

УДК 534.8:53.085.332

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНОГО СТРОЕНИЯ И СВОЙСТВ СТАЛЕЙ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

© А.В. Буданов, Ал.И. Кустов*, И.А. Мигель*, Ан.И. Кустов**

Россия, Воронеж, Государственная технологическая академия

*Военный авиационный инженерный институт

**Государственный университет

Budanov A.V., Kustov A.I., Migel I.A., Kustov An.I. The study of the structural state and properties of steel by acoustic microscopy methods under external influences. The article deals with perspectives of the application of acoustic microscopy methods for studying the effects of hydrogen on physical-mechanical properties of steel. The basic principles of the methods as well as the results of the experiments of studying the structure of steel and its transformation upon changing the composition and types of thermo-mechanical treatment are discussed in the article.

Наиболее важными параметрами, определяющими упруго-механические свойства сталей, являются их состав, структурные компоненты, распределение примесей, наличие и величина внутренних напряжений. Эти характеристики варьируются в зависимости от содержания, состояния и распределения водорода. Структура и свойства, прежде всего приповерхностных слоев, изменяются, например, при диффузии водорода с поверхности в объем. Такой вид внешнего воздействия существенно влияет на поведение материала при деформации и разрушении. Благодаря наличию большого количества факторов, определяющих свойства получаемых металлических материалов, попытки математического моделирования влияния водорода на них чрезвычайно редки и малопродуктивны. Поэтому, для получения достоверной информации и осуществления ее правильной интерпретации, необходимо, в первую очередь, расширять арсенал неразрушающих средств экспериментальных измерений. К перспективным методам изучения влияния водорода на структуру металлов следует отнести акустическую микроскопию, с помощью которой можно получать без предварительного травления поверхности изображения структур различного уровня до глубин в несколько десятков длин акустических волн (AB), используемых для визуализации. Для эксплуатационных характеристик сталей важно не наличие водорода, а его влияние на структуру и физико-механические свойства. Одним из наиболее отрицательных аспектов наличия водорода является его выделение в виде флокенов – особых нарушений сплошности материала. Как выяснено, к настоящему времени главными причинами флокенообразования являются наличие растворенного водорода, внутренние растягивающие напряжения и повышенная хрупкость стали в локальных микрообъемах. Так как очаг хрупкого разрушения обычно составляет 10–100 мкм (что практически совпадает с размерами аустенитного зерна), а зарождающиеся флокены имеют вид чрезвычайно тонких интеркристаллитных микротрещин, для выявления таких дефектов и наблюдения зеренных структур используется режим акустической визуализации сканирующего акустического микроскопа (САМ). Од-

нако более значимой задачей является задача обнаружения и наблюдения стадий, предшествующих образованию флокенов, на которых напряжения в материале достигают критических значений $\sigma_{кр}$. Для большого класса металлических материалов $\sigma_{кр}$ составляет 0,02–0,04 E или менее, где E – модуль упругости. При этом образуются разрывы сплошности или микротрещины, которые на данном этапе можно устранить специальной термообработкой. Предлагаемые методы являются неразрушающими, что позволяет использовать их для понимания механизма происходящих в металлах превращений. Они обладают минимальным воздействием на исследуемые образцы и позволяют визуализировать дефекты на поверхности и в объеме объектов, измерять значения скорости поверхностных акустических волн (ПАВ) v_R и упругих модулей. Основы используемых в работе акустомикроскопических методов (визуализации и $V(Z)$ -кривых) изложены в основном в работах [1–2].

Если рассматривать выходной сигнал как результат интерференции отличных по фазе зеркально отраженных и переизлученных под углом θ_R волн, разность фаз периодически меняется, а зависимость [$V(Z)$ -кривая] выходного сигнала (V) от расстояния линза-объект (Z) имеет осциллирующий характер. Этот подход, называемый обычно лучевым, часто используется для расчета значений скорости v_R ПАВ, что обусловлено существующей зависимостью расстояния ΔZ_N между максимумами $V(Z)$ -кривой и величиной v_R (см. рис. 1).

$$\Delta Z_N = \frac{v_l}{2f} \left(1 - \sqrt{1 - \left(\frac{v_l}{v_R} \right)^2} \right)^{-1}, \quad (1)$$

где f – рабочая частота акустического микроскопа, а v_l – скорость звуковой волны в жидкости. Получая $V(Z)$ -кривую на телевизионном экране и проводя измерения ΔZ_N с точностью $\sim 10^{-7}$ м, можно определять значения v_R с погрешностью $\sim 0,5$ %. Применение более совершенных устройств сканирования поверхности уже сегодня позволяет повысить точность измерений v_R еще на порядок.

