

Рис. 3. Питтинговая коррозия на поверхности нанокристаллического сплава АМАГ-200

В нанокристаллических сплавах, несмотря на питтинговую коррозию, сохраняется величина сброса механического напряжения при пропускании импульсного электрического тока.

Выводы. Изменение величины сброса механической нагрузки, вызванного импульсным током, в исследованных аморфных сплавах на основе кобальта и нанокристаллическом сплаве на основе железа после выдержки в агрессивных средах обусловлено только изменением величины нагрева сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. – М.: Наука, 1985. – 160 с.
2. Батаронов И.Л. // Соросовский образовательный журнал. 1999. № 10. С. 93 – 99.
3. Большаков К.А. Химия и технология кобальта. – М.: изд. МИТХТ, 1981. – 85 с.

© 2013 г. Т.Н. Плужникова, В.А. Федоров,
С.А. Сидоров, А.В. Яковлев
Поступила 21 декабря 2012 г.

УДК 669.245.018:539.216.54-1

В.А. Хохлов¹, А.И. Потеев², С.В. Галсанов¹

¹Томский государственный университет

²Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова (г. Томск)

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ СЖАТИИ КОНТАКТА И ТРЕНИИ

Аннотация. Исследованы процесс формирования белых слоев при внедрении сферического индентора в упругопластическое полупространство никелида титана, его структурно-фазовое состояние. Показано, что белые слои представляют собой наноструктурную высокодисперсную аустенит-мартенситную систему с высокими прочностью и пластичностью, образующуюся в области гидростатического «ядра» давления.

Ключевые слова: никелид титана, поверхностные слои, наноструктура, формирование белых слоев.

THE FORMATION OF NANOSTRUCTURES IN THE SURFACE LAYERS OF TITANIUM NICKELIDE STATIC COMPRESSION CONTACT AND FRICTION

Abstract. The formation of white layers in the implementation of the spherical indenter in elastic-plastic half-nickel-titanium, its structural-phase state are investigated. It is shown that the white layers are finely nanostructured austenite-martensite system with high strength and plasticity, which was formed in hydrostatic “kernel” pressures.

Keywords: of titanium nickelide, surface layers, nanostructures, the formation of white layers.

Никелид титана (TiNi) относится к классу материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ), особенностью которых является изменение фазового состава в усло-

виях термического или силового воздействий. Эти изменения характеризуются прямыми и обратными мартенситными превращениями, в результате которых

исходная аустенитная фаза A превращается частично или полностью в новую мартенситную фазу с образованием температурного мартенсита M или мартенсита деформации M_d . При снятии внешнего воздействия происходит частичное или полное обратное превращение $M \rightarrow A$ или $M_d \rightarrow A$.

В условиях скольжения при тяжелых режимах (давлении, скорости) на поверхностях ряда обычных металлов возникают белые слои, обладающие высокой твердостью и плохой травимостью реактивами. Как было установлено, например на сталях [1], слои представляют собой сложную гетерогенную высокодисперсную структуру, содержащую аустенит, мартенсит и карбиды, которая образуется в результате закалки и отпуска при термоциклировании локальных микроскопических объемов приконтактных областей.

Подобные белые слои были получены и на никелиде титана в сжатом контакте [2], и в условиях трения скольжения [3, 4]. Но глубокого анализа структурно-фазового состояния (СФС) поверхностей соединения TiNi не проводилось. Актуальность же оценки этого состояния очевидна, поскольку свойства поверхностных слоев определяют ход процессов контактного взаимодействия в неподвижном контакте, а также процессов трения и изнашивания. Свойства поверхностных слоев определяют эксплуатационные характеристики ряда реальных конструкций, таких, например, как термомеханические соединения электрических контактов, трубопроводов, крепежных элементов, соединения в медицинских инструментах, в двигателях, где используются материалы с эффектом памяти формы.

Ниже на основе теории мартенситных превращений в сложных условиях нагружения приводятся экспериментально-аналитические результаты исследования белой зоны в никелиде титана, образовавшейся в структуре исходного аустенита в условиях сжатия дискретного контакта и трения скольжения.

