

## ОСОБЕННОСТИ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛЕЙ, АЗОТИРОВАННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ

Житару Р. П., Пасинковский Е. А., Паршутин В. В., Шкурпело А. И.

*Институт прикладной физики АН РМ, Кишинев, Молдова*  
[mechprop@phys.asm.md](mailto:mechprop@phys.asm.md)

На предприятиях любого профиля и в сельском хозяйстве используется разно-образные виды металлоемкого оборудования. Под воздействием эксплуатационных условий в них зарождаются и развиваются дефекты, ухудшающие надежность и долговечность деталей оборудования. В связи с этим, возникла задача упрочнения поверхностных слоев деталей конструкций.

Одним из наиболее эффективных способов упрочнения деталей, подвергаемых при эксплуатации одновременно воздействию переменных и динамических нагрузок, температур и агрессивных сред, является азотирование. Поверхностное насыщение сталей азотом, осуществляемое различными методами, позволяет не только значительно увеличить предел выносливости упрочненных деталей, но и существенно ослабить действие конструктивных и технологических концентраторов напряжений и агрессивных сред [1-4].

Разработаны экономически оптимальные технологические процессы упрочнения поверхности, такие как: азотирование с использованием лазерного воздействия [1], электролитной плазмы [1, 5-8], ионной имплантации [7-10], а также импульсное облучение в воздушной среде мощной газоразрядной ксеноновой лампой. Однако каждый из этих способов азотирования по-своему влияет на дефектную микроструктуру и внутренние напряжения поверхностных и приповерхностных слоев стали, что, по-видимому, по-разному сказывается на изменениях параметров, характеризующих механические свойства этих материалов. В связи с этим основная задача работы – изучить влияние приведенных способов азотирования поверхностных слоев сталей на их прочностные характеристики с целью рекомендации наиболее оптимального режима обработки.

### Методика

Лазерным способом азотировали плоские образцы из стали 45 в состоянии поставки. Струю азота подавали соосно с лучом лазера через сопло. Использовали неодимовый лазер с  $\lambda = 1,06$  мкм (длительность импульса  $\tau = 20$  мс, частота следования  $f = 12,5$  Гц, плотность энергии  $3 \cdot 10^6$  Вт/см<sup>2</sup>,  $S = 0,15$  см<sup>2</sup>).

В воздушной среде такие же образцы импульсно облучали газоразрядной ксеноновой лампой марки ИФП-800. Энергия вспышки 800 Дж, рабочее напряжение,  $U$ , до 1600 В,  $f = 1$  Гц,  $\tau = 600 \pm 50$  мкс, число вспышек 20,  $\lambda = 300-1000$  нм.

Имплантацию ионов азота в образцы железо Армо и ряда промышленных конструкционных сталей проводили при энергии частиц 100 КэВ и плотности тока до 10 мкА/см<sup>2</sup> и дозе  $1 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>. Обработывалась шлифованная торцевая поверхность цилиндрического образца диаметром 10 мм. Профиль концентрации имплантированных ионов определяли методом вторично-ионной масс-спектрометрии.

В электролитной плазме на деталь из сталей 35, 45 или 40Х, включенную как анод, подавали напряжение 150-220 В. Плотность тока 1-2 А/см<sup>2</sup>. Использовали два электролита: а) 10% NH<sub>4</sub>Cl + 5% NH<sub>4</sub>OH (электролит 10/5); б) 11% NH<sub>4</sub>Cl + 11% NH<sub>4</sub>

$\text{NO}_3$  (электролит 11/11). В процессе азотирования электролит в прианодной области вскипал и отделялся от детали сплошной парогазовой оболочкой. Часть энергии расходовалась на разогрев анода, температура которого поддерживалась на уровне  $750^\circ\text{C}$ , от которой следовала закалка в том же электролите или на воздухе.

Продолжительность процесса азотирования варьировалась в пределах 3-9 мин. После закалки образцы подвергались тонкой шлифовке, [1, 5, 7].

