

# ИОННО-ЛУЧЕВАЯ ОБРАБОТКА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т, 50Х21Г9Н4

Белый А.В.<sup>(1)</sup>, Кукареко В.А.<sup>(2)</sup>, Таран И.И.<sup>(1)</sup>, Карпович А.Н.<sup>(1)</sup>

<sup>(1)</sup>Физико-технический институт НАН Беларуси НАН Беларуси, г. Минск,

<sup>(2)</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск,  
[yto@tut.by](mailto:yto@tut.by)

Исследование проводилось на аустенитных сталях 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т и 50Х21Г9Н4. В исходном состоянии стали имели ГЦК решетку с параметрами  $a = 0,3593, 0,3598$  и  $0,3605$  нм и твердостью  $HV = 2100, 2400$  и  $3500$  МПа, соответственно. Для модификации использовались ионы азота. Ионная имплантация проводилась в течение 2 часов при энергии ионов 2–3 кэВ и плотности тока  $2 \text{ мА/см}^2$ , что обеспечивало суммарную дозу легирования около  $3 \times 10^{19}$  ион·см<sup>-2</sup>. Температура образцов в процессе обработки составляла 620–870 К. Триботехнические испытания проводились в режиме трения без смазочного материала по схеме возвратно-поступательного движения при скорости 0,1 м/сек. Номинальное давление составляло 1 МПа. В качестве контртела использовалась закаленная сталь У8.

Облучение сталей приводит к формированию модифицированных поверхностных слоев с толщиной от 3–5 мкм при 670 К до 25–40 мкм при 820–870 К. На рис. 1 приведены микрофотографии структуры имплантированной стали 50Х21Г9Н4. Микротвердость поверхностных слоев выходит на уровень максимальных значений после обработки при 720–820 К и составляет  $H_{0,98} = 12000\text{--}13000$  МПа для сталей 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т и  $H_{0,98} = 13000\text{--}14000$  МПа – для стали 50Х21Г9Н4. После обработки при 870 К микротвердость снижается, соответственно, до 10000 и 11000 МПа.

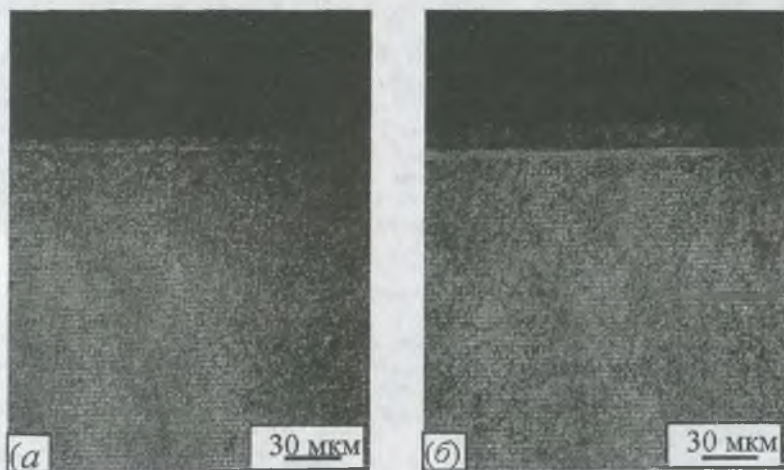


Рис. 1. Микроструктура стали 50Х21Г9Н4, подвергнутой ионно-лучевому азотированию по различным режимам

а – температура 720 К, время 2 ч; б – температура 770 К, время 2 ч

В результате обработки при 670 К в модифицированном слое формируется фаза  $\gamma'_N$  с гексагонально искаженной ГКЦ кристаллической решеткой, переходящая в глубине слоя в азотистый аустенит. Обработка при 720–770 К приводит к образованию наноразмерных частиц  $\alpha$ -фазы с ОЦК кристаллической решеткой и кубического нитрида хрома CrN. После обработки при 820 и 870 К в поверхностном слое регистрируется присутствие частиц CrN, а также  $\gamma$ -фазы (аустенита) и  $\alpha$ -фазы. При этом размер частиц CrN и содержание аустенита в слое поверхностном слое увеличиваются.

