

Рис. 2. Температурные зависимости угловых положений (а), интенсивностей (б) и полуширин (в) кристаллических и диффузных рефлексов

представленных сополимеров, на образце 4 метильная группа была заменена на фенил, а основная цепь осталась той же. Существенных изменений в температурном поведении для данного образца по сравнению с образцом 3 не наблюдается. Аналогично образцу 3, у соединения 4, помимо плавления кристаллитов при 103°C , имеется излом в зависимости $2\Theta(T)$ положения диффузного максимума. Однако увеличение массы боковых радикалов сказалось на ДСК зависимости (рис. 1г): если теплоты переходов при 100°C для образцов 1–3 примерно одинаковы и составляют 51–55 кДж/кг, то аналогичная величина для последнего сополимера составляет 39 кДж/кг.

По-видимому, увеличение бокового обрамления ослабляет основную силановую цепь, что, в свою очередь, сказывается на теплоте фазового перехода.

Таким образом, подводя итог вышесказанному, можно сделать вывод, что данные органокарбосилановые сополимеры являются аморфно-кристаллическими соединениями со схожими кристаллическими упаковками макромолекул. Анализ плавления кристаллической фазы и сопоставление полученных результатов с аналогичными данными для ПЭТМДС говорят об основной ответственности первых фрагментов за температуру (у всех исследуемых сополимеров точка плавления примерно одинакова и составляет $103^{\circ}\text{--}105^{\circ}\text{C}$) и характер данного фазового перехода. Усложнение эндо-максимума при 100°C с ростом отношения m/n , на наш взгляд, свидетельствует об увеличении взаимного влияния как алкильных, так и силановых частей основной макроцепи.

Влияние фрагментов 2 (диметилсиланов) сказывается в основном для образцов 4 и 5 (отношение $m/n = 1,5$). Образуется ЖК-нематик в диапазоне $110\text{--}200^{\circ}\text{C}$, но для полной идентификации данного фазового состояния необходимы дополнительные исследования, так как нематическое фазовое состояние и состояние расплава неразличимы методом РСА для изотропного вещества. Небольшое увеличение бокового обрамления (как в образце 5) не оказывает заметного влияния на температурное поведение подобных систем.

ЛИТЕРАТУРА

1. Zeigler J.M. // Polym. Mater. Sci. 1985. V. 53. P. 486.
2. Lovinger A.J., Davis D.D., Schilling F.J. // Macromolecules. 1991. V. 24. № 1. P. 131.

УДК 620.193

ПОВЕДЕНИЕ НАВОДОРОЖЕННЫХ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ

© И.Н. Бурнышев, Е.А. Печина

Россия, Ижевск, Институт прикладной механики УрО РАН

Burnyshev I.N., Pechina E.A. Behaviour of pipe steels containing hydrogen and low carbon, under the conditions of slow destruction. The article looks at the study of the influence of higher content of hydrogen upon the mechanical characteristics of steels 09Г2 and 17Г1С and their acoustic emission.

Одной из возможных причин, вызывающих разрушение труб магистральных газопроводов (МГ) и практически неисследованной применительно к используемым для изготовления труб МГ малоуглеродистым сталям, может быть склонность металла к замедленному разрушению под действием водорода.

В настоящей работе проведено исследование влияния повышенного содержания водорода на механические характеристики сталей 09Г2 и 17Г1С и акустическую эмиссию (АЭ) в них.

Для насыщения образцов водородом использовали метод катодного наводороживания в 0,1 нормальном растворе серной кислоты с добавлением 1,5 г/л стиму-

лятора наводороживания – тиомочевина. Перед наводороживанием образцы зачищали от окалины, затем обезжировали в этиловом спирте. Время наводороживания при плотности катодного тока 5 мА/см^2 составляло 16 ч. Для сохранения наводороженного состояния образцы до начала испытаний хранили при температуре минус 196°C .