Для исследования механических свойств модифицированной поверхности стали были выбраны микротвердость ( $H_n$ ) и акустическая эмиссия (АЭ) при микроиндентировании, так как именно эти параметры характеризуют прочностные свойства (твердость и хрупкость) тонких приповерхностных слоев исследуемого материала. Использовали прибор ПМТ-3, нагрузка на индентор ( $P$ ) варьировалась в пределах 0,2-2 Н. Глубину  $h$  оценивали с помощью металлографического анализа и на приборе ПМТ-3, содержание азота – с помощью химического и локального рентгеноспектрального анализа. Предел прочности  $\sigma_n$ , относительное удлинение  $\delta$  и ударную вязкость определяли стандартными методами, пластичность диффузионного слоя  $\eta$  – на приборе УПМ [1].

Установка для возбуждения и приема сигналов АЭ состояла из микротвердомера ПМТ-3 и приспособления к нему для регистрации сигналов АЭ, возникающих в процессе микроиндентирования [9]. Приспособление позволяло регистрировать сигналы АЭ при внедрении индентора в материал ( $N$ ) и за полный цикл микроиндентирования ( $N'$ ) (нагрузка + разгрузка).  $\Delta N = N - N'$  соответствовало числу сигналов при разгрузке. Введенный коэффициент  $K = \Delta N/N$  оценивает степень релаксации упругих напряжений деформированной области при разгрузке. Параметры  $N$ ,  $N'$  и  $\Delta N$  связаны с эволюцией дислокационной структуры при микроиндентировании и характеризуют хрупкость и способность к возврату исследуемого слоя [10-13]. Измерения проводились при комнатной температуре. Микротвердость и АЭ в ряде случаев измеряли после длительного отдыха обработанных слоев (~20 лет).

Рентгенофазовые исследования осуществлялись на универсальных дифрактометрах HZC-48 и ДРОН-3М с использованием излучения  $\text{CoK}_\alpha$ .

### Результаты и их обсуждение

На облученной лазером поверхности рентгенофазовый анализ обнаруживает нестехиометрический нитрид железа, смесь оксидов  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  и линии железа.

Микротвердость в центре облученной поверхности возрастает до 3600 МПа по сравнению с 2320 МПа для необработанного металла, и, по мере передвижения к периферии, плавно снижается до исходной величины. Если сканировать поверхность лазерным лучом и соосной с ним струей азота, то ее свойства более или менее выравниваются и наблюдается поверхностное упрочнение. Упрочнение слоя происходило лишь с доступом воздуха. Облученная поверхность проявляет повышенную износостойкость, обусловленную ее повышенной прочностью и способностью к пластической деформации. Однако продолжительное время выдержки облученных лазером образцов при комнатной температуре способствует отпуску поверхностных свойств до уровня необлученных:  $H_n$  после отдыха слабо отличается от  $H_n$  необработанной лазером поверхности.

Результаты регистрации сигналов АЭ представлены в таблице I.

**Таблица 1.** Влияние лазерной обработки образцов стали 45 на акустическую эмиссию при микроиндентировании. ( $P = 1,0 \text{ Н}$ )

N		N'		$\Delta N$		$\Delta N/N$	
№ <sup>1)</sup>	№но	N'о	N'но	$\Delta N_o$	$\Delta N_{no}$	обр	необр
900	1150	265	405	645	745	0,73	0,65

Как видно из таблицы, число сигналов АЭ при нагружении и разгрузке, а также за полный цикл процесса микроиндентирования выше для необработанных лазером поверхностей стали:  $N_o < N_{no}$ ;  $N'_o < N'_{no}$ ;  $\Delta N_o < \Delta N_{no}$ . Это свидетельствует, что хрупкость приповерхностного слоя образцов уменьшилась в результате лазерного облучения и последующего отдыха. Очевидно, воздействие лазерного облучения привело к закалке поверхностного слоя и изменению дефектной структуры вблизи поверхности и в глубине слоя. Эти изменения микроструктуры вызвали упрочнение, повышение  $H_c$ . Однако за период длительного отдыха дефектная структура в процессе самоорганизации видоизменилась, внутренняя энергия, локальные перенапряжения, вызванные воздействием лазера, понизились, что привело к уменьшению микротвердости и эмиссии упругих волн, табл.1. Можно предположить, что количество сигналов АЭ в результате облучения и отдыха снизилось не только за счет уменьшения количества трещин, но и за счет видоизменения источников АЭ.

