УДК 53.043

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА ИОФФЕ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Ю.В. Баранов, Г.Ж. Сахвадзе, В.В. Столяров

Работа посвящена важнейшему вопросу физического материаловедения и физики твердого тела – роли поверхностных слоев в развитии процессов деформации и разрушения металлов и сплавов. Исследуются механические характеристики и структурные особенности образования и развития дефектов в приповерхностных слоях объемных наноструктурных материалов при воздействии внешней среды. Экспериментально и теоретически доказывается существование эффекта А.Ф. Иоффе на наноструктурных металлах (на примере титанового сплава с памятью формы), проявляющегося в существенном повышении их пластичности при деформации в полирующей среде.

Введение

Проблема влияния поверхностного слоя твердых тел, в частности, металлов на их физико-механические свойства является в настоящее время одной из наиболее актуальной и сложной в физическом материаловедении. Она тесно связана с изготовлением и эксплуатацией деталей и конструкций для машиностроения. Хорошо известно, например, что благодаря изучению влияния состояния поверхности на механические свойства стекол удалось значительно увеличить их прочность методом поверхностной обработки плавиковой кислотой. Исследование влияния поверхности на поведение керамических материалов позволило усовершенствовать технологию их обработки.

Изучение этой проблемы может привести к новым видам технологий обработки материалов. Например, существуют предпосылки к управлению пластическими свойствами твердых тел путем поверхностного воздействия: плакирование, растворение дефектов и т.д.

Исследования роли поверхности в процессах деформации и разрушения металлов и сплавов систематически начали осуществлять с 1923 года после открытия академиком А.Ф. Иоффе эффекта повышения пластичности и прочности каменной соли в воде [1,2]. Было установлено, что кристаллы NaCl, хрупкие при обычной деформации, при деформировании в воде проявляют значительную пластичность, а разрушение наступает при напряжениях, существенно превышающих прочность сухих кристаллов. Относительное удлинение при разрушении возрастает с 1% (у сухих кристаллов) до 40% у образцов, деформированных в воде. Прочность увеличивается при этом с 0,5 кг/мм^2 до 160 кг/мм^2.

В 1928 году П.А. Ребиндером впервые было обнаружено явление понижения прочности твердого тела, вызванное адсорбцией поверхностно-активных веществ, [3, 4]. Было установлено, что деформация металлов Al, Cu, Pb, Sn, Zn в растворе олеиновой кислоты в вазелиновом масле при адсорбции молекул длинноцепочных жирных кислот, спиртов и аминов выявляет снижение напряжений разрушения. Уменьшение предела текучести и коэффициента упрочнения металлов при их деформировании в растворах органических поверхностно-активных веществ представляет одну из известных форм

эффекта Ребиндера – пластифицирование. В зависимости от ряда физико-химических и механических факторов и, прежде всего, снижения свободной поверхностной энергии твердого тела на границе со средой могут проявляться иные формы эффекта – возникновение хрупкости, появление склонности к самопроизвольному диспергированию. Для проявления пластифицирования под действием органических поверхностно-активных веществ достаточно снижения поверхностной энергии на весьма незначительную величину – порядка нескольких десятков эрг/см^2. Механизм пластифицирующего действия среды авторы видят либо в облегчении выхода дислокаций на поверхность кристалла, либо в облегчении зарождения и генерации приповерхностных источников дислокаций, вследствие понижения поверхностного потенциального барьера в результате адсорбции молекул поверхностно-активных веществ [5].

В 1934 году Р. Роско [6] обнаружил, что окисная пленка толщиной менее 20 атомных слоев увеличивает критическое приведенное напряжение сдвига монокристаллов кадмия на 50%. С ростом толщины окисной пленки до 1200 атомных слоев напряжение сдвига увеличивается в два раза. Дальнейшее увеличение толщины пленки уже не приводит к столь значительному упрочнению. Удаление окисной пленки с поверхности приводит к снижению критического напряжения сдвига до исходной величины. Было показано, что упрочнение монокристаллов с покрытиями обусловлено не механической прочностью самой пленки, а взаимодействием между пленкой и монокристаллом. Это взаимодействие заключается в том, что пленка препятствует выходу дислокаций на поверхность кристаллов, в результате чего создаются определенные дислокационные скопления, что приводит к концентрации напряжений в приповерхностном слое материала и развитию разрушения.