Исследовали наиболее распространенный в технике сплав с ЭПФ ТН-1К ($\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47,5}\text{Fe}_{2,5}$) с характерной температурой -80°C начала фазовых превращений. Для изучения сжатого контакта применяли метод разрезных образцов [2]. Использовали образцы диам. и высотой 30 мм. В качестве индентора был выбран закаленный шар диам. 20 мм из стали марки ШХ15. Внедрение индентора проводили на машине ЦДМУ с нагрузкой 50 кН.

Исследования трения осуществляли на машине СМТ-1 модели 2070 по схеме неподвижная колодка (образец из сплава ТН-1К диам. 9 мм) – жесткий вращающийся диск (контртело из стали ШХ15). Конструкция рабочего узла машины в авторском варианте позволяла измерять температуру непосредственно вблизи зоны контакта.

Структурно-фазовое состояние и прочностные свойства поверхностных слоев определяли на нано-твердомере «CSEM» под нагрузкой на индентор 5 Н, оптическое увеличение 200.

Термическую обработку всех образцов проводили по режиму формирующего отжига при температуре $T = 800^\circ\text{C}$ в вакууме с выдержкой в течение 1 ч.

Исследование СФС сжатого контакта. Вследствие существования микрогеометрии поверхности физический (фактический) контакт тел под нагрузкой происходит в отдельных микрообластях. Суммарная площадь контакта намного меньше номинальной, а на отдельных его участках возникают давления на порядки больше расчетных или заданных. В контактной механике принято рассматривать процессы, происходящие при силовом воздействии на тела, первоначально на контакте единичных микронеровностей, распространяя впоследствии полученные результаты на дискретный контакт в целом. При этом в расчетной практике единичные микронеровности моделируются телами правильной геометрической формы. Наиболее распространенной является сферическая модель [5].

Рассмотрим процессы фазовых превращений, структурирования и прочностных изменений на примере контакта двух единичных микронеровностей, моделированных сферическими сегментами, одна из которых является жестким телом с конечным радиусом кривизны R_1 , а другая – плоской поверхностью из никелида титана с $R_2 = \infty$. В этом случае рассматривается задача о внедрении жесткого сферического штампа (индентора) в упругопластическое полупространство.

Как было показано ранее в работе [6], при внедрении индентора в теле испытуемого материала образуются три области с различными СФС: зона в виде белого слоя, прилегающего ко дну отпечатка; пластическая зона с аустенит-мартенситной ($A - M_d$) структурой и упругодеформированная область с исходным аустенитом. Схематично эти зоны показаны на рис. 1.

Изучение напряженно-деформированного состояния (НДС) и развития пластических зон позволило выявить ряд особенностей деформирования, теорети-

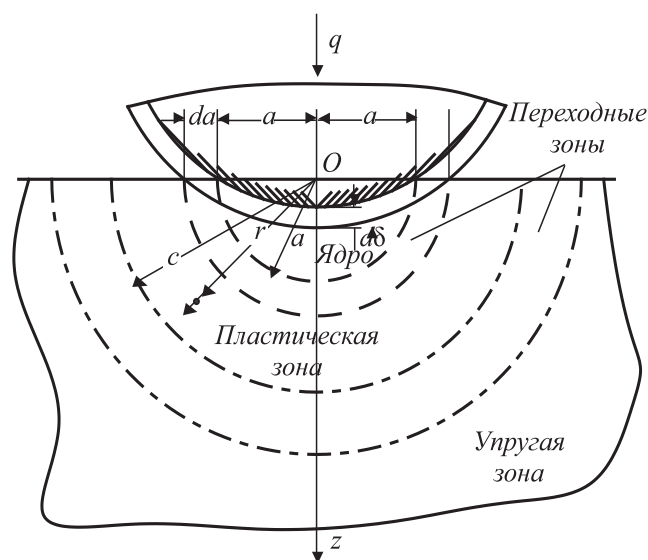


Рис. 1. Модель упругопластического внедрения индентора

чески установленных в работе [7] и подтвержденных экспериментально. К числу этих особенностей относится возникновение некоторого полусферического «ядра» деформации, примыкающего к поверхности контакта (рис. 1), образованного в результате действия гидростатического давления. Внутри этого «ядра» под действием всестороннего сжатия и образуется белый слой (рис. 2, а). За его нижней границей образуются переходная зона и зона со смешанной $A - M_d$ структурой (рис. 1).