Приведенные результаты согласуются с эффектами релаксации при микроиндентировании. Изменения коэффициента  $K$ , характеризующего степень релаксации упругих напряжений при микроиндентировании, различны для обработанной и необработанной поверхностей стали:  $K_{обр} > K_{необр}$ , табл.1. Этот факт показывает, что релаксация интенсивнее, а значит, выше доля упругих напряжений облученного слоя. Последнее связано с тем, что в результате облучения поверхностный слой образца упрочняется, что позволяет оказывать большее упругое сопротивление внедрению индентора и проявить значительную релаксацию при разгрузке.

Аналогические результаты были получены при облучении стали импульсной ксеноновой лампой. Облучение лампой образцов из стали 45 в воздушной атмосфере при использованном режиме приводило к разогреву поверхности образца. Однако этого разогрева было недостаточно для формирования нитридной фазы; наблюдалось только некоторое изменение характеристик тонкой структуры металла, свидетельствующее о повышении степени кристаллографичности в поверхностном слое, уменьшении микроискажений и плотности дислокаций. На поверхности ряда образцов фиксировалось наличие островков кубического оксида железа  $\gamma - \text{Fe}_2\text{O}_3$ .

Наблюдалось увеличение микротвердости после облучения, степень которого снизилась в результате отдыха. Однако, до отдыха и после величина микротвердости определялась рабочим напряжением на лампе и величиной нагрузки на индентор, табл.2. Микротвердость уменьшается с ростом внешнего деформирующего усилия  $P$  на облученной и необлученной поверхностях. При этом  $H_c$  облученной поверхности в большинстве случаев выше, чем необлученной, т.е. облучение приводит к упрочнению поверхности, особенно четко проявляющемуся при большем значении  $U$  и максимальной глубине вдавливания, табл.2.

<sup>1</sup> В таблице и далее в статье индексы (о) и (но) соответствуют обработанным и необработанным слоям, соответственно.

**Таблица 2.** Изменение микротвердости образцов, облученных ксеноновой лампой. Напряжение на лампе,  $U, В$ : 1400 (числитель) и 1600 (знаменатель).

$P, Н$	необлученная		облученная	
	$H_{\text{ш}}, \text{МПа}$	$h, \text{мкм}$	$H_{\text{ш}}, \text{МПа}$	$h, \text{мкм}$
0,2	2235	2,2	2090/2270	2,0
0,5	2210	4,0	2240/2250	3,5
1,0	2050	5,7	2210/2190	5,0
2,0	1990	7,8	1900/2140	7,6

Регистрация сигналов АЭ показала, что их число на облученной поверхности меньше, чем на необлученной. Эффект четко прослеживается при всех использованных нагрузках, табл.3. Видно, что облучение вызывает уменьшение количества сигналов АЭ, причем, чем выше рабочее напряжение лампы, тем значительнее эффект. Одновременно установлено, что величина  $P$  (глубина внедрения) существенно влияет на количество сигналов АЭ:  $N$  возрастает с ростом  $P$ , табл.3. Очевидно, на глубине преобладающую роль играют не внутренние напряжения слоя, а напряженное состояние, вызванное деформированием при больших нагрузках [9, 13]. Наличие трещин вокруг отпечатков даже при больших  $P$  оптически не обнаружено.

Эффекты, наблюдаемые при облучении ксеноновой лампой и последующем отдыхе стали 45, качественно являются аналогичными наблюдаемым при воздействии лазерного излучения и длительного отдыха: в обоих случаях  $H_{\text{ш}}$  слабо изменяется, а акустическая эмиссия понижается.

**Таблица 3.** Влияние обработки стали 45Х светом ксеноновой лампы на акустическую эмиссию при микроиндентировании.

Тип обработки поверхности	$P, Н$											
	0,5 ( $h = 4 \text{мкм}$ )				1,0 ( $h = 5 \text{мкм}$ )				2,0 ( $h = 8 \text{мкм}$ )			
	$N$	$N'$	$\Delta N$	$K$	$N$	$N'$	$\Delta N$	$K$	$N$	$N'$	$\Delta N$	$K$
Полирована, не облучена	440	67	373	0,85	445	90	355	0,8	2990	2415	575	0,2
Полирована, обл. $U=1400В$	196	40	156	0,8	250	28	222	0,9	4040	2090	1950	0,5
Полирована, обл. $U=1600В$	62	10	52	0,84	180	56	124	0,7	1965	1120	845	0,43