Таким образом, на начальных этапах исследования роли поверхности в развитии процессов деформации и разрушения с 1923 по 1934 годы было установлено, что на механические свойства твердых тел оказывают влияние:

– растворение поверхностных слоев при деформировании (эффект А.Ф. Иоффе).

– действие поверхностно-активных веществ (эффект П.А. Ребиндера).

– образование окисной пленки (эффект Р. Роско).

Целью настоящей работы является выявление некоторых особенностей эффекта Иоффе применительно к наноструктурным материалам.

Теоретическая модель влияния поверхностных слоев на деформационные характеристики материалов.

Нами принята следующая модель. Как показали проведенные эксперименты [7], при деформировании материалов возникает упрочненный приповерхностный слой, который естественно моделировать тонким, порядка 10 мкм, слоем. Затем рассматривается тело как слоистый композит. Теория упругости композитов слоистого строения достаточно хорошо разработана при специальных предположениях относительно напряжений, действующих в направлении нормали к поверхности. В соотношениях, полученных для линейноупругого тела, связываются внешние усилия и моменты с усредненными по объему деформациями.

Ниже с помощью упомянутой модели деформируемого материала (как слоистого композита) и экспериментальных данных, представленных в [7], выводятся аналитические выражения, описывающие деформационные характеристики поверхностных и объемных слоев материалов. Наиболее удобным методом иллюстрации влияния поверхностных слоев на характер кривых деформирования металлов является деформирование образцов

при непрерывной полировке их поверхности. При этом довольно наглядно проявляются эффекты пластификации, которые заключаются в значительном снижении напряжений течения, предела пропорциональности, коэффициента деформационного упрочнения, увеличении полной деформации до разрушения.

Предположим, что на поверхности материала имеется тонкий, порядка нескольких десятков микрон слой с особыми "барьерными" свойствами, затрудняющими выход дислокаций из кристалла при пластической деформации, то схематически это состояние можно изобразить в виде слоистого композита (рис. 1). Здесь рассматривается полоса единичной ширины, где δ – толщина поверхностного слоя с особыми физико-механическими свойствами, h – исходная толщина образца, P – приложенная нагрузка.

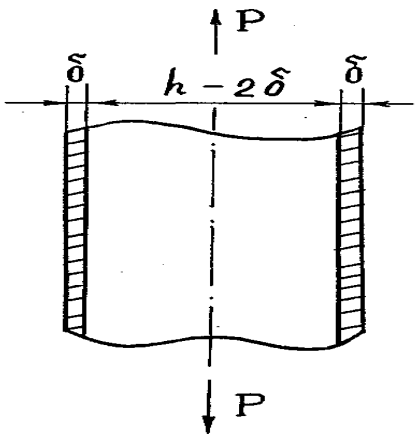


Рис. 1. Схематическое изображение деформируемого образца в виде слоистого композита: p – нагрузка, δ – толщина поверхностного слоя, h – толщина образца

Таким образом, уподобляя деформируемый статическим растяжением материал слоистому композиту, состоящему из внутреннего (объемного) слоя и из поверхностного, можно написать соотношение, связывающее приложенную нагрузку с деформационными характеристиками материала. Очевидно, что:

$$P_{\text{П}} = 2\int_0^{\delta} \sigma\, dz \qquad (1)$$

тогда:

$$P = 2\sigma_{\text{П}}\delta + \sigma_B(h - 2\delta) \qquad (2)$$

Здесь $\sigma_{\text{П}}$ – напряжение в поверхностном слое, σ_B – напряжение в объеме материала.

Введем обозначение: $\sigma_{\text{П}} = f_1(\in)$ (3)

$$\sigma_B = f_2(\in) \qquad (4)$$

где $\in$ – деформация.

