

## МЕХАНИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ В ИЗУЧЕНИИ СТАДИЙНОСТИ ДЕГРАДАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ

© 2011 А. Н. Чуканов, А. А. Яковенко

Тульский государственный университет, пр-т Ленина 92, 300600 Тула, Россия

Поступила в редакцию 20.09.2010 г.

**Аннотация.** На основе комплексного анализа неупругих эффектов внутреннего трения (Снука, Снука-Кестера, деструкционного эффекта) оценивали стадийность развития процессов деградации и накопления поврежденности деформированных малоуглеродистых сталей. Предложено описание механизмов, контролирурующих различные стадии указанных процессов. Выявлены основные факторы, стимулирующие характерные изменения субструктуры и эволюцию стадий повреждаемости.

**Ключевые слова:** малоуглеродистые стали, деформация, деградация, повреждаемость, механизмы, стадии.

### ВВЕДЕНИЕ

Важность ранней диагностики разрушения не требует доказательств. Техногенные и природные катастрофы последних лет это подтверждают. Перспективными методами контроля начальных стадий разрушения являются методы, фиксирующие процессы, его подготавливающие и стимулирующие, — деградационные. Деградацию (естественное ухудшение свойств материала) и зарождение разрушения в микрообъемах с критическим уровнем напряжений позволяют описать наномасштабные методы анализа подвижности дефектов строения. К ним относится метод внутреннего трения (ВТ). Исследование релаксационных спектров ВТ материалов, подвергающихся при эксплуатации разрушению, особенно эффективно на ранних стадиях процесса, когда фиксация поврежденности современными методами контроля проблематична [1—6].

Вопрос о стадийности повреждаемости обсуждается довольно часто [1, 2]. Однако информация, полученная разными методами, не систематизирована. В тоже время инструментом, удобным для изучения всех этапов развития поврежденности, является метод ВТ. С помощью неупругих эффектов (НЭ) ВТ (в частности деструкционного эффекта) возможно проведение такого анализа.

Целью исследования является наблюдение развития деградации и выявления стадийности разрушения деформируемых малоуглеродистых сталей по изменению параметров дислокационной динамики в микрообъемах дефектов поврежденности.

### ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

В ходе развития повреждаемости в деформируемых сталях на температурных зависимостях ВТ (ТЗВТ) в диапазоне  $-150...500$  °С фиксируют следующие НЭ: максимум Снука, максимум Снука-Кестера, а также деструкционный максимум, имеющий место в поврежденных образцах. Появление деструкционного максимума на ТЗВТ связано с изменением дислокационной динамики у концентраторов напряжений — структурных дефектов и дефектов поврежденности (микротрещин) [5, 6].

### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Измерение ВТ проводили на образцах ( $l=200$  мм,  $d=8$  мм) стали марки Ст 3 и сплава Fe + 0,09 % С ( $l=70$  мм,  $d=0,8$  мм) в состоянии поставки (калиброванные нормализованные прутки и проволока). Образцы стали марки Ст 3 деформировали статическим одноосным растяжением ( $\varepsilon=0, 3,3, 13, 17, 20$  %), образцы сплава Fe + 0,09 % С — обжатием при протяжке через фильеры. Анализировали информацию, полученную при низко- (обратный крутильный маятник,  $f \sim 1$  с<sup>-1</sup>) и среднечастотных (резонансные изгибные колебания  $f \sim 1 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>) измерениях амплитудных и температурных зависимостей ВТ (АЗВТ и ТЗВТ) (ГОСТ 25156-82). ТЗВТ измеряли в диапазоне от  $-100$  до  $500$  °С. Скорость нагрева 2 град./мин. Параллельно измеряли динамический модуль нормальной упругости ( $E$ ).

Использовали комплексный анализ формы и энергетических характеристик группы перечисленных релаксационных эффектов ВТ. Применили оригинальную компьютерную программу разделения сложных релаксационных максимумов на унимодальные пики.

В ходе деформирования образцов стали марки Ст 3 при комнатной температуре фиксировали диаграммы деформации (ГОСТ 1497-84). Машинные диаграммы деформации перестраивали в условные диаграммы деформации. Для каждой степени деформации определяли соответствующее напряжение  $\sigma$ , рассчитывали отношение  $\sigma/\sigma_{max}$ .