Выявленные эффекты связаны с повышением дефектности материала (точечных, линейных), вызываемых обработкой поверхности (шлифовка, облучение). Точечные дефекты закрепляют дислокации, и они при отдыхе перестраиваются в более стабильные, но менее подвижные дислокационные агрегаты. Последнее сопровождается меньшей вероятностью их срывов при деформации и, соответственно, меньшей АЭ. Однако при больших внешних деформирующих усилиях вероятность срывов дислокационных скоплений и перестраивания их в дисклинации, а также вероятность зарождения субмикротрещин, микротрещин, увеличивается, что является причиной резкого возрастания АЭ; число сигналов АЭ возрастает на порядок и более, табл. 3. Тот факт, что являе-

ние имеет место и для необработанных поверхностей подтверждает, что существенную роль играют деформационные упругие напряжения, созданные при микроиндентировании.

Несколько иначе изменяются микротвердость и АЭ поверхностей стали, имплантированных азотом. Поверхность металла, модифицированная имплантацией азота имеет свои особенности. Структурные характеристики различных марок сталей до и после обработки пучком ионов азота и параметры кристаллической решетки меняются очень мало. Следовательно, имплантация ионов азота затрагивает тонкий поверхностный слой и основные изменения параметров решетки и внутренних напряжений происходят именно в нем.

Определение профиля концентрации имплантированных ионов по глубине с помощью масс-спектрометрии показало, что ионы имеют гауссовское распределение с максимумом концентрации на  $\sim 0,1$  мкм. В слоях с имплантированным азотом обнаружены различные нитриды (в основном,  $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$ ). С их появлением нитридов связывают увеличение сопротивления изнашиванию [2,3]. Нитриды закрепляют генерируемые при имплантации дислокации и упрочняют, таким образом, ферритную фазу [4,14].

Однако, при этом наблюдается некоторое разупрочнение поверхностного слоя, четко проявляющееся после отдыха:  $H_\mu(o) < H_\mu(\text{но})$ , табл.4. Причем степень разупрочнения тем выше, чем ближе измеряемая зона к поверхности:  $\Delta H_\mu = H_\mu(\text{но}) - H_\mu(o)$  больше при  $P = 0,2$  Н, чем при  $P = 1$  Н.

**Таблица 4.** Влияние имплантации азотом и величины нагрузки на индентор на значения микротвердости и АЭ стали IX17H2.

Параметр	$P = 0,2$ Н ( $h < 2$ мкм)		$P = 1,0$ Н ( $h \approx 8$ мкм)	
	обработанный	необработ.	обработанный	необработ.
$N$	1844	822	6012	1088
$N'$	1668	780	5527	989
$\Delta N$	176	42	485	99
K	0,1	0,05	0,08	0,09
$H_\mu$ , МПа	2410	3050	2240	2340

Противоположным образом ведет себя акустическая эмиссия:  $N$ ,  $N'$  и  $\Delta N$  значительно выше на имплантированной поверхности. При этом, чем глубже внедряется индентор в слой, тем существеннее различия:  $N_o > N_{\text{но}}$  приблизительно в два раза при  $P = 0,2$  Н, но уже в 6 раз при  $P = 1$  Н, табл.4. Зависимость АЭ от глубины слоя, скорее всего, вызвана тем, что распределение и знак напряжений в нем резко неоднородны по глубине залегания [1,14]. Поэтому вполне логично предположить, что при  $h < 2$  мкм и  $h \sim 8$  мкм наблюдаются отличающиеся закономерности. Разупрочнение, уменьшение  $H_\mu$  поверхностного имплантированного слоя, возможно, определяется перераспределением ионов имплантации при отдыхе.

Технологические преимущества азотирования при электролитном нагреве подробно исследованы в работах [1,4,8]. Метод разработан в Институте прикладной физики АН Молдовы и обладает рядом достоинств; на порядок и более сокращается продолжительность процесса азотирования; достаточно легко достигается значительная глубина обработанного слоя (0,5 мм), [1,4].

Результаты рентгеновского фазового анализа выявили различные по структуре и составу три зоны, которые образуются в процессе азотирования в электролитной среде

в поверхностном слое сталей: внутреннего азотирования, нитридная зона и оксидная (по направлению к поверхности). При обработке в электролите 10/5 нитридный слой получается сплошным, а в 11/11 – пористым [1,4,7,8]. Насыщающим компонентом, по-видимому, в обоих электролитах является аммиак. Разогрев электролита вблизи анода приводит к испарению аммиака в оболочку, где он диссоциирует на водород и азот. Адсорбирующийся на поверхности образца-анода азот способствует формированию определенной микроструктуры слоя. Данные изменения микротвердости показали, что сформированный при этом слой является упрочненным, а степень упрочнения определяется глубиной расположения зоны слоя, т.е. ее микроструктурой. Измерения  $H_{\mu}$  приведены в таблице 5.

