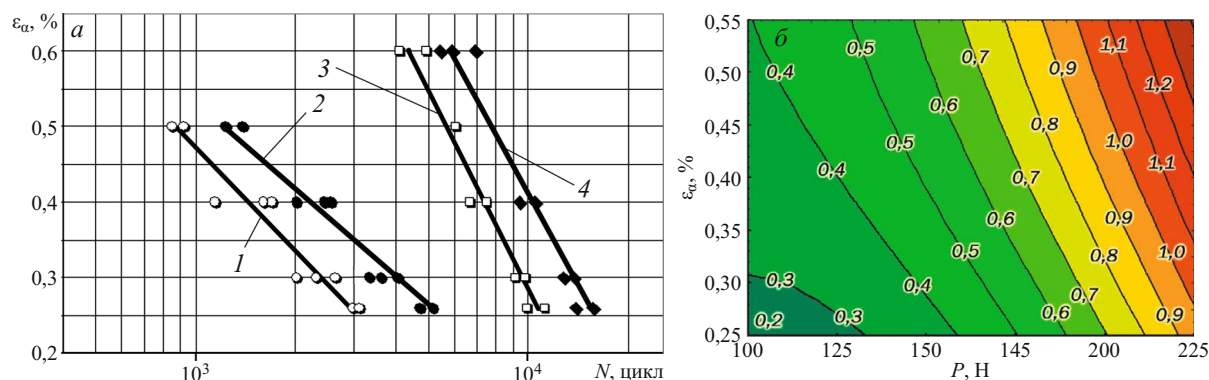


Рис. 6. Кривые ФМУ сталей 12Х18Н9Т (1, 2) и 38ХНЗМФА (3, 4) (1, 3 — без ПМ; 2, 4 — ПМ TiNi (ЛН, после полного ТМЦ обработки, контактное давление 175 Н) (а), а также изолинии интенсивности изнашивания (мг/м) стали 12Х18Н9Т при испытаниях на ФМУ в зависимости от нормального усилия P и амплитуды деформаций ε_a (б)

активированного порошка, составило 51 %, при этом износостойкость возросла в 3 – 3,5 раза.

Полный цикл формирования композиции сталь 12Х18Н9Т — TiNi с использованием лазерной наплавки позволяет повысить долговечность при ФМУ в 1,4 – 1,6 раза, при этом износостойкость повышается в 3,6 – 4 раза.

На основе анализа свойств поверхностных слоев с учетом размерных эффектов показано, что существует возможность выбора сочетаний свойств (твердости, упругости, износостойкости, способности сопротивляться деформации) путем изменения размера зерна; оптимизация технологических процессов позволяет обеспечить прочность и твердость поверхностных слоев, большую, чем в массивном материале, за счет формирования наносоостояния.

Повышение износоустойчивых характеристик композиции сталь – материал с ЭПФ объясняется псевдоупругостью поверхностных слоев из материалов с ЭПФ в зоне трения и снижением концентрации напряжений за счет увеличения площадки контакта микронеровностей поверхности. Повышение температуры слоя из материала с ЭПФ в зоне трения способствует мартенситно-аустенитному превращению, а большие давления, возникающие при трении, вызывают эффект пластичности превращения за счет образования мартенсита напряжения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Наноинженерия поверхности. Формирование неравновесных состояний в поверхностных слоях материалов методами электронно-ионно-плазменных технологий / Под ред. Н. З. Ляхова, С. Г. Псахье. — Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2008. — 276 с.
2. Бледнова Ж. М., Махутов Н. А., Русинов П. О. Перспективы использования материалов с памятью формы для формирования многофункциональных покрытий на изделиях машиностроительного назначения / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 11. С. 49 – 56.
3. Научные основы повышения малоциклового прочност / Под ред. Н. А. Махутова. — М.: Наука, 2006. — 602 с.
4. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. I. Структура, фазовые превращения и свойства / Под ред В. Г. Пушина. — Екатеринбург: УрО РАН, 2006. — 438 с.
5. Бледнова Ж. М., Махутов Н. А., Чаевский М. И. Поверхностное модифицирование материалами с эффектом памяти формы. — Краснодар: «Издательский Дом-Юг», 2009. — 354 с.
6. Тарасов С. Ю. Исследование триботехнических свойств никелида титана / Перспективные материалы. 1998. № 5. С. 24 – 30.
7. Li D. Y., Liu D. Y. The mechanism responsible for high wear resistance of Pseudo-elastic TiNi alloy — a novel tribo-material / J. Wear. 1999. Vol. 225 – 229. P. 777 – 283.
8. Li D. Y. Development of novel tribo-composites with TiNi shape memory alloy matrix / Wear. 2003. Vol. 255. P. 617 – 628.
9. Гришков В. Н., Лотков А. И., Тимкин В. Н. Структурные превращения и эволюция мезоструктуры при деформировании гетерогенно-слоевых сплавов на основе TiNi / Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. Спецвыпуск. Ч. 2. С. 131 – 134.
10. Кульков С. Н., Рудай В. В. Микроструктура композиционного материала TiC-TiNi с микроградиентной структурно-неустойчивой матрицей / Изв. вузов. Физика. 2012. № 5/2. С. 167 – 169.
11. Babanlı M. B. The mechanical properties of rapid-hardened multi-component alloys on tini basis near crystallization temperature / Fizika. 2007. CILD. N 5. P. 67 – 73.
12. Бледнова Ж. М., Русинов П. О. Формирование наноструктурированных поверхностных слоев плазменным напылением механоактивированных порошков из сплавов с ЭПФ / Российские нанотехнологии. 2010. Т. 5. № 3 – 4. С. 58 – 64.
13. Бледнова Ж. М., Будревич Д. Г., Махутов Н. А., Чаевский М. И. Структурно-механические свойства материалов, поверхностно-модифицированных сплавами с эффектом памяти формы / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003. Т. 69. № 9. С. 61 – 64.
14. Бледнова Ж. М., Махутов Н. А., Степаненко М. А. Особенности структуры и свойств поверхностных слоев из сплава с эффектами памяти формы, используемых в термомеханических соединениях / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2006. Т. 72. № 5. С. 42 – 49.
15. Русинов П. О., Бледнова Ж. М., Балаев Э. Ю. Методические подходы и технические решения по формированию наноструктурированных поверхностных слоев Ti-Ni высокоскоростным газоплазменным напылением / Изв. Самарского научного центра РАН. 2013. Т. 15. № 4(2). С. 484 – 488.

16. **Qian L., Zhou Z., Sun Q.** The role of phase transition in the fretting behavior of NiTi shape memory alloy / *Wear*. 2005. Vol. 259. P. 309 – 318.
17. **Mayrhofer P. H., Mitterer C., Musil J.** Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings / *Surface Coating Technol.* 2003. Vol. 174 – 175. P. 725 – 731.
18. **Андреев А. А.** Вакуумно-дуговое модифицирование поверхности стальных изделий / *Физическая инженерия поверхности*. 2007. Т. 5. № 3 – 4. С. 140 – 148.
19. **Колубаев А. В., Сизова О. В., Тарасов С. Ю., Колубаев Е. А., Иванов Ю. Ф.** Эволюция структуры поверхностного слоя металлов в условиях трения скольжения / *Трение и износ*. 2007. Т. 28. № 6. С. 582 – 590.