Механические испытания в условиях замедленного разрушения со скоростью деформации, равной $0,055\text{ мм/мин}$, проводили на универсальной испытательной машине 1958У-10-1 по методике трехточечного изгиба на образ-

Таблица 1

Режимы термической обработки

№	Сталь	Вид ТО	Режимы ТО
ТО1	09Г2	закалка	$T_{\text{зак}} = 940^\circ \text{C}$ (вода)
ТО2	17Г1С	закалка	$T_{\text{зак}} = 940^\circ \text{C}$ (вода)
ТО3	17Г1С	закалка	$T_{\text{зак}} = 1040^\circ \text{C}$ (вода)
ТО4	17Г1С	закалка+отпуск	$T_{\text{зак}} = 940^\circ \text{C}$ (вода) $T_{\text{отп}} = 200^\circ \text{C}$ (1 ч)

цах с острым концентратором напряжений. В экспериментах использовали призматические образцы сечением 4×10 мм и длиной 110 мм. Концентраторы напряжений (глубина 3 мм, радиус при вершине 0,15 мм) наносили электроискровым способом. Синхронно с записью механической диаграммы замедленного разрушения регистрировали сигналы АЭ, особенностью которых является повышенная чувствительность к динамическим процессам, происходящим в твердом теле. Величины разрушающей нагрузки и нагрузки, при которой происходит зарождение хрупкой трещины, определяли в процессе непрерывного нагружения образцов. Прием сигналов АЭ проводили с помощью регистратора акустической эмиссии АРУП-3 производства НПО «Дальстандарт» (г. Хабаровск). В качестве информативных параметров использовали суммарный счет импульсов акустической эмиссии N , характеризующий степень накопления повреждений в материале, и скорость счета $\Delta N/\Delta t$, которая позволяет судить об интенсивности процесса трещинообразования.

Для выяснения роли структурного фактора образцы перед наводороживанием подвергались различным видам термообработки, режимы которых представлены в таблице 1.

Анализ механических и акустико-эмиссионных диаграмм для исходного состояния структуры (рис. 1а) и после наводороживания (рис. 1б) выявил незначительное снижение предела прочности до 5 % и повышение предела текучести до 25 % наводороженных образцов из стали 09Г2, при этом наблюдается значительное уменьшение суммарного счета АЭ примерно в 4 раза. На диаграммах закаленных от 940°C (рис. 1в) и подвергнутых в последствии наводороживанию (рис. 1г) образцов также замечено уменьшение предела прочности до 20 % и увеличение предела текучести до 35 %, при этом суммарный счет АЭ уменьшился в 20 раз.

На рис. 2 представлены зависимости напряжения и суммарного счета АЭ для образцов из стали 17Г1С в исходном (рис. 2а) и наводороженном (рис. 2б) состояниях. В этом случае величина предела прочности уменьшается на 15 %, предела текучести увеличивается до 25 %, а суммарный счет падает примерно в 5 раз. Заметим, что такое поведение предела прочности и предела текучести исходных образцов из 09Г2 и 17Г1С после наводороживания находится в согласии с результатами, приведенными в [1] для других сталей, и может быть объяснено с учетом концепции взаимодействия водорода с дислокациями, предложенной в [1, 2], считая, что при деформации насыщенного водородом стального образца возникающие и уже имеющиеся дислокации блокируются им, теряя свою подвижность.

Наводороживание закаленных от 940°C образцов из стали 17Г1С (рис. 2в, г) привело к уменьшению величины предела прочности от 1900 до 1015 МПа, предела текучести – от 915 до 640 МПа, суммарного счета АЭ почти в 5 раз. В случае закаленных от 1040°C образцов из стали 17Г1С (рис. 2ж, з) наводороживание

также вызвало уменьшение значений предела прочности от 1965 до 895 МПа, предела текучести – от 880 до 655 МПа, суммарный счет АЭ уменьшился в 2 раза. Заметим, что в обоих случаях наблюдается уменьшение предела текучести в отличие от выше приведенных результатов для стали 09Г2, где было увеличение σ_t . Такое поведение, по-видимому, связано со структурным состоянием материала исходных образцов из стали 09Г2.

Повышение температуры закалки стали 17Г1С с 940°C до 1040°C привело к уменьшению величины суммарного счета АЭ ненаводороженных образцов в 2 раза (рис. 2ж, в). Наводороживание привело к тому, что величина суммарного счета АЭ наводороженных закаленных образцов от 1040°C (рис. 2з) больше примерно в 1,5 раза по сравнению с наводороженными образцами, подвергнутых закалке от 940°C (рис. 2г). Уменьшение сигналов акустической эмиссии в структуре закалки после наводороживания можно объяснить активным скоплением диффундирующего водорода в зонах с остаточными напряжениями после закалки, что понижает энергию АЭ [4, 5].