При определении стадийности накопления поврежденности за основу была взята модель работы [2], описывающая процесс разрушения при одноосном растяжении (рис. 1). В качестве критерия границ отдельных стадий использовали отношение текущей нагрузки к максимальной  $P/P_{max}$ . Авторы работы [2] выявили следующие стадии повреждаемости: стадия микротекучести  $M$  ( $(0,35-0,7) P_{max}$ ), стадия накопления дефектов  $I$  ( $(0,7-0,85) P_{max}$ ), стадия слияния дефектов  $II$  ( $(0,85-0,97) P_{max}$ ), стадия слияния дефектов  $III$  ( $(0,97-1) P_{max}$ ).

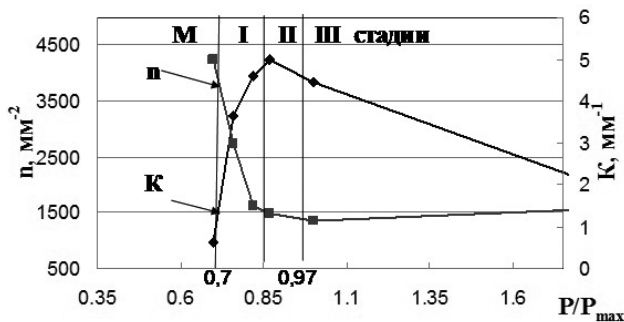


Рис. 1. Изменение критерия  $K$ , показывающего среднее расстояние между трещинами и плотности микротрещин  $n$  на стадиях: микротекучести ( $M$ ), накопления ( $I$ ), слияния ( $II$ ) микротрещин и развития макротрещины ( $III$ ) [2]

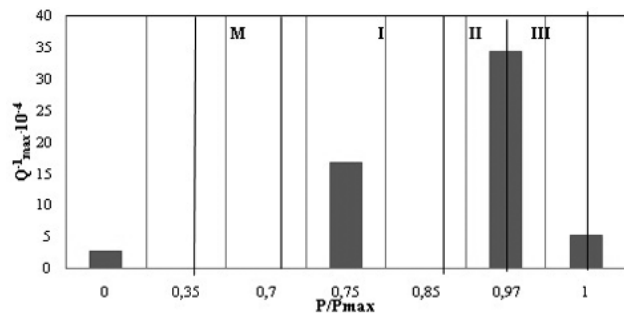


Рис. 3. Изменение высоты деструкционного максимума сплава  $Fe+0,09\% C$  на стадиях: микротекучести ( $M$ ), накопления ( $I$ ), слияния ( $II$ ) микротрещин и развития макротрещины ( $III$ )

стадия локализованного разрушения  $III$  — процесс, в свою очередь, включающий в себя три этапа: формирование макротрещины размером  $14-16 \mu m$  ( $(0,97-1) P_{max}$ ), — этап  $A$ , ее стабильное ( $(1-0,8) P_{max}$ ), — этап  $B$  и ускоренное ( $P < 0,8 P_{max}$ ), развитие — этап  $C$ .

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 2 представлена типичная ТЗВТ образцов бинарного сплава  $Fe - 0,09\% C$ . В области отрицательных температур ( $-150...0^\circ C$ ) наблюдали деструкционный максимум ( $D$ ), фиксируемый в температурном диапазоне, прогнозируемом моделью, описанной в работе [5]. В области температур выше комнатной фиксировали типичные для деформированных сплавов системы  $Fe - C$  неупругие эффекты — максимумы Снука ( $Cn$ ) и Снука-Кестера ( $C-K$ ).