Данные таблицы четко демонстрируют зависимость величины упрочнения обработанного слоя, отдельных его зон от состава электролита и режима охлаждения. Видно, что практически во всех случаях наиболее упрочненным является граничный слой, особенно эффект ярко выражен в результате закалки в обоих электролитах.

Известно, что микротвердость является структурно-чувствительным параметром [9, 18-20]. Следовательно, наблюдаемые значительные изменения  $H_{\mu}$  информируют о том, что микроструктура каждой зоны обработанного слоя стали меняется по-разному и определяется режимом обработки и составом электролита, что согласуется с результатами рентгеноструктурного анализа [1,4].

Согласно фазовому анализу, в поверхностном слое металла после обработки образуеться, в основном, азотистый мартенсит ( $\alpha$ -Fe – фаза) и азотистый аустенит ( $\gamma$ -Fe – фаза). Количественное соотношение фаз  $\alpha$  и  $\gamma$  в диффузионной зоне зависит преимущественно от состава электролита азотирования и условий охлаждения [1,4,7,8]. Так, после азотирования в 10/5, независимо от способа охлаждения, в зоне внутреннего азотирования  $\gamma$ -фазы больше, чем  $\alpha$ -фазы, но по мере углубления в образец начинает преобладать  $\alpha$ -фаза.

**Таблица 5.** Микротвердость  $H_{\mu}$  (МПа) сталей 40X и 45, азотированных в электролитной плазме.  $T = 750^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 5$  мин. (после закалки)

Электролит	Охлаждение	$H_{\mu}$ , МПа		
		Азотированный слой	Основа	
			граничная зона	диффузионная зона
Сталь 40X				
10/5	в электролите	5500	9250	6450
10/5	в электролите	4120	6450	6450
Сталь 45				
10/5	на воздухе	9250	2860	2860
11/11	на воздухе	4120	4120	2570
11/11	в электролите	3620	7650	7650

Иное соотношение этих фаз в зоне внутреннего азотирования наблюдается после обработки в 11/11. Чаще всего  $\alpha$ -фазы много больше, чем  $\gamma$ -фазы, [2,3,14].

Изменение способов охлаждения также влияет на микроструктуру, как зоны внутреннего азотирования, так и основного металла. Параметры технологического процесса азотирования в электролитной плазме влияют и определяют структуру и нитридного слоя.

Приведенные факторы формирования зон азотированного слоя и их микроструктуры существенно изменяют механические свойства азотированной стали, табл.6. При этом в обоих электролитах с ростом напряжения на электродах и температуры процесса увеличиваются глубина азотированного слоя  $h$ , микротвердость  $H_{\mu}$ , предел прочности  $\sigma_b$ , но уменьшается относительное удлинение  $\delta$ , ударная вязкости  $a_k$  и пластичность диффузионного слоя  $\eta$ . Видно, что не только микротвердость, но и другие параметры механических свойств изменяются с изменением режима азотирования.

**Таблица 6.** Влияние режима азотирования в электролитной плазме (5 мин.) на параметры механических свойств стали 45.

электролит	$U, В$	$t, ^\circ C$	$h, мм$	Микротвердость, МПа	$\sigma_b, МПа$	$\delta, \%$	$a_k, кгс/см^2$	$\eta, \%$
10/5	130	650	0,4	5600-6000	730	14	21	85
10/5	140	700	0,8	8000-9000	820	11	12	83
10/5	150	750	1,0	8000-9000	900	10	-	75
11/11	110	650	0,4	5500-6500	740	12	22	80
11/11	120	700	0,8	8500-9500	880	6	13	76

Особенностью азотирования в электролитной плазме является совмещение процессов внедрения азота в металл и окисления его поверхности кислородом. В результате на нитридном слое образуются включения типа  $Fe_3O_4$ , которые совместно с нитридами участвуют, по-видимому, в упрочнении диффузионного. А соотношения концентраций азота и кислорода в конкретной зоне определяется режимами обработки в электролитной плазме и сказывается на степени упрочнения слоев.