Таким образом, считая напряжения в объемных и поверхностных слоях материала различными непрерывными функциями, можем найти скорость изменения нагрузки:

$$\dot{P} = 2\dot{\sigma}_{\Pi}\,\delta + 2\sigma_{\Pi}\,\dot{\delta} + \dot{\sigma}_B(h-2\delta) + \sigma_B(\dot{h}-2\dot{\delta}) \tag{5}$$

Полагаем, что функции, входящие в (5) являются непрерывными и имеющими непрерывную первую производную по времени, т.е.

$$\{\sigma_{\Pi} = f_1(\in(t)), \sigma_B = f_2(\in(t)), h(t), \delta(t)\} \in C^1 \tag{6}$$

Из (2) в силу (3 и 4.), получаем:

$$P = 2[f_1(\in) - f_2(\in)]\delta + f_2(\in)\cdot h$$

$$\sigma = 2[f_1(\in) - f_2(\in)]\tfrac{\delta}{h} + f_2(\in) \tag{7}$$

Отсюда:

$$\dot{P} = 2[f_1'(\in) - f_2'(\in)]\dot{\in}\delta + 2[f_1(\in) - f_2(\in)]\dot{\delta} + f_1'(\in)\cdot\dot{\in}h + f_2(\in)\dot{h} \tag{8}$$

Полагая в области напряжений от 0 до ½ $\sigma_{\text{П.П.}}$ справедливым линейное соотношение между напряжением и деформацией, можно записать следующие соотношения для напряжений в поверхностных и объемных слоях материала:

$$\sigma_{\Pi} = f_1(\in) = B \in \tag{9}$$

$$\sigma_B = f_2(\in) = \mathrm{E} \in \tag{10}$$

где B и E – модули упругости поверхностных и объемных слоев материала, соответственно.

Подставив формулы 9 и 10 в 7, получим:

$$P = 2\,[B\in - E\in]\delta + \mathrm{Eh}\in = \{2[\frac{B}{E} - 1] \cdot \frac{\delta}{h} + 1\}\mathrm{E}\in\mathrm{h} \tag{11}$$

Откуда переходим к напряжениям:

$$\sigma = \{2[\frac{B}{E} - 1]\delta/\mathrm{h} + \frac{\delta}{h} + 1\}\mathrm{E}\in \tag{12}$$

Из формулы 12 следует, что на начальной стадии деформации в предположении справедливости линейного соотношения между напряжением и деформацией изменение напряжения течения $\Delta\sigma$, связанное с осуществлением поверхностного слоя толщиной δ составляет $\sigma - \sigma_B$, т.е.

$$\Delta\sigma = 2\,(\frac{B}{E} - 1)\delta\mathrm{E}\in/\mathrm{h} \tag{13}$$

Поскольку в области $\sigma\in[0;\ 0{,}5\sigma_{\text{П.П.}}]$ пластически деформированный поверхностный слой еще не образовался, т.к. поверхностные источники дислокаций начинают генерировать при $\sigma \geq 0{,}5\sigma_{\text{П.П.}}$, то $\mathrm{E} \equiv \mathrm{B}$ и, следовательно, $\Delta\sigma \approx 0$.

В области $\sigma \in [0{,}5\vartheta_{\text{п.п.}};\ \sigma_{\text{п.п.}}]$ поверхностные слои материала начинают пластически деформироваться, в результате чего B≠ E. На данной стадии: $\sigma \in [0{,}5\sigma_{\text{п.п.}};\ \sigma_{\text{п.п.}}]$ можно предположить, что поверхностный слой деформируется в соответствии с законом:

$$\sigma_{\Pi} = B_1 \in^m = f_1(\in) \tag{14}$$

где m є R^1

Внутренние слои деформируются упруго:

$$\sigma_B = \mathrm{E}_1 \in = f_2(\in) \tag{15}$$

Поэтому из (7) следует:

$$\sigma = \{2[B_1 / E_1) \in^{m-1} -1]\delta / h + 1\}E_1 \in \tag{16}$$

Из этого соотношения получается выражение для оценки глубины искаженного поверхностного слоя при заданном напряжении деформирования:

$$\sigma = h(\sigma - E_1 \in) / 2[B_1 \in^{m-1} / E_1 - 1] \tag{17}$$

В области напряжений $\sigma > \sigma_{\text{П.П.}}$ поверхностный и внутренний слои деформируются в соответствия с законами:

$$\sigma_{\Pi} = B_2 \in^m \tag{18}$$

$$\sigma_B = E_2 \in^n \tag{19}$$

где: m, n є R^1

Отсюда получаем:

$$\sigma = \{2[B_2 / E_2) \in^{m-n} -1]\delta / h + 1\}E_2 \in^n \tag{20}$$

Рассмотри деформацию растяжением с постоянной скоростью движения траверсы машины при непрерывной полировке (в электролите) поверхности деформируемого образца.

