

Таким образом, продемонстрирована возможность практического изучения структуры и свойств сталей акустомикроскопическими методами. Они позволяют получать изображение структуры и наблюдать ее трансформацию при внешних воздействиях на материал, определять некоторые упруго-механические параметры.

УДК 669.14:621.785:620.178

## ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО ОКИСЛЕНИЯ НА РАЗРУШЕНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

© А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, И.Л. Солодова

*Россия, Екатеринбург, Институт физики металлов УрО РАН*

Makarov A.V., Korshunov L.G., Solodova I.L. The effect of friction oxidation on the failure of carbon steels friction surfaces. The article studies the tribologic properties and strain hardening of quenched untempered and tempered at 200° C carbon (0,38 – 1,35 wt. % C) and additional alloyed (Si, Cr) tool steels as well as tempered at 100–600° C steel U8 (0,83 wt. % C) under the conditions of friction loading by a hard alloy indenter in gaseous nitrogen and air environments. A negative effect of friction oxidation on the failure of steels subject to the fatigue wear is established.

Распространено мнение, что возникновение на поверхностях трения сталей плотной пленки окислов препятствует развитию процессов адгезионного схватывания (I и II рода) и способствует реализации механизма нормального механо-химического (окислительного) износа [1]. Однако в условиях преимущественно полидеформационного (усталостного) механизма изнашивания может наблюдаться отрицательное влияние окислительной воздушной среды на разрушение стальных поверхностей [2].

В настоящей работе испытания в условиях трения скольжения проводили по схеме сферический индентор – плоский образец при возвратно-поступательном движении индентора из твердого сплава ВК-8. Трение осуществляли при комнатной температуре на воздухе и в среде газообразного азота при отсутствии заметного фрикционного нагрева поверхности трения. Начальное удельное давление в зоне контакта превышало предел текучести закаленной стали У8 (~2500 МПа). Углеродистые стали 35 (0,38 мас. % С), 50 (0,51 С), У8А (0,83 С), У10 (0,98 С), У13 (1,35 С) подвергали закалке в соляном водном растворе (5° С) от 950–1100° С на структуру мартенсита с концентрацией углерода, близкой к его содержанию в стали. После обработки холодом при –196° С в сталях У8, У10 и У13 содержалось соответственно 5, 10 и 20 об. % остаточного аустенита, который при трении превращался в мартенсит деформации.

Из рис. 1а следует, что рост концентрации углерода в закаленных, а также закаленных и отпущенных при 200° С углеродистых сталях от 0,38 до 0,83 мас. % вызывает непрерывное снижение износа (повышение износостойкости) при трении в безокислительной среде азота и в воздушной атмосфере. Это связано с увеличением прочности мартенситной структуры, обуславливающей смену основного механизма изнашивания – от адгезионного (у стали 35) к усталостному (у высокоуг-

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Atalar A.* An angular spectrum approach to contrast in reflection acoustic microscopy // *J. Appl. Phys.* 1978. V. 49. № 10. P. 5130-5139.
2. *Wilson R.G., Weglein R.D.* Acoustic microscopy of materials and surface layers // *Appl. Phys.* 1994. V. 55. № 9. P. 3261-3275.
3. *Коллингз Е.В.* Физическое металловедение титановых сплавов. М.: Мир, 1988. 224 с.

леродистых сталей). Дальнейший рост содержания углерода в сталях до 1,35 % сопровождается некоторым снижением износостойкости (ростом износа) вследствие повышения хрупкости поверхностного слоя. Отпуск при 200° С приводит к уменьшению сопротивления закаленных углеродистых сталей изнашиванию (за исключением испытаний сталей У10 и У13 в окислительной среде). Высокие уровни микротвердости поверхностей трения и деформационного упрочнения углеродистых сталей обусловлены, главным образом, развитием процессов деформационного динамического старения неотпущенного мартенсита (рис. 1б) и деформационного распада карбидной ε-фазы низкоотпущенного мартенсита (рис. 1в) [3].

При трении на воздухе интенсивность адгезионного изнашивания мартенсита стали 35 резко снижается по сравнению с трением в безокислительной среде азота (рис. 1а), поскольку образующиеся при фрикционном нагружении на воздухе окислы препятствуют адгезионному взаимодействию контактирующих металлических поверхностей.