При анализе использовали графики зависимости высоты максимума ВТ от степени предварительной деформации (рис. 3), а также модельные представления о стадийности развития повреждаемости (рис. 4). Рассматривали влияние дефор-

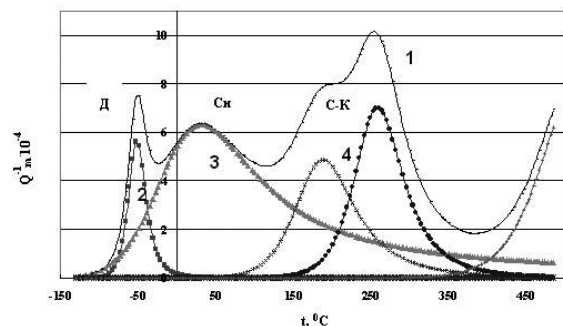


Рис. 2. ТЗВТ деформированного на 17 % сплава  $Fe+0,09\% C$  ( $f=1$  Гц): 1-суммарная кривая; 2, 3, 4 — парциальные пики: деструкционный ( $D$ ), Снука ( $Cn$ ), Снука-Кестера ( $C-K$ )

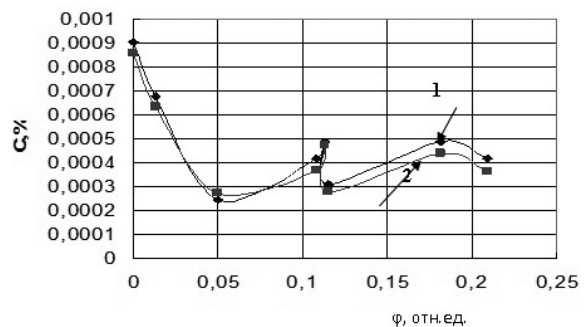


Рис. 4. Зависимости концентраций азота (1) и углерода (2) в твердом растворе от степени предварительной деформации бинарного сплава  $Fe+0,09\% C$

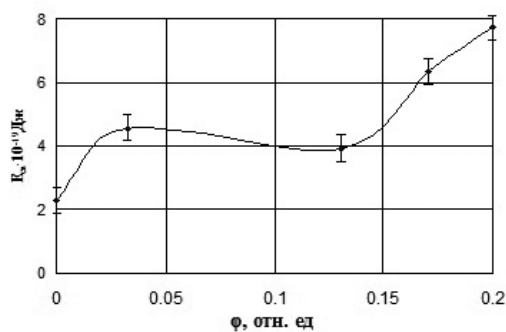


Рис. 5. Зависимость энергии связи от степени предварительной деформации сплава Fe+0,09 % C

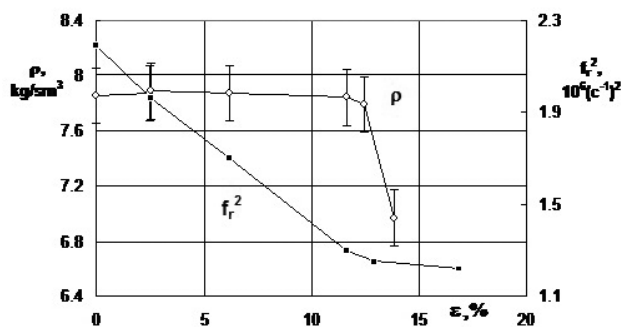


Рис. 6. Относительное изменение плотности  $\rho$  и модуля упругости  $f_r^2$  стали Ст 3 на различных стадиях накопления поврежденности

магии на параметры ТЗВТ: фон ВТ (рис. 5), энергию связи дислокаций с примесными атомами (рис. 6), а также на относительные изменения модуля упругости (рис. 7) и плотности стали (рис. 8).

### АНАЛИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Развитие деградации и накопление деформационной поврежденности оценивали комплексно по параметрам неупругих эффектов. Вместе с процессами накопления поврежденности в материале происходят деградационные процессы: перераспределение углерода, взаимодействие атомов внедрения с дислокациями, о которых судили по изменению параметров эффектов Снука, Снука-Кестера, а также по изменению фона ВТ и АЗВТ.

Увеличение степени предварительной деформации приводит к формированию заблокированных дислокационных групп, служащих зонами концентрации локальных микронапряжений и стимулирующих возникновение дефектов поврежденности.