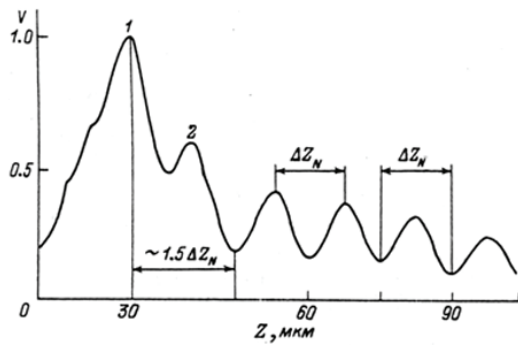
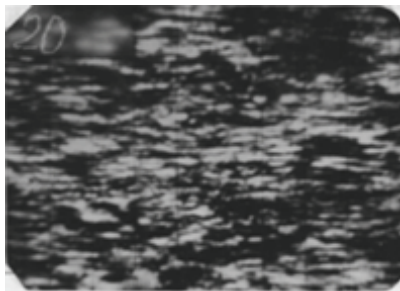


Рис. 1. Зависимость выходного сигнала от расстояния линза – объект



а)



б)

Рис. 2. Акустическая визуализация: а – структуры аустенитной стали; б – текстуры в стали 70

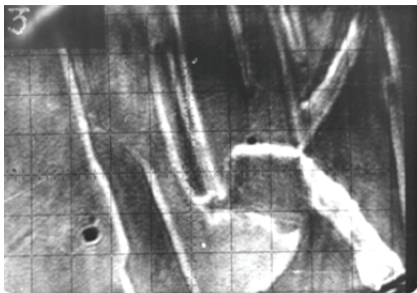


Рис. 3. Изображение трещины в стали на глубине ~40 мкм

Согласно работе [3], можно рассчитать упругие модули с использованием информации о плотности образца (ρ_s) и его коэффициенте Пуассона (ν) путем измерения скоростей ПАВ (v_R):

$$E = v_R^2 \cdot \frac{2\rho_s (1 + \nu)^3}{(0,87 + 1,12 \cdot \nu)^2} \quad (2)$$

$$G = v_R \cdot \rho_s \left[\frac{1 + \nu}{0,87 + 1,12 \cdot \nu} \right]^2 \quad (3)$$

С помощью САМ решалась задача обнаружения и наблюдения микротрещин, а также изучения состояний материала, предшествующих образованию таких дефектов. Объектами исследований являлись многофазные и зеренные структуры сталей. При изменении процентного состава и уровня насыщения водородом может происходить их трансформация, обнаруживаемая по изменению акустического контраста фазовых и зеренных составляющих, обусловленных значительными различиями их упруго-механических характеристик – скоростей AB , импедансов и т. п. Этот факт имеет решающее значение для выявления микрозон зарождения очагов хрупкого разрушения, связанных с наличием водорода. В большинстве случаев именно на границах зерен или фаз, где облегчена сегрегация таких дефектов как вакансии, выделяется водород в атомарном виде. Накапливаясь уже в молекулярном виде, водород может создавать в этих областях давления, способные приводить к зарождению микротрещин. Влияние водорода сказывается, прежде всего, на структуре приповерхностных слоев. На рис. 2а приведен пример акустической визуализации структуры аустенитной стали на глубине до нескольких десятков микрометров. Он демонстрирует четкое отличие фазовых, двойниковых, зеренных областей за счет различий акустических импедансов. При этом не требуется какая-либо химическая обработка поверхности. Применение специфической термообработки с последующим патентированием создает в стали текстуру и изменяет ее физико-механические параметры в различных направлениях относительно оси деформации. Пример полученной текстуры в стали 70 приведен на рис. 2б. Применение метода $V(Z)$ -кривых позволило определить значения скоростей v_R и модулей E и G в сталях, которые сведены в табл. 1.

Одной из главных задач работы было обнаружение микротрещин, в том числе и флокенного типа. На рис. 3 приведено изображение трещины в стали аустенитного класса на глубине ~40 мкм. Как показали механические испытания, разрушение началось при напряжениях ~2,3 ГПа в области визуализированного дефекта. Была получена экспериментальная кривая $V(Z)$ для этого материала характерного вида. При зондировании образца в районе микротрещины наблюдалось как изменение высоты главного максимума, так и трансформация области ΔZ_N горбов.

Таблица 1

Некоторые упруго-механические характеристики сталей, измеренные с помощью сканирующего акустического микроскопа

Материал	Скорость v_R , км/с	Плотность ρ , кг/м ³	Модуль упругости E , ГПа	Модуль сдвига G , ГПа	Коэффициент Пуассона ν
06X14H6MД2	2,73	7,86	176	67,7	0,30
T {123} <123>	2,85		195	74,2	
10X12H2BMФ	3,06	7,84	227	87,3	0,30
ВНС-2М	2,93	7,87	183	70,4	0,29
Сталь 70	3,023	7,80	214,4	83,1	0,29

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