Белый слой обладает рядом свойств:

- повышенной прочностью [6] как и в сталях [1], алюминии [5] и других обычных сплавах;
- не протравливается обычными и специальными химическими реактивами и, соответственно, его СФС не определяется металлографией;
- относительно никелида титана обладает высокой пластичностью [4];
- нагрев деформированного материала до температур 500 °С гомогенизирующего отжига не приводит к существенному изменению его состояния ни в размерах, ни в цвете, ни в структуре, несмотря на реализацию ЭПФ (рис. 2, б), лишь отжиг при температуре 800 °С возвращает слой в исходное состояние A (рис. 2, в).

Рассмотрим формирование СФС и свойства белого слоя с позиций контактной механики и теории превращений $A - M_d$ в материалах с эффектом памяти формы. Дадим в первом приближении его характеристику, используя данные по результатам анализа морфологии, прочностных свойств, воздействия температуры, литературных источников и некоторую аналогию с белым слоем, исследованным методами рентгеноструктурного, электронно-микроскопического анализа при трении [1].

Поскольку непосредственное влияние гидростатического давления на фазовое превращение пока неизвестно, считаем, что переходы $A - M_d$ инициируются сдвиговыми напряжениями τ и деформациями, элементы которых проявляются вокруг ядра, да и в самом ядре реально возникает псевдогидростатическое давление. Следует предположить, что гидростатическая компонента напряжений и всестороннее сжатие затормаживают или подавляют переходы $A - M_d$, а касательные напряжения способствуют этим переходам. Таким образом, белый слой представляет собой квазиравно-

весную аустенит-мартенситную высокодисперсную нанокристаллическую систему, состоящую из недовозвращенного после снятия нагрузки мартенсита, в большей степени исходного аустенита, а также вторичных структур Ti_2Ni , $TiNi_3$. Высокая дисперсность обусловлена высокими сжато-сдвиговыми напряжениями и деформациями. В силу различия параметров решеток аустенита и мартенсита последняя сильно искажает решетку аустенита, что совместно с деформационным упрочнением фаз приводит к значительному повышению прочности.

Важной особенностью белого слоя являются 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 фронтальных пластических волн, а также в условиях многократных проходов сферического индентора, когда поверхностные слои испытывают циклические сжатие и разгрузку с элементами растягивающих напряжений. Эти факты были установлены ранее [4, 6] на основе изучения микроструктуры слоя и его физико-механического состояния с точки зрения трещинообразования и поведения в условиях сложных НДС.

Вообще, любые твердофазные химические реакции сопровождаются повышением пластичности и снижением сопротивления деформированию [8]. 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 линий напряжений, появление микропластических деформаций в направлении силы из-за изменения объема фаз, активация 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 M_d -фазе, но и в исходной аустенитной.

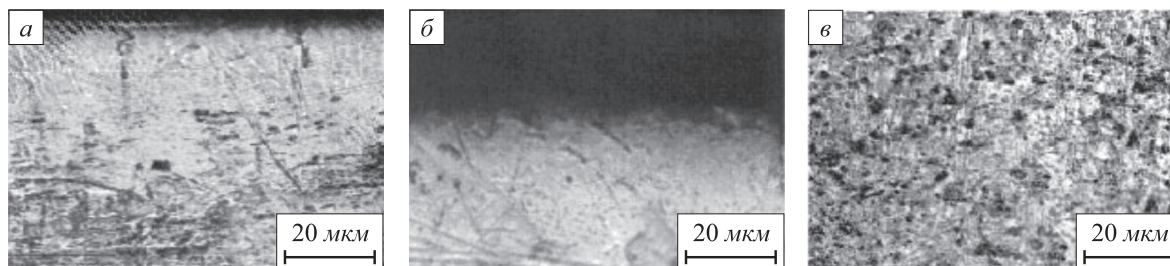


Рис. 2. Структура белого слоя при температуре 20 °С (а), после нагрева до 500 °С (б), исходное аустенитное состояние (в)