На рисунках 2–4 приведены зависимости массовой износа  $\Delta Q$  обработанных ионами азота по различным режимам образцов сталей 12X18H10T, 10X17H13M2T и 50X21Г9H4. В процессе фрикционного взаимодействия в поверхностных слоях материалов развивается интенсивная пластическая деформация, сопровождающаяся повышением температуры, окислением и адгезионным схватыванием поверхностей. Для неимплантированных сталей интенсивность изнашивания достигает 4–5 г/м<sup>3</sup> для стали 12X18H10T, 0,5–0,7 г/м<sup>3</sup> – для стали 10X17H13M2T и 1,0–1,7 г/м<sup>3</sup> – для стали 50X21Г9H4. Коэффициент трения составлял 0,6–0,7. Сравнительно низкая интенсивность изнашивания сталей 10X17H13M2T и 50X21Г9H4 обусловлена более высоким уровнем легирования и их более высокой твердостью.

Ионно-лучевая обработка сталей при 620–670 К, приводящая к формированию модифицированных слоев толщиной 3–6 мкм, не обеспечивает существенного возрастания износостойкости. Причиной интенсивного разрушения упрочненных слоев малой толщины сталей 12X18H10T, 10X17H13M2T их низкая несущая способность, а также низкая твердость подложки, что приводит к пластической деформации основы при трении.

Несоответствие деформаций подложки и твердого слоя вызывает образование в слое микротрещин, их распространение в глубинные слои и разрушение модифицированного слоя [1]. В случае стали 50X21Г9H4 повышенная твердость основы обеспечивает сравнительно высокую износостойкость имплантированного при 670 К слоя. При ионной обработке с температурой 720–820 К и возрастании толщины модифицированного слоя, износостойкости поверхности увеличивается и достигает 0,02–0,04 г/м<sup>3</sup>. При этом поверхность трения выглаживается и приобретает характерный зеркальный блеск, а коэффициента трения возрастает до 0,9–1,1.

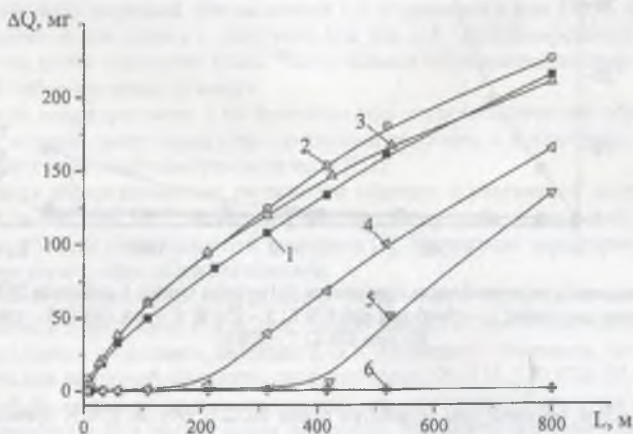


Рис. 2. Зависимость величины массового износа  $\Delta Q$  от пути трения  $L$  для стали 12X18H10T: 1 – исходное состояние; 2 – обработка при 620 К; 3 – 670 К; 4 – 690 К; 5 – 720 К; 6 – 770 К

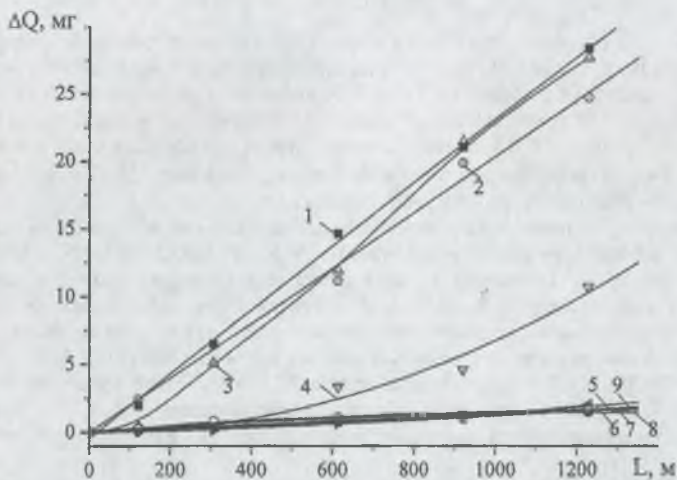


Рис. 3. Зависимость величины массового износа  $\Delta Q$  от пути трения  $L$  для стали 10X17H13M2T: 1 – исходное состояние; 2 – обработка при 620 К; 3 – 670 К; 4 – 690 К; 5 – 720 К; 6 – 740 К; 7 – 770 К; 8 – 820 К; 9 – 870 К