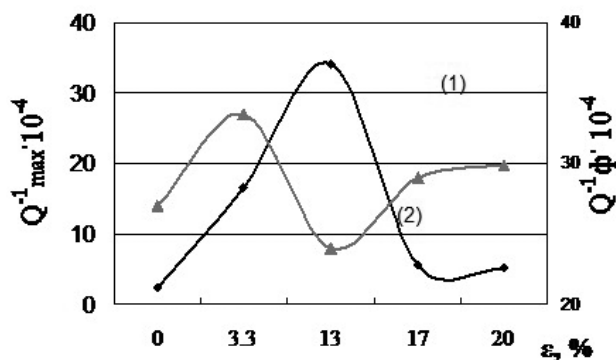


Рис. 7. Влияние предварительной деформации на фон ВТ (1) и высоту деструкционного максимума (2) сплава Fe + 0,09 % C

Наибольшую высоту деструкционного максимума фиксировали на II стадии слияния дефектов поврежденности (рис. 3). Плотность микротрещин на данной стадии максимальна, размер микротрещин 10—14 мкм [2]. На указанной стадии величина фона ВТ падает, модуль упругости уменьшается на 38 % по сравнению с исходным. Это говорит о происходящих в материале релаксационных процессах снижения уровня напряжений за счет возникновения новых поверхностей — микротрещин.

При деформировании углеродистой стали Ст 3 выявили следующие стадии деградации и повреждаемости (рис. 3).

**М. Стадия микротекучести** ( $(0,35—0,7)\sigma_{max}$  (в диапазоне деформации до 3 %)). В конце стадии наблюдали появление на поверхности образцов неоднородной зоны пластической деформации со следами скольжения в полосах деформации и множеством пор в них, а также регистрировали первые микротрещины размером 4—5 мкм по границам зерен в примыкающей к вершине надреза сильнодеформированной области пластической зоны [2].

Для области микротекучести, когда в процессе деформирования начинают формироваться зародыши полосы Чернова-Людерса, наблюдается резкий прирост плотности подвижных дислокаций. На указанном этапе течения изменение деформирующего напряжения, зависимое от размера структурного элемента стали, может быть связано с характеристиками деформационного упрочнения. Процесс деформации практически полностью пластический. Вся или подавляющая часть деформации обусловлена движением и размножением дислокаций.

Приведенное распространение течения будет иметь место до тех пор, пока плотности подвижных дислокаций достаточно для поддержания необхо-

димого значения локальной скорости деформации и не возникнет другой зародыш полосы деформации при более благоприятных условиях. При распространении фронта полосы деформации неизбежное взаимодействие дислокаций с дефектами кристаллического строения способствует снижению плотности подвижных дислокаций, а истощение источников дислокаций компенсируется лишь в случае приложения повышенных значений результирующих напряжений [1].

В твердом растворе уменьшается концентрация атомов внедрения  $C$  и  $N$  в 3 раза (рис. 4). Они начинают закреплять подвижные дислокации. Растет энергия связи дислокаций с примесными атомами ( $\Delta E_{cv} \sim 4 \cdot 10^{-19}$  Дж) (рис. 5). Величина номинальных (фон ВТ) и локализованных (высота деструкционного максимума микронапряжений) растет ( $\Delta Q_f^{-1} = 8 \cdot 10^{-4}$ ;  $\Delta Q_m^{-1} = 2,4 \cdot 10^{-4}$ ). Увеличивается количество субмикронесплошностей. Модуль упругости снижается на 15 %.

**I. Стадия накопления дефектов** ( $(0,7—0,85)\sigma_{max}$ ,  $(\epsilon = 3...6 \div 8 \%)$ ). — это процесс накопления отдельных не взаимодействующих между собой микротрещин. Величина концентрационного критерия  $K$ , характеризующего среднее расстояние между дефектами, превышает его критическое значение, равное 3 (рис. 1, кривая  $K$ ). Наиболее вероятный механизм диффузионного роста малых зародышевых трещин в чистых металлах — это накопление или присоединение к ним вакансий кристаллической решетки (трещина как сток для вакансий) [8].

На *стадии I* накопление изменений, отражающих пластическую компоненту макроскопической остаточной деформации твердого тела, резко снижается. При этом на механизм деформации значительное влияние начинает оказывать развитие нарушений сплошности и образование микротрещин. Этот этап определяется в основном деформацией пластика — деструкционного характера.