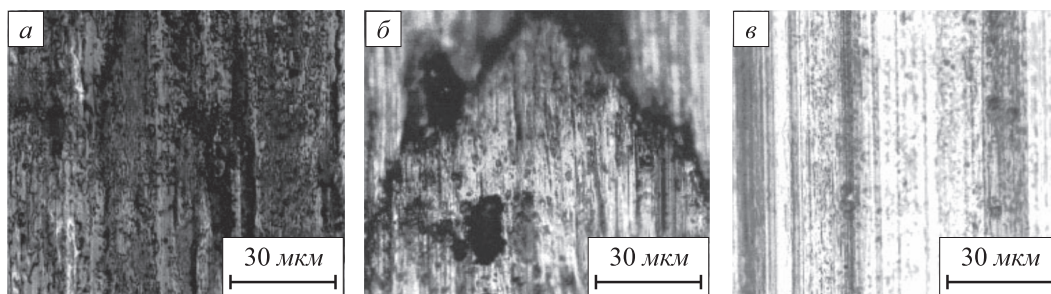


Рис. 3. Поверхности трения образцов сплава ТН-1К:
 $a - q = 3,15$ МПа, $v = 0,52$ м/с; $b - q = 4,72$ МПа, $v = 1,02$ м/с; $v - q = 4,72$ МПа, $v = 1,56$ м/с

Наноструктурное состояние TiNi при трении.

Особенности формирования белых слоев при трении аналогичны таковым при сжатии без скольжения. Прежде всего это связано с тем, что при скольжении средние нормальные напряжения равны напряжениям в случае внедрения без скольжения [5]. Но поскольку в контакте появляются дополнительные сдвиговые напряжения и деформации, они должны были бы облегчить реакции $A - M_d$ и увеличить количество мартенсита деформации. Однако увеличение объема M_d должно тормозиться локальными всплесками температур в зонах физического контакта при трении, так как реальные температуры могут превысить термический порог начала образования мартенсита деформации. Для никелида титана эта температура находится в пределах $60 - 80$ °С. Тем не менее СФС и свойства в белом слое при скольжении остаются теми же, что и при сжатии. Причем надо учесть, что наноструктурное состояние при трении дискретного контакта возникает лишь на отдельных микро-неровностях при повышенных давлениях q , средних давлениях и средних скоростях v скольжения или при больших значениях q и v .

На рис. 3 показаны дорожки трения никелида титана со следами белых слоев при различных режимах трения, из которых видно, что по мере увеличения параметров q и v толщина белых слоев возрастает.

Выводы. Показано, что при вдавливании сферического индентора, моделирующего одну из микро-неровностей дискретного контакта в упругопластическое полупространство из никелида титана, образующиеся белые слои представляют собой высокодисперсную нанокристаллическую структуру, состоящую в основном

из аустенита и мартенсита деформации. Причем большее количество аустенитной фазы вызвано подавлением аустенит-мартенситной реакции гидростатической компонентой тензора напряжений, возникающих в приповерхностных слоях. Образующиеся при трении белые слои имеют ту же природу и состав, но с некоторым изменением соотношения новой и исходной фаз. Это связано, с одной стороны, с появлением дополнительных сдвиговых напряжений, активизирующих процессы аустенит-мартенситных превращений. Но, с другой стороны, локальное повышение температур в зонах физического контакта снижает интенсивность этих превращений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Любарский И.М., Палатник С.Л. Металлофизика трения. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.
2. Хохлов В.А., Закусов А.С., Исаков И.В. – В кн.: Актуальные проблемы современного материаловедения: Труды Всеросс. конф. – Томск: изд. ТПУ, 2009. С. 80 – 84.
3. Тарасов С.Ю. // Перспективные материалы. 1998. № 5. С. 24 – 30.
4. Хохлов В.А., Потеев А.И., Галсанов С.В. // Изв. Томского политехн. ун-та. 2012. Т. 321. № 2. С. 112 – 116.
5. Михин Н.М. Внешнее трение твердых тел. – М.: Наука, 1977. – 224 с.
6. Потеев А.И., Хохлов В.А., Галсанов С.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 6. С. 61 – 64.
7. Show M.G., De Salvo G.J. // Journal of Engineering for Industry. 1970. Vol. 92. № 2. P. 469 – 479.
8. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: изд. ЛГУ, 1987. – 216 с.

© 2013 г. В.А. Хохлов, А.И. Потеев, С.В. Галсанов
 Поступила 17 декабря 2012 г.