Определяем площадь поперечного сечения внутренних и поверхностных слоев материала в предположении, что образец имеет круглое сечение с внешним диаметром $d = d(\in (t))$ и диаметром внутренних слоев $d_1 = d_1(\in (t))$

Согласно рис. (1)

$$d_1 = d - 2\delta \rightarrow$$

$$S_n = \pi\ (d^2 - d_1^2)/4 = \pi\ (d_1 + d)(d - d_1)/4 = \pi\ \delta\ (d + d_1)/2 =$$

$$\pi\ \delta\ (d - \delta) \approx \pi\ \delta d \tag{21}$$

$$S_в = \pi\, d2 - \pi\, d\delta = \pi\, d\,(d - \delta) \qquad (22)$$

Таким образом, можно записать:

$$P = \sigma_П \cdot S_П + \sigma_B \cdot S_B = \sigma_П \pi d\delta + \sigma_B \pi d(d - \delta) =$$
$$\sigma_П \pi d\delta + \sigma_B \pi d^2 - \sigma_B \pi d\delta = \qquad (23)$$
$$(\sigma_П - \sigma_B)\pi d\delta + \sigma_B \pi d^2$$

$$P = (\dot{\sigma}_П - \dot{\sigma}_B)\pi d\delta + (\sigma_П - \sigma_B)\pi \dot{d}\,\delta +$$
$$+ (\sigma_П - \sigma_B)\pi d\,\dot{\delta} + \dot{\sigma}_B \pi d^2 + 2\pi d\,\dot{d}\,\sigma_B \qquad (24)$$

При достижении максимальной скорости удаления поверхностных слоев δ = 0 и соответственно $\dot{\delta} = 0$, тогда:

$$\dot{P} = \dot{\sigma}_B\, \pi d_2$$

Откуда получаем $\sigma_B = P / \pi d^2 = f_2(\in)$

Для нахождения f_1 $(\in)$ воспользуемся (5.24) при $\dot{d} =$ 0, тогда d = const и

$$\dot{P} = (\dot{\sigma}_П - \dot{\sigma}_B)\pi d\delta + (\sigma_П - \sigma_B)\pi d\,\dot{\delta} + \sigma\pi d^2 =$$
$$\pi d^2[(\dot{\sigma}_П - \dot{\sigma}_B)\,\delta/d = (\sigma_П - \sigma_B)\,\dot{\delta}/d + \sigma_B] \qquad (26)$$

Из экспериментальных данных при скорости растяжения (движения траверсы) $V_{тр}$= 10^{-2} мм/с, скорость образования искаженного поверхностного слоя составляет $\dot{\delta}$ = 10^{-4} мм/с

Отсюда получаем соотношение: $\dot{\delta}$ = 10^{-2} $V_{тр}$.

При базе образца (на которой измеряется деформация), равной 50 мм имеем скорость деформации: $\dot{\in} = 2 \cdot 10^{-4} c^{-1}$ так как d = 5 мм, то Vтр. = $\dot{\in}$ L = 10d$\dot{\in}$,

где L – длина рабочей части образца.

Отсюда

$$\dot{\delta} = 10^{-1}\, \dot{\in} d \quad \text{и} \quad \dot{\delta}/d = 0{,}1\, \dot{\in}$$

С учетом приведенных соотношений из (5.26) получаем:

$$\dot{P}/\pi d^2 = 4\dot{\sigma} = [(\dot{\sigma}_{\text{П}} - \dot{\sigma}_{\text{В}})\delta / d + (\sigma_{\text{П}} + \sigma_{\text{В}}) \cdot 0{,}1\dot{\in} + \dot{\sigma}_{\text{В}}] \quad (27)$$