При фрикционном нагружении высокоуглеродистых сталей преобладающим механизмом разрушения поверхности является усталостный механизм изнашивания, характеризующийся возникновением микротрещин усталостного происхождения (малоцикловая фрикционная усталость). Постепенное накопление микротрещин вызывает ослабление и локальное разрушение (выкрашивание) поверхностного слоя. Наблюдаемый в этом случае сильный рост потерь массы образцов при испытаниях на воздухе (рис. 1а) является следствием отрицательного влияния окислительной воздушной среды на сопротивление поверхности высокоуглеродистых сталей хрупкому разрушению. Исследование методом ядерных реакций показало, что при нагружении твердосплавным индентором стали У8

происходит насыщение ее тонкого (~1,5 мкм) поверхностного слоя кислородом в концентрациях до нескольких ат. % [4]. Насыщению поверхности трения кислородом способствует чрезвычайно высокая дефектность рассматриваемого слоя (плотность дислокаций ~ $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , развитая система границ фрагментов ультрадисперсной структуры), а также, возможно, протекание пластической деформации в слое по ротационному механизму [3]. Дополнительное охрупчивание сильнодеформированного поверхностного слоя сталей в результате его взаимодействия с кислородом связано с образованием хрупких пересыщенных твердых растворов кислорода в железе, а также с формированием преимущественно по границам растущих микротрещин окислов, способствующих их ускоренному развитию.

На рис. 2 рассмотрены трибологические и прочностные свойства поверхности закаленной от 810° С стали У8,

отпущенной в интервале температур 100–600° С. В неотпущенном состоянии и после отпуска при 100–300° С, когда преобладает усталостный механизм изнашивания, насыщение поверхности стали кислородом отрицательно влияет на ее сопротивление изнашиванию. При трении образцов, отпущенных при 400–600° С, когда имеет место выраженное адгезионное схватывание, наличие окислительной среды приводит к снижению величины износа и коэффициента трения, так как возникающие при нагружении на воздухе окислы экранируют металлические поверхности, снижая интенсивность их адгезионного взаимодействия.

Из рис. 1 и 2 следует, что среда, в которой проводится фрикционное нагружение, оказывает существенное влияние на износостойкость углеродистых сталей, однако относительно мало влияет на уровень твердости УДС поверхностей трения.

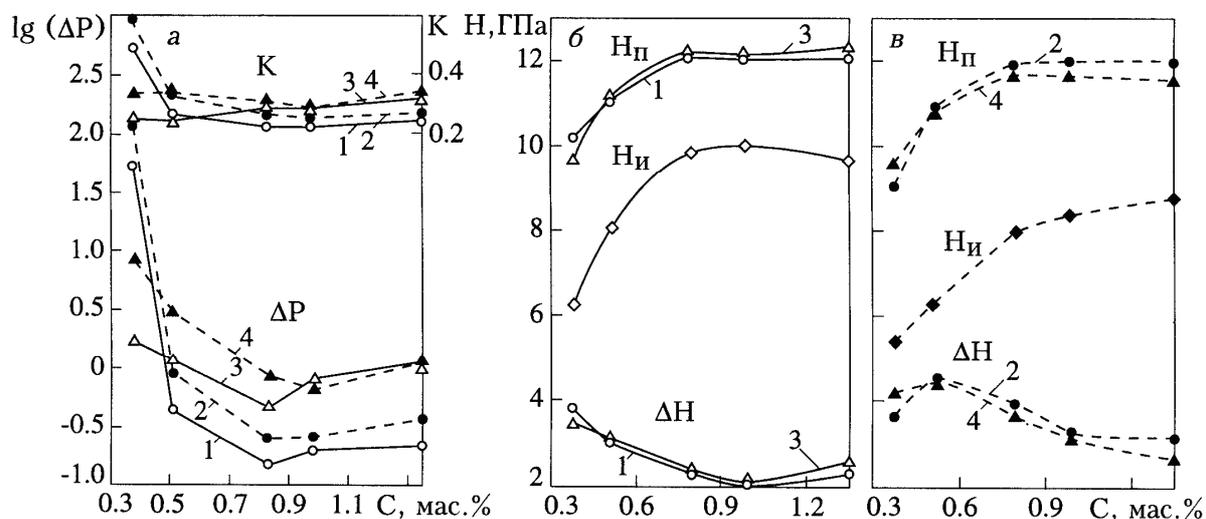


Рис. 1. Влияние содержания углерода С в углеродистых сталях на потери массы образцов  $\Delta P$  (мг), коэффициент трения  $K$ , исходную микротвердость  $H_{II}$ , микротвердость поверхности трения  $H_{II}$  и деформационное упрочнение  $\Delta H = H_{II} - H_{II}$  при фрикционном нагружении в среде азота (1, 2) и на воздухе (3, 4). 1, 3 – закалка (охл.  $-196^\circ \text{C}$ ); 2, 4 – закалка (охл.  $-196^\circ \text{C}$ ), отп.  $200^\circ \text{C}$