Рост количества подвижных дислокаций превалирует над процессом их блокировки примесными атомами. Наблюдали слабое снижение плотности образца — начало его микроразрыхления (рис. 6).

**II. Стадия слияния дефектов** ( $(0,85—0,97)\sigma_{max}$ ,  $(\epsilon = 8...13 \%)$ ). Процесс слияния микротрещин, выходящий за границы зерна, становится превалирующим. Достигается баланс между увеличением плотности подвижных дислокаций и количеством атомов внедрения. В вершинах микротрещин происходит формирование заблокированных дислока-

ционных групп, которые в дальнейшем становятся локализованными зонами концентрации внутренних напряжений ( $\Delta Q_m^{-1} = 34,3 \cdot 10^{-4}$ ). В этих зонах возникают субмикротрещины (рис. 7).

Между стадиями I и II наблюдали *переходную область*, имеющую признаки обеих стадий. Продолжается процесс генерации дефектов, слияние микротрещин при этом происходит внутри зерна [1]. В конце стадии они сливаются с макротрещинами. Величина фона ВТ падает на 20 % (рис. 7). Модуль упругости уменьшается на 38 % по сравнению с исходным. Размер микротрещин 10—14 мкм [1].

**III. Стадия локализованного разрушения** ( $(0,97—1)\sigma_{max}$ ,  $(\epsilon = 13...17 \div 20 \%)$ ). Величина локальных микроискажений (высота деструкционного максимума) падает (рис. 3). Это связано с рассеянием энергии при образовании дополнительных поверхностей — макротрещин. Растущая энергии связи примесных атомов с дислокациями свидетельствует о все более жесткой блокировке последних.

Деформация в подавляющей части деструкционная. Она локализуется в узкой области концентраций напряжений продвижения магистральной трещины, что приводит к окончательному разрушению [3].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные результаты хорошо согласуются с данными других исследователей [1—4]. Аналогичную стадийность изменения параметров максимумов ВТ фиксировали при измерениях ТЗВТ образцов, подвергнутых коррозионному воздействию в ходе наводороживания [4]. Это позволяет говорить о схожих механизмах накопления поврежденности и позволяет использовать параметры деструкционного НЭ для прогнозирования поврежденности в малоуглеродистой стали вне зависимости от физической природы формирующих ее процессов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Вакуленко И. А., Раздобреев В. Г. // Металлы. 2002. № 2. С. 100—102.
2. Жаркова Н. А., Ботвина Л. Р., Тютин М. Р. // Металлы. 2007. № 3. С. 64—71.
3. Сергеев Н. Н. Механические свойства и внутреннее трение высокопрочных сталей в коррозионных средах // Дис. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. Самара, 1996. 463 с.
4. Левин Д. М., Чуканов А. Н., Муравлева Л. В. // Вестник Тамбовского университета. Тамбов. 1998. Т. 3. Вып. 3. С. 315—318.

5. Чуканов А. Н. Физико-механические закономерности формирования предельного состояния и развития локального разрушения в металлических материалах // Автореферат диссерт. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. Тула: ТулГУ, 2001. 39 с.

6. Чуканов А. Н., Яковенко А. А., Пуханова И. В. // DFM2006/Book of articles. Moscow: Interkontakt Nauka, 2006. P. 82—84.

7. Чуканов А. Н., Яковенко А. А. // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2010. Т. 15. Вып. 3. С. 985—986.

---

*Чуканов Александр Николаевич* — д.т.н., профессор, кафедра физики, Тульский государственный университет; тел.: (4782) 332442, e-mail: alexchukanov@yandex.ru

*Chukanov Alexander N.* — grand PhD (technical sciences), professor, department of physics, Tula State University; tel.: (4782) 332442, e-mail: alexchukanov@yandex.ru

*Яковенко Александра Александровна* — аспирант, кафедра физики, Тульский государственный университет; тел.: (4782) 332442, e-mail: AlexYakovenk@gmail.com

*Yakovenko Alexandra A.* — post-graduate student, department of physics, Tula State University; tel.: (4782) 332442, e-mail: AlexYakovenk@gmail.com