Следует отметить, что $\sigma \neq \sigma_{\text{п}} \neq \sigma_{\text{в}}$, поскольку деформационные характеристики внутренних и поверхностных слоев отличаются. Но поскольку введены обозначения

$$\sigma_{\text{П}} = f_1(\in);\ \sigma_B = f_2(\in);$$

$$\dot{\sigma}_{\text{П}} = f_1'(\in)\cdot\dot{\in};\ \dot{\sigma}_B = f_2'(\in)\cdot\dot{\in} \quad (28)$$

Следует:

$$4\dot{\sigma} = [f_1'(\in) - f_2'(\in)]\frac{\delta}{d} + 0{,}1[f_1(\in) - f_2(\in)]\dot{\in} + f_2'(\in)\dot{\in}] =$$
$$\{[f_1'(\in) - f_2'(\in)]\frac{\delta}{d} + 0{,}1[f_1(\in) - f_2(\in)] + f_2'(\in)\}\dot{\in} \quad (29)$$

Пренебрегая членами, содержащими δ, имеем:

$$4\dot{\sigma}/\dot{\in} = 4\theta = 0.1 f_1(\in) - 0.1 f_2(\in) + f_2'(\in)$$

Отсюда находим $f_1(\in)$

$$f_1(\in) = 10\{4\frac{\dot{\sigma}}{\dot{\in}} + 0.1 f_2(\in) - f_2'(\in)] = f_2(\in) - 10 f_2'(\in) + 40\frac{\dot{\sigma}}{\dot{\in}}\} \quad (30)$$

Причем, поскольку $d\dot{\sigma}/d\dot{\in} = d\sigma/d\in = \theta$

где θ – коэффициент деформационного упрочнения материала, уравнение (30) принимает вид:

$$f_1(\in) = f_2(\in) - 10 f_2'(\in) + 40\theta \quad (31)$$

Таким образом, на основании модели слоистого композита, примененного к материалу с искаженным поверхностным слоем, в соотношениях, для линейноупругого тела, получены аналитические зависимости деформационных характеристик внутренних и внешних слоев деформируемого металла.

Экспериментальные результаты и их обсуждение.

В качестве материала был выбран наноструктурный сплав, $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ поскольку ввиду своей способности к старению, а, следовательно, легкости варьирования требуемого температурного интервала восстановления формы, этот сплав нашел широкое применение в технике и медицине.

Сплав $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$был выплавлен в ВИЛС в индукционной вакуумной гарнисажной печи по ТУ-1-809-394-84. В качестве шихтовых материалов использовали титановую губку марки ТГ100 и никель марки Н–1. Слитки – электроды массой 600 – 800 кг, полученные в гарнисажной печи, переплавили в вакуумной дуговой печи с расходуемым электродом. Слиток второго переплава диаметром 380 мм обтачивали под контейнер диаметром 360 мм, после чего подвергали прессованию на прессе с усилием 50 МН при температуре 980 °С до заготовок диаметром 250 мм и 110 мм. Из заготовок диаметром 110 мм получали многопроходной прокаткой в заготовки толщиной 20 мм. Заготовки сплава Ti-50,7 ат. % Ni при температуре 700 °С прокатывали в несколько проходов до толщины 2 мм. Из полученной пластины гильотинными ножницами были вырезаны образцы размером 2×7×200 мм для проведения закалки и наноструктурирования методом интенсивной электропластической деформации (ЭПД) [8].

Испытания механических свойств проводили в специально сконструированных камерах [8,9], позволяющих осуществлять растяжение, изгиб и сжатие при непрерывной полировке деформируемых образцов. Указанные приспособления устанавливались на испытательную машину "Инстрон" (модель ТТ-Д-10Т). Скорость удаления металла с поверхности в процессе полировки регулировалась с помощью тока через электролит в соответствии с табл. 1.