Наводороживание отпущенных образцов (рис. 2д, е) уменьшает предел текучести на 40 %, а предел прочности – всего лишь на 15 %. Интересно отметить, что значения суммарного счета почти одинаковы для наводороженных и ненаводороженных образцов.

Известно, что замедленное разрушение (ЗР) обусловлено накоплением водорода перед вершиной тре-

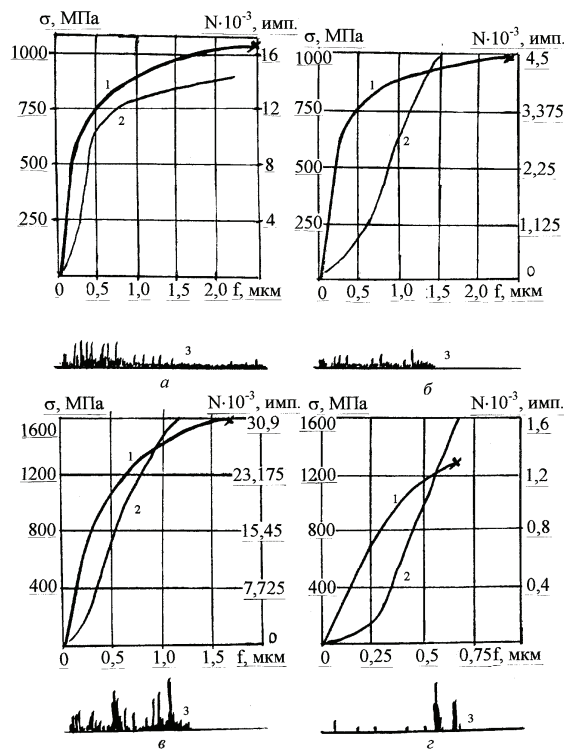


Рис. 1. Механическая и акустико-эмиссионная диаграммы замедленного разрушения стали 09Г2 в зависимости от деформации прогиба образца f (1 – кривая «нагрузка – деформация», 2 – суммарный счет N , 3 – скорость счета $\Delta N/\Delta t$): а) исходный образец; б) исходный + наводороживание; в) ТО1; г) ТО1 + наводороживание