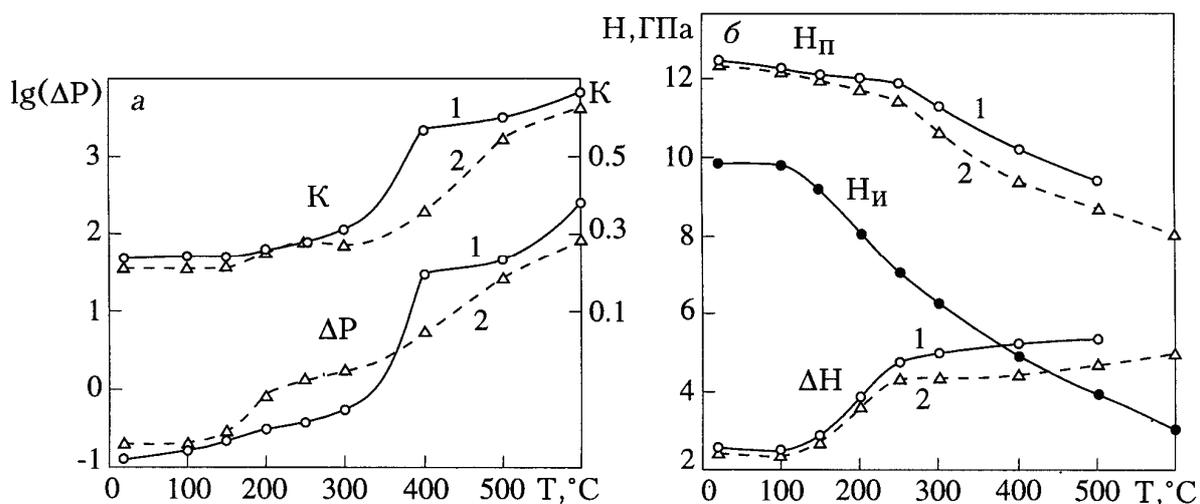


Рис. 2. Влияние температуры отпуска  $T$  на потери массы образцов  $\Delta P$  (мг), коэффициент трения  $K$ , исходную микротвердость  $H_{II}$ , микротвердость поверхности трения  $H_{II}$  и деформационное упрочнение  $\Delta H$  закаленной стали У8 при фрикционном нагружении в среде азота (1) и на воздухе (2)

Таблица 1

Исходная микротвердость  $H_{и}$ , потери массы образца  $\Delta P$  и микротвердость поверхности трения  $H_{п}$  закаленных и обработанных холодом при  $-196^{\circ}\text{C}$  сталей, подвергнутых фрикционному нагружению в различных средах

Марка стали	Температура закалки, $^{\circ}\text{C}$	$H_{и}$ , ГПа	Нагружение в среде азота		Нагружение на воздухе	
			$\Delta P$ , мг	$H_{п}$ , ГПа	$\Delta P$ , мг	$H_{п}$ , ГПа
У8	810	9,8	0,20	12,1	0,40	12,0
80С2	870	9,8	0,30	11,2	0,85	10,9
9ХС	870	10,1	0,25	11,3	0,90	10,8

Дополнительное легирование высокоуглеродистых сталей кремнием оказывает отрицательное влияние на сопротивление усталостному разрушению при трении в воздушной среде (табл. 1).

Повышенный износ кремнийсодержащих сталей в условиях фрикционного окисления может быть связан со специфическим воздействием кремния на процессы окисления стальных поверхностей при трении [5], а также с известным отрицательным влиянием кремния на сопротивление  $\alpha$ -железа хрупкому разрушению. Действие указанных факторов, возможно, усиливается вследствие обнаруженного Д. Бакли явления обогащения поверхностей трения кремнием в результате направленной миграции его атомов в контактную зону [6]. Пониженная микротвердость поверхностей трения сталей 80С2 и 9ХС по сравнению со сталью У8 (см. табл. 1) является следствием высокой хрупкости кремнистых сталей, препятствующей реализации максимальных степеней деформации поверхностного слоя.