Таблица 1. Связь режимов полировки со скоростью снятия слоя

Плотность тока электрополировки, j, а/см^2	0,3	0,6	1,0	1,5	2	3	10
Скорость удаления металла с поверхности образца, мкм/с	0,025	0,05	0,075	0,15	0,16	0,24	0,75

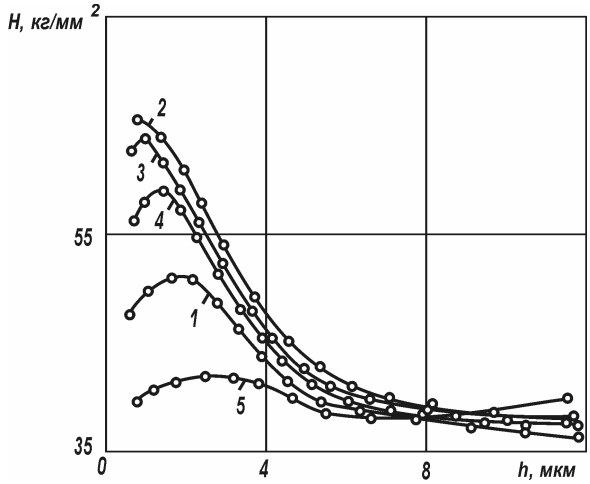


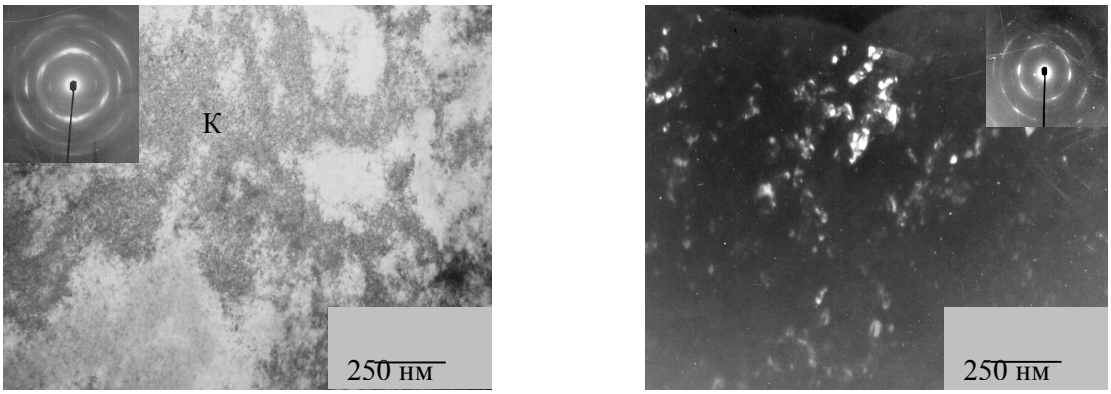
Рис. 2. Изменение микротвердости $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ с глубиной внедрения индентора (h): кривые 1–5 соответствуют образцам, деформированным на 0.0, 0.2, 0.5, 0.7 и 1.45% удлинения, соответственно.

Образцы для измерения микротвердости шлифовали на шлифовальном круге (для удаления протравленного поверхностного слоя), а далее на шлифовальной бумаге.

Микротвердость определяли на поверхности и в середине образцов при комнатной температуре на установке Виккерса «Microhardness Tester FM» под нагрузкой 100 г. Полученные типичные кривые микротвердости от глубины внедрения показаны на рис. 2.

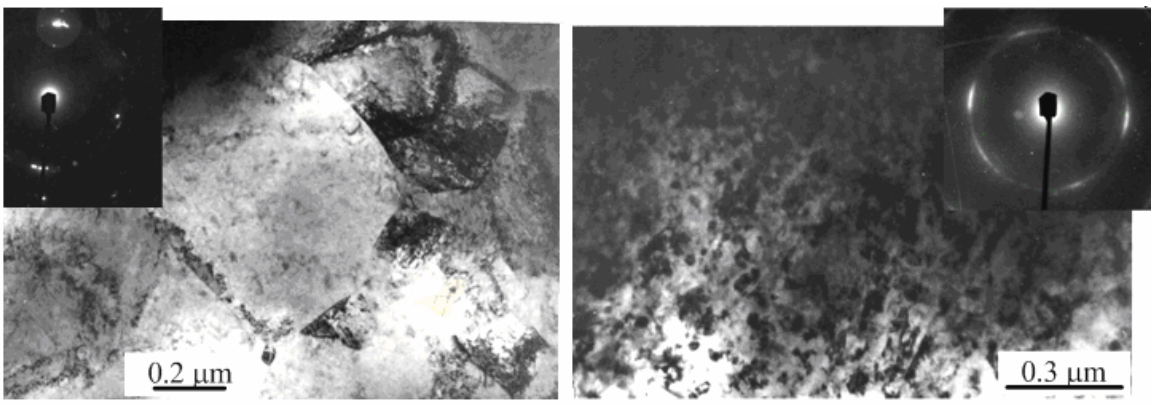
Структуру и электронную дифракцию изучали на электронных микроскопах "JEM-100C" и "TESLA BS-540" с ускоряющим напряжением 100 и 120 кВ соответственно [9]. Тонкие фольги для электронно-микроскопического анализа получали электролитической полировкой по методу «окна» из заготовок, предварительно утоненных механически до толщины 0,1 мм. Для электрополировки использовали электролит, состоящий из 10 мл хлорной кислоты ($HClO_4$) и 90 мл уксусной кислоты (CH_3COOH). Напряжение на электродах во время электрополировки составляло 17 – 25 В. [10-12].