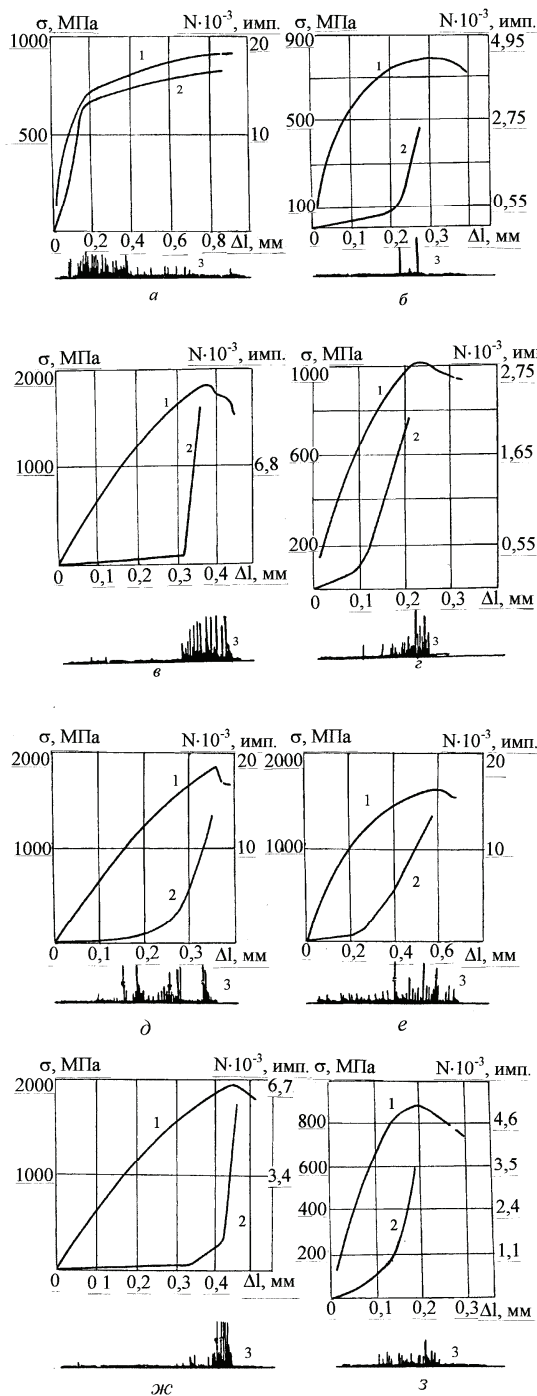


Рис. 2. Механическая и акустико-эмиссионная диаграммы замедленного разрушения стали 17Г1С в зависимости от деформации прогиба образца Δl (1 – кривая «нагрузка – деформация», 2 – суммарный счет N , 3 – скорость счета $\Delta N/\Delta l$): а) исходный образец; б) исходный + наводороживание; в) TO2; г) TO2 + наводороживание; д) TO4; е) TO4 + наводороживание; ж) TO3; з) TO3 + наводороживание

щины под влиянием напряжений, хотя мнения о способе распространения трещины расходятся [4]. На основании данных АЭ можно предположить, что процесс замедленного разрушения развивается в две стадии. На первой стадии происходит межзеренное растрескива-

ние, что подтверждает дискретный характер проявления АЭ. Эта стадия завершается при нагружении в упругой области образованием микроскопической зародышевой зернограничной трещины, признаком образования которой служит появление непрерывноследующих сигналов. По появлению непрерывноследующих сигналов АЭ можно судить о величине напряжения, при которой происходит зарождение хрупкой трещины замедленного разрушения. При выдержке образцов под нагрузкой выше некоторого порогового напряжения σ_n наблюдается вторая стадия ЗР – медленный рост трещины до разрушения. На этой стадии происходит скачкообразное продвижение отдельных участков фронта трещины, о чем свидетельствуют наблюдаемые акты «взрывной» эмиссии и резкое увеличение скорости счета вплоть до разрушения. Рост параметра N на стадии упругого нагружения свидетельствует о том, что процессы, приводящие в конечном итоге к зарождению трещины, развиваются уже на этой стадии.

Как показывают полученные в настоящей работе результаты, водород способен значительно воздействовать на прочностные характеристики сталей 09Г2 и 17Г1С. Известно, что возникновение и катастрофический рост трещин достаточно часто происходит в околошовной зоне труб. Ранее нами были проведены исследования микроструктуры сварного шва и качественно определено содержание в ней водорода [6]. Было установлено, что повышенное содержание водорода отмечается только в некоторой части околошовной зоны, которая характеризуется мелкозернистой структурой, возникающей в результате быстрого охлаждения материала трубы после сварки.

Замедленное разрушение, обусловленное накоплением водорода перед вершиной трещины под влиянием напряжений, может быть описано следующим образом. При достижении критической концентрации водорода в вершине трещины происходит ее скачкообразное продвижение на расстояние, равное размеру обогащенной водородом области. Затем процессы повторяются. Живое сечение образца постепенно уменьшается и, когда размеры трещины превысят критические, катастрофическое ее развитие приводит к разрушению образца. ЗР происходит по существу не при средней концентрации водорода, а при значительно большей [3, 4]. Несомненно, требуются дополнительные исследования для представления полной картины поведения водорода в сталях.

ВЫВОДЫ

1. Наводороживание образцов приводит к снижению предела прочности независимо от структурного состояния и химического состава стали. Поведение предела текучести после наводороживания неоднозначно и в зависимости от структуры и состава стали может как уменьшаться, так и повышаться.

2. Влияние водорода на вид зависимостей «суммарный счет – напряжение» зависит от вида структуры, получаемой в результате термообработки. Наводороживание образцов из сталей 09Г2 и 17Г1С с исходной структурой вызвало уменьшение суммарного счета примерно в 3–5 раз, а с закаленной – в 2–15 раз (при $\sigma = \sigma_n$). В случае образцов со структурой низкого отпуса наводороживание приводило к незначительному уменьшению суммарного счета АЭ.

3. Снижение прочностных характеристик трубных сталей, вызванных повышенным содержанием водорода, может быть одной из причин разрушения МГ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. М.: Металлургия, 1982. 232 с.
2. Гельд П.В., Рябов Р.А., Кодес Е.С. Водород и несовершенства структуры металла. М.: Металлургия, 1979. 221 с.
3. Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Партон В.З. // Механика разрушения и прочность материалов. Т. 1. Основы механики разрушения материалов. Киев: Наукова думка, 1988. 488 с.

4. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1985. 216 с.
5. Бурнышев И.Н., Глухов Н.А., Махнев Е.С., Мостовой А.В., Седелев Ю.А. Некоторые материаловедческие аспекты безопасности магистральных газопроводов / Вторая Международная конференция «Безопасность трубопроводов»: Сб. докл. 28–31 авг., 1997. Секция 3. М., 1997. С. 7-13.
6. Асадуллин М.З., Бурнышев И.Н., Глухов Н.А., Махнев Е.С., Михеев Г.М., Седелев Ю.А., Хасанов Р.Н. Новые представления о причинах разрушения магистральных газопроводов / Первый Международный конгресс «Новые высокие технологии для нефтегазовой промышленности и энергетики будущего»: Сб. науч. тр. 4–6 июля, 1996. Т. 1. Тюмень, 1996. С. 160-163.

УДК 548.571; 548.4

IN SITU ИССЛЕДОВАНИЯ БЫСТРОПРОТЕКАЮЩИХ ДИНАМИЧЕСКИХ, СТОХАСТИЧЕСКИХ И САМООРГАНИЗУЮЩИХСЯ КОЛЛЕКТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ В СИСТЕМЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ ТВЕРДЫХ ТЕЛ (Краткий обзор последних работ сотрудников кафедры теоретической и экспериментальной физики ТГУ им. Г.Р. Державина)

© Ю.И. Головин

Россия, Тамбов, Государственный университет, E-mail: ygolovin@inbox.ru

Golovin Y.I. *In situ* researches of fast dynamic, stochastic and self-organized phenomena in the system of structural defects of solids (A brief survey of papers made recently by the personnel of the department of theoretical and experimental physics of Tambov State University). The article reviews recent papers published by researchers of the department of theoretical and experimental physics of Tambov State University. This work is devoted to *in situ* study of fast dynamic, stochastic and self-organized phenomena in solids during crystallisation, plastic flow and fracture.

Одним из препятствий к созданию всеобъемлющих, полных теорий структурозависимых свойств реальных твердых тел (в частности, прочностных, пластических, магнитных, электрических, оптических), является недостаток информации о динамике элементарных быстропротекающих процессов в системе структурных дефектов, их взаимной обусловленности, степени скоррелированности и условиях самоорганизации на всех иерархических уровнях структуры. Во многих случаях (например, при пластической деформации в условиях действия магнитных полей, сосредоточенной нагрузки, образования мелкодисперсных ячеистых, блочных структур, полос локализованного сдвига, пространственной и временной неустойчивости пластического течения с переходом в режим самоорганизующейся критичности) остаются плохо известными не только динамические характеристики отдельных стадий, но и их полный набор и тем более, как правило, очень разветвленные сценарии чередования этих стадий. В последние несколько лет в связи с исследованиями разнообразных магнитоэластических эффектов в магнитоупорядоченных твердых телах (диамагнитных металлических, ионных и молекулярных кристаллах, полимерах, полупроводниках и др.) выяснилось, что для понимания природы их магниточувствительности необходимо учитывать помимо координатной части волновой функции электронов еще и спиновую динамику с характерными временами $\sim 10^{-11}$ – 10^{-8} с. Очерченный

круг проблем требует расширения сферы *in situ* исследований динамики широкого спектра дефектов в область нано- и пикосекундных времен с одновременным сохранением высокого пространственного разрешения и резким увеличением информативности и быстродействия применяемых методик.

Стандартных комплексов оборудования для проведения подобных исследований нет ни в одной лаборатории мира. Силами сотрудников кафедры ТЭФ ТГУ разработано несколько уникальных методик и создана соответствующая быстродействующая аппаратура для *in situ* исследований быстропротекающих индивидуальных и коллективных явлений на различных иерархических уровнях структуры – спиновом, атомном, кластерном, дислокационном, мезоскопическом и макроскопическом. Эта работа проводится в рамках трех научных направлений, развиваемых на кафедре:

1. Спин-зависимые процессы в структурных дефектах магнитоупорядоченных твердых тел и их магниточувствительные свойства (руководители: профессор Ю.И. Головин и доцент Р.Б. Моргунов).

2. Быстропротекающие самоорганизующиеся явления в процессах неравновесной кристаллизации, пластической деформации и разрушения кристаллов (руководители: профессор Ю.И. Головин и доцент А.А. Шибков).

3. Динамическая микро- и нанотвердость и ее физическая природа (руководители: профессор Ю.И. Головин, доценты В.И. Иволгин и А.И. Тюрин).