Данные регистрации сигналов АЭ также свидетельствуют об особенностях механических свойств, вызванных различием условий азотирования, табл.7. Видно, что твердость поверхностного слоя и акустическая эмиссия возрастают после обработки в электролитах. Согласованное изменение микротвердости и числа сигналов АЭ, возникающих при микроиндентировании, вполне соответствует известным из литературы закономерностям: акустическая эмиссия активнее при деформировании более твердых материалов, [9-16]. Однако данные, полученные при охлаждении на воздухе образца, обработанного в 11/11, противоречат этому выводу:  $H_{\mu}$  в этом случае достигает максимальных значений, а число сигналов АЭ, наоборот, является минимальным, табл. 7. Различные способы охлаждения после обработки в 11/11 вызывают противоположные изменения числа сигналов АЭ: увеличение  $N$  при охлаждении в электролите и их уменьшение при охлаждении на воздухе. Однако  $H_{\mu}$  в обоих случаях увеличивается, табл.7

**Таблица 7.** Влияние режима обработки в электролитной плазме на  $H_{\mu}$  и АЭ стали 40Х.

Электролит		11/11		10/5		необработ.
Среда закалки		Электролит	Воздух	Электролит	Воздух	
Характеристики	N	424	313	396	366	248
	N'	375	174	348	316	207
	$\Delta N$	49	39	47	50	41
	K	0.11	0.18	0.12	0.14	0.17
	$H_{\mu}$	4730	5900	4600	4590	4150

Этот факт свидетельствует, что напряженное состояние азотированного слоя тоже меняется от указанных факторов, от скорости охлаждения состояние азота и внутренняя энергия в слое меняются. Возможно, немаловажную роль играют термоупругие остаточные напряжения, возникающие в большей степени при закалке в электролите 11/11.

Повышение микротвердости поверхностного диффузионного слоя стали качественно согласуется с данными таблиц 5 и 6, полученных на других образцах, [1,7,8,17].

Итак, обработка в электролитной плазме стали 40X, в целом, приводит к упрочнению поверхностного слоя, что сопровождается увеличенной эмиссией упругих акустических волн при микронидентировании.

Однако, рост  $H_v$  выше после обработки в 11/11 и охлаждении на воздухе, а АЭ ниже, табл. 7. Это, возможно, определяется особенностью распределения азота и степенью стабильности его положения в поверхностном слое. При охлаждении на воздухе, вероятно, формируются более стабильные и более прочные границы зерен нитридного и оксидного слоев<sup>2)</sup>, усиливается граничное натяжение между слоями. Такая ситуация приводит к увеличению блокировки дислокаций внутри зерен и сопротивления деформированию [18], вызывая упрочнение и упругие напряжения, которые их заметно релаксируют при разгрузке ( $K = 0,18$  является максимальным), табл. 7. Возможно, что при обработке в электролите 11/11 и охлаждении на воздухе диффузионный слой стали приобретает большую упругость и более значительные прочностные свойства по сравнению с другими приведенными режимами обработки, и обладает при этом меньшей хрупкостью, что очень важно сочетание прочности с малой хрупкостью.

Приведенные результаты позволяют заключить, что даже тонкие изменения условий азотирования стали в электролитной плазме приводят к вариации в широких пределах соотношения прочностных, упругих и пластических свойств азотированного поверхностного слоя. Можно подобрать оптимальные условия обработки, когда создается микроструктура слоя, обладающая большей потенциальной возможностью релаксировать при воздействии внешних сил, т.е. обладающая значительным запасом сопротивляемости деформированию, значительной выносливостью по сравнению с необработанной сталью.

Учитывая простоту и скорость технологического процесса азотирования (3-9 мин.), глубину проникновения азота (~ 0,5 мм), отсутствие механических повреждений на поверхности и достаточное упрочнение можно рекомендовать использование именно анодного процесса азотирования в электролитной плазме. В пользу преимущественного использования этого процесса для формирования азотированного слоя стали свидетельствует также достаточно легкая управляемость процесса. Меняя температурный режим, подаваемое напряжение, продолжительность процесса, скорость и среду охлаждения можно варьировать степень упрочнения, охрупчивания, глубину упрочненного слоя, стабильность его свойств, износостойкость. Подбором оптимальных условий формирования азотированного слоя стали можно образовать поверхностную зону, обладающую необходимыми механическими свойствами, не только твердостью, но и нужным соотношением прочностных, пластических и упругих качеств.