Типичная микроструктура нанонитинола до и после механоэлектрохимической обработки (МЭХО) показана на рис. 3 и 4. В исходном состоянии после ЭПД деформации сплав имеет смешанную аморфно-нанокристаллическую структуру с размером зерен 20-30 нм (рис. 3). В результате МЭХО в структуре сплава появляются двойниковые прослойки и следы ротационных мод, что связано с развитием дополнительного механизма деформации, обеспечивающего повышенную пластичность – двойникования и зернограничного проскальзывания зерен (рис. 4).



(а) (б)

Рис. 3. Микроструктура и микродифракция исходного наноструктурного нитинола:
а – светлое поле б темное поле



а б

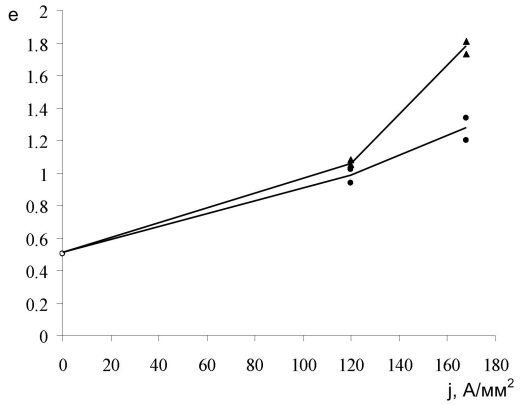
Рис. 4. Структура сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, подвергнутого МЭХО: (а) - после МЭХО (j=300 А/мм^2) e=1,8+400 ^{0}C, 1ч.; (б) – после МЭХО (j=80 А/мм^2) e=0,8+400 ^{0}C, 1 ч.

В процессе механоэлектрохимической обработки (МЭХО) параметры процесса варьировались в соответствие с табл. 2. Электрополировка осуществлялась в 5%-м водном растворе NaOH при напряжении 10 ÷ 15в.

Таблица 2. Параметры МЭХО, выбранные для растяжения

Материал	Обработка	Плотность тока ($А/мм^2$)	Скорость деформации 10^{-4}с	Скорость травления, мкм/с
Ti-50,7 % Ni	традиционная	0	4	
	МЭХО	8	4	0.04
		12		0.08
		16		0.16
		20		0.24

На рис. 5 показано влияние плотности тока на деформируемость нитинола. Повышение плотности тока способствует повышению деформируемости, особенно в области высоких значений тока [13-14]. Увеличение плотности тока в два раза (с 80 до 168 $А/мм^2$) приводит к более чем двукратному увеличению деформации.



○ – НТМО; ● - МЭХО, τ=80 мкс; ▲ - МЭХО, τ=160 мкс

Рисунок 5. Зависимость максимальной деформации (без разрушения) сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ от плотности тока
○ – НТМО; ● - МЭХО, j=80 $А/мм^2$; ▲ - МЭХО, j=120 $А/мм^2$; ■ - МЭХО, j=168 $А/мм^2$

В табл.3 представлены некоторые механические характеристики наноструктурного сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ без МЭХО, а также и после МЭХО и отжига, при различных режимах электроимпульсной обработки.

Таблица 3. Механические свойства наноструктурного сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после МЭХО и отжига при 450 °С, 1 час.