УДК 539.4:538.311

## О КОНЦЕНТРАЦИИ ЭНЕРГИИ НА ОТВЕРСТИИ В ПЛОСКОМ ПРОВОДНИКЕ С ТОКОМ

© А.В. Иванова, Н.П. Пучков, В.М. Иванов, Г.А. Барышев

Россия, Тамбов, Государственный технический университет

Ivanova A.V., Puchkov N.P., Ivanov V.M., Baryshev G.A. Energy concentration on the hole in the flat conductor under power. The problem of the energy electromagnetic field on the isolated hole in the conductor under power is solved. The critical values for the hole resulting in failure around the fault are found.

Существующие традиционные методы дефектоскопии, основанные или на прямом пропускании электрического тока через объект, или на индукционном наведении тока в нем, преследуют цель обнаружения дефектов по изменяющимся электрическим параметрам [1]. При этом не учитывается концентрация электромагнитного поля на структурных неоднородностях объекта, зачастую приводящего к его разрушению [2].

В настоящей работе приведена одна из аналитических оценок энергии электромагнитного поля, которая локализуется на круглых дефектах типа включений.

328

**Заключение.** Насыщение тонкого (до 1,5 мкм) поверхностного слоя кислородом (в количестве до нескольких ат. %) в процессе фрикционного окисления приводит к охрупчиванию и, соответственно, снижению сопротивления усталостному изнашиванию поверхности высокоуглеродистых сталей, подвергаемых закалке и отпуску не выше  $300^{\circ}\text{C}$ . Дополнительное легирование кремнием усиливает отрицательное влияние фрикционного окисления на сопротивление высокоуглеродистых сталей усталостному виду изнашивания. В то же время окисление обеспечивает рост сопротивления адгезионному изнашиванию относительно «мягких» материалов (стали 35 и стали У8, отпущенной при  $400\text{--}600^{\circ}\text{C}$ ).

## ЛИТЕРАТУРА

1. Поверхностная прочность материалов при трении / Костецкий Б.И., Носовский И.Г., Караулов А.К. и др. Под ред. Б.И. Костецкого. Киев: Техника, 1976. 292 с.
2. Кориунов Л.Г., Богачев И.Н., Аверин Ю.И., Черных С.Г., Хадыев М.С. Влияние мартенситного  $\gamma$ - $\alpha$  превращения на кинетику упрочнения и сопротивление разрушению поверхности трения аустенитных сталей при полидеформационном характере изнашивания // Физика металлов и металловедение. 1980. Т. 49. № 1. С. 113-120.
3. Кориунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л., Насонов С.П. Структура, прочность и теплостойкость мартенсита стали У8, деформированной трением // Физика металлов и металловедение. 1996. Т. 82. № 2. С. 38-48.
4. Макаров А.В., Кориунов Л.Г., Выходец В.Б., Куренных Т.Е., Черненко Н.Л. Структура, химический состав и трибологические свойства нанокристаллического слоя поверхности трения закаленной стали У8 // Структура и свойства нанокристаллических материалов: Сб. науч. тр. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. С. 169-177.
5. Dumbleton J.H., Douthett J.A. The unlubricated adhesive wear resistance of metastable austenitic stainless steels containing silicon // Wear. 1977. V. 42. № 2. P. 305-332.
6. Бакли Д. Поверхностные явления при адгезии и фрикционном взаимодействии / Пер. с англ. М.: Машиностроение, 1986. 359 с.

Допустим, что дефект в форме круга радиуса  $R$ , сильно различающийся проводимостью с матрицей-проводником, обтекается электрическим током  $I$ . Предположим также, что проводимость вокруг него переменная, а на бесконечности проводника постоянна и равна  $\sigma$ . Тогда каждое сечение, удаленное на расстоянии  $r$  от центра дефекта, равно  $hdr$ , где  $h$  – толщина проводника, а проводимость  $dG$  слоя  $dr$  току на участке  $(0 - \pi)$  (рис. 1) равна:

$$dG = \frac{hdr}{rd\varphi} \sigma .$$