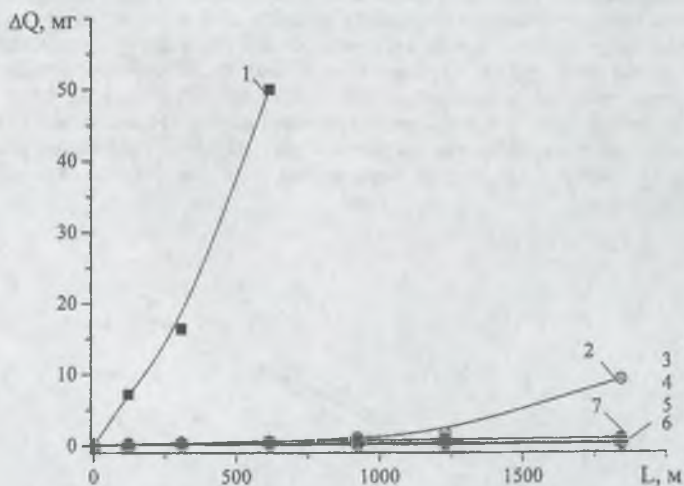


Рис. 4. Зависимость величины массового износа  $\Delta Q$  от пути трения  $L$  для стали 50X21Г9Н4: 1 – исходное состояние; 2 – обработка при 670 К; 3 – 720 К; 4 – при 740 К; 5 – при 770 К; 6 – при 820 К; 7 – 870 К

Увеличение температуры обработки стали 50X21Г9Н4 до 870 К приводит к росту интенсивности изнашивания, что связано с возрастанием содержания  $\gamma$ -фазы в поверхностном слое.

**Заключение.** Проведено исследование структурного состояния, микротвердости и триботехнических свойств поверхностных слоев аустенитных сталей 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т и 50Х21Г9Н4 после ионно-лучевого азотирования. Показано, что обработка увеличивает износостойкости сталей до тысячи раз. Максимальная износостойкость регистрируется после обработки при 740-770 К. Дальнейшее увеличение температуры обработки приводит к возрастанию интенсивности изнашивания вследствие образования в модифицированном слое аустенитной  $\gamma$ -фазы.

#### Список литературы

1. Белый А.В., Кукареко В.А., Патеюк А. Триботехнические свойства интерметаллического сплава  $Fe_3Al$ , обработанного интенсивными потоками ионов азота // Трение и износ. – 2007. №6. - С. 575-581

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И НАНОПОРИСТОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Амосова О.В.

ФГБУН Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия  
[Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru](mailto:Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru)

Изучено влияние отжига, отжига в поле механических сил и гидростатического давления на модуль упругости ( $E$ ), прочность на разрыв ( $\sigma$ ), индукцию насыщения ( $B_m$ ) и остаточную индукцию ( $B_r$ ), а также на врожденную нанопористость (размеры пор 10–100 нм) аморфных сплавов  $Co_{59}Fe_3Si_{11}Ni_{10}B_{15}$ ;  $Fe_{61}Co_{20}Si_{15}B_{14}$ ;  $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$ , полученных при сверхбыстрой закалке в виде лент толщиной 20–40 мкм.

Аморфные ленты отжигались при 240°C в течение 5,5 ч в свободном состоянии, или под растягивающей нагрузкой, составляющей 0,8 от разрывной при 240°C. Аморфное состояние сплавов после отжига с нагрузкой или без неё контролировалось дифракцией рентгеновских лучей в больших углах. Часть сплавов обрабатывалась гидростатическим давлением 10 кбар в течение 10 минут.

Контроль нанопористости и её изменение при термомеханических обработках осуществлялся методом малоуглового рентгеновского рассеяния и прецизионного измерения плотности; методика измерений рассмотрено в [1,2].

Прочность определялась при растяжении образцов с постоянной скоростью нагружения 25 МПа·сек<sup>-1</sup> при 18°C. Измерение  $E$  проводилось электростатическим методом на изгибных колебаниях на специальной установке [3]. Магнитные характеристики определялись путем регистрации петли гистерезиса.

В результате проведенных исследований установлено, что для всех изученных сплавов отжиг ведет к увеличению  $E$  и  $\sigma$ ; этот эффект возрастал при отжиге под нагрузкой. К примеру, для одного из сплавов, значения  $E$  и  $\sigma$  в исходном состоянии, после отжига, и после отжига под нагрузкой составили, соответственно, 96, 111, 120 ГПа ( $E$ ) и 1460, 1650, 1780 МПа ( $\sigma$ ). В отличие от отжига, наложение гидростатического давления привело к небольшому снижению  $E$ ; а эффект роста прочности был менее существенным, чем после отжига. Соответствующие значения  $E$  и  $\sigma$  для приведенного выше сплава составили после обработки давлением 93 ГПа и 1540 МПа.