Обработка	e	$\sigma_м$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %
Закалка, без МЭХО	0	210	940	600	40
МЭХО $j=84А/мм^2$, $\tau=160$ мкс	0.60	250	1236	1071	8
МЭХО $j=120А/мм^2$, $\tau=160$ мкс	0.53	250	1029	1165	7
МЭХО $j=168А/мм^2$, $\tau=160$ мкс	0.51	200	1093	971	6

Выводы

1. Экспериментально установлено влияние роли поверхности (эффект Иоффе) на развитие процессов деформации и механические свойства наноструктурного нитинола. Показано, что, удаляя поверхностные слои в процессе растяжения, можно заметно повысить деформируемость.
2. Экспериментальные данные, которые согласуются с теоретическими, показывают, что образцы наноструктурного сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после МЭХО с относительно малыми степенями деформации (e=0.5-0.6) имеют более высокие прочностные характеристики, чем до прокатки. При этом повышение плотности тока в интервале $j = 84\text{-}168$ $А/мм^2$ приводит к более низким характеристикам прочности.
3. Предложена математическая модель, описывающая образование поверхностного слоя с особыми механическими свойствами. Получены деформационные характеристики поверхностного слоя.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (Проект 07-08-00263-а).

Литература

1. Иоффе А.Ф. Физика кристаллов. – Л.;– М.: ГосНТИ, 1929. – 90 с.
2. Иоффе А.Ф., Кирпичева М.В., Левитская М.А. Деформация и прочность кристаллов // Успехи физических наук. 1967. Т.93. №2. С. 303–314.
3. Горюнов Ю.В., Перцов Н.В., Сумм Б.Д. Эффект Ребиндера. М.:Наука, 1966. 120 с.
4. Лихтман В.И., Рибендер П.А., Карпенко Г.В. Влияние поверхностно-активной среды на процессы деформации металлов. – М.: Наука, 1954. – 115 с.

5. Лихтман В.И., Ребиндер П.А. Влияние адсорбционно-активных сред на механические свойства металлов // Известия АН СССР. Серия физическая. 1953. Т.17. №3. С. 313–332.
6. Roscoe R. Strength of Metal Single Crystals // Nature. 1934. V.133. P. 912–916.
7. Баранов Ю.В. Эффект Иоффе на металлах. – М.: МГИУ, 2005. – 140 с.
8. Баранов Ю.В. Исследование роли поверхности в формировании физико-механических свойств монокристаллического вольфрама при деформировании // Деформация и разрушение. - № 7. – 2007. – С. 40-43.
9. Baranov Yu. V. Influence of Surface Layer Conditions on Metals Plasticity and Strength // Pros. Of 10-th International Conference «Dependability and Quality Management» ICDQM-2007/ - Belgrade, Serbia, 13-14 June, 2007. – P. 55-59.
10. Сахвадзе Г.Ж., Баранов Ю.В., Столяров В.В., Валиев Р.З. Перспективы получения градиентных наноструктурных материалов с использованием лазерных ударных и электроимпульсных волн. Сборник трудов международной научно-практической конференции «НАНОТЕХНОЛОГИИ – ТЕХНОЛОГИИ XXI века» (24-26 мая 2006г., г. Москва). С. 114-118.
11. Столяров В.В., Сахвадзе Г.Ж., Баранов Ю.В. Импульсные технологии обработки для получения наноструктурных материалов // Конструкции из композиционных материалов. 2007. Выпуск 3. С. 13-20.
12. Баранов Ю.В., Столяров В.В., Сахвадзе Г.Ж. Поверхностные эффекты и их роль в деформационном поведении металлов и сплавов // Труды XLVI Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». – 15-17 октября 2007 г., Витебск, Беларусь, С. 295-299.
13. Сахвадзе Г.Ж., Столяров В.В. Механические свойства наноструктурного TiNi сплава с эффектом памяти формы // Труды международной конференции «Неклассические задачи механики». Том 1. – Кутаиси (Грузия), 25-27 октября 2007 г. С. 84-94.
14. V. Stolyarov. Nanostructured Shape Memory TiNi Alloy Processed by Severe Electroplastic Deformation, Trans Tech Publications, Switzerland Materials Science Forum Vols. 584-586 (2008) pp 507-512.

Институт машиноведения РАН, Россия, Москва