#### Список литературы

1. Игнатьков Д. А., Белкин П.Н., Пасинковский Е.А. и др. // Электронная обработка материалов, №5. 1983. С.65-68.
2. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Азотирование стали. М.: Машиностроение. 1976, с.62.

<sup>2)</sup> Рассматриваются оксидный и нитридный слои диффузионного слоя стали, так как глубина внедрения пирамиды при  $P=1H$  не превышает 10 мкм, что меньше толщины этих слоев (~40 мкм)

3. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Структура и прочность азотированных сплавов. –М.: Металлургия. 1982, с.57.
4. Белкин П.Н., Пасинковский Е.А. // Электронная обработка материалов, №4. 1986. С.27-29.
5. Погребняк А.А. и др. // Металлофиз новейших технологий, 22, 10, 2000, С 18-24.
6. Тюменцев А.Н., Третьяк М.В., Коротаев А.Д. // ФММ, 2000, 90, №6, С 97-104.
7. Александров В.Н., Белкин П.Н., Пасинковский Е.А. и др. // Электронная обработка материалов, №2. 1982. С.17-18.
8. Белкин П.Н., Факторович А.А., Пасинковский Е.А. и др. // Авторское свидетельство СССР № 621799. –Бюллетень изобретений и открытий, 1978, № 32.
9. Боярская Ю.С., Грабко Д.З., Кац М.С. Физика процессов микрондентирования. – Кишинев: Штиинца, 1986, 286 с.
10. Milman Iu.V., Goncharuc V.A., Danilov V.A. // Ceramics, 1994, V.45. Polish Ceramic Bulletin. V.7. P.197-211.
11. Олих Я.М. // ФТТ, Т.40. №9. 1998. С. 1623-1626.
12. Kwang Yu. Kim, Wolfgang Sachse. // J. Appl. Phys., V.55.No.8. 1984. P.2847-2856.
13. Zhitaru R., Rahvalov V. // Proceedings of SPIE Sixth Symposium on Optoelectronics. 1999. V.4068. P.65-71.
14. Белкин П.Н., Бурбелко А.А., Пасинковский Е.А. и др. // Электронная обработка материалов, 1984. №2. С.68-70.
15. Zhitaru R., Rahvalov V. // Materials Science and Engineering, B98, 2003, P.94-98.
16. Житару Р.П., Дурум Т.С. // ФТТ, т.46, вып.2, 2004, С.266-270.
17. Паршутин В.В., Пышкин С.Л. // Защита металлов, Т. 30. №3. 1994. С. 276-281.
18. Перевезенцев В.Н., Щербань М.Ю., Власов В.П. // Физика прочности и пластичности металлов и сплавов: Тезисы докладов XII Всесоюзной конференции Куйбышев. 1989. С.263.

## ДЕФЕКТЫ И МИКРОМЕХАНИЗМЫ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А. К., Нуруллаев Р. Л.

*Уфимский государственный институт сервиса, г. Уфа, Россия,  
[emaletd@mail.ru](mailto:emaletd@mail.ru)*

Аморфные материалы обладают повышенными физико-механическими свойствами. При их деформации наблюдаются гигантские полосы с неравномерной величиной сдвига, не содержащие дислокаций, автоколебательность деформации, вязко-хрупкий переход и др. особенности. Экспериментальные данные показывают, что действуют четыре микромеханизма деформации, зависящие от приложенных напряжений и температуры: ползучесть точечных дефектов и свободного объема, кинетика дислокаций Сомилианы, зарождение критической микротрещины. Экспериментально построена диаграмма упругопластических свойств аморфных материалов в зависимости от напряжений и температуры.

Для описания дефектов аморфной структуры предложена модифицированная модель Френкеля - Конторовой с квазипериодическим потенциалом, описывающим аморфную структуру с ближним порядком. Солитонные решения соответствующего уравнения динамики будут описывать линейные дефекты (дислокации). Анализ решений динамического уравнения показал, что солитонных решений в квазипериодическом потенциале нет, т.е. стационарные стабильные дислокации в таких материалах не существуют. Возможны только движущиеся неустойчивые солитоноподобные дефекты