

05.1;08

## Внутреннее трение и хрупко-вязкий переход в конструкционных материалах

© Б.К. Кардашев, А.С. Нефагин, Г.Н. Ермолаев,  
М.В. Леонтьева-Смирнова, М.М. Потапенко, В.М. Чернов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург  
Всероссийский научно-исследовательский институт неорганических  
материалов им. академика А.А. Бочвара, Москва  
E-mail: b.kardashev@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 8 апреля 2006 г.

Получены данные о температурных зависимостях внутреннего трения (декремента ультразвуковых колебаний) и ударной вязкости образцов ОЦК металлов (ферритно-мартенситная сталь Fe–12Cr–W–V–Ta–B–C, сплав V–4Ti–4Cr) в интервале температур от 100 до 300 К. Наблюдается коррелированное изменение обеих зависимостей (акустических и ударных). Экспериментально обосновано применение неразрушающей акустической методики при изучении физических механизмов хрупко-вязкого перехода в металлических конструкционных материалах.

PACS: 62.20.Mk, 62.40+i

Многокомпонентные с объемно-центрированными кубическими (ОЦК) решетками ферритно-мартенситные 12%-ные хромистые стали и сплавы системы V–Ti–Cr являются перспективными конструкционными материалами для активных зон быстрых реакторов деления и реакторов термоядерного синтеза [1–3]. Использование таких материалов сдерживается типичным для ОЦК металлов низкотемпературным охрупчиванием в исходном состоянии и повышением температуры хрупко-вязкого перехода при радиационных воздействиях [2,4–5].

Эффект радиационного охрупчивания конструкционных сталей и сплавов с ОЦК кристаллическими решетками отрицательно сказывается на сроках службы ядерных энергетических реакторов. Однако, несмотря на многие усилия по изучению этого практически важного эффекта, его физические механизмы, зависящие от многих материаловедческих и радиационных параметров и определяющие температуру  $T_1$

перехода металла из хрупкого состояния в вязкое, до сих пор не определены [2,4–5].

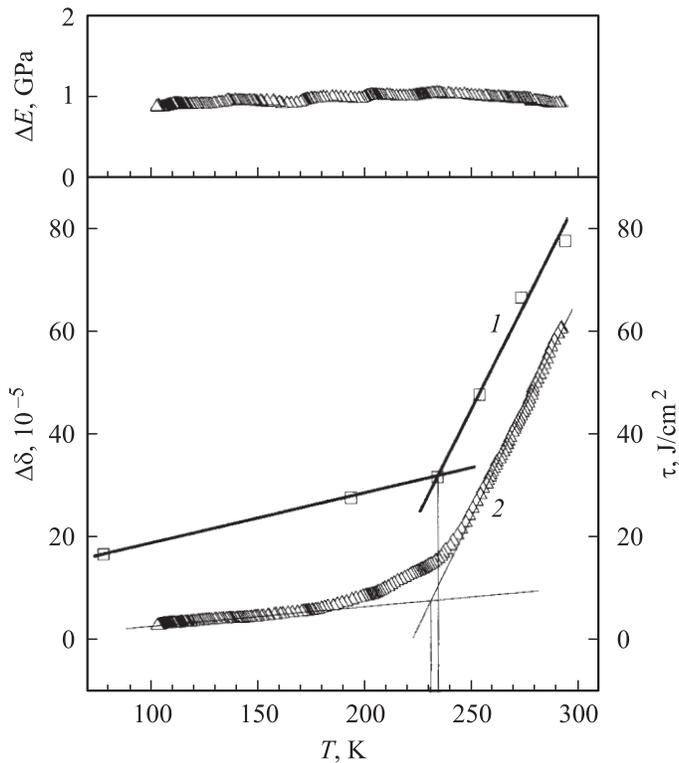
Оценка температуры хрупко-вязкого перехода  $T_1$  является многофакторной задачей, поскольку здесь нужно выделять свойства, присущие материалу, из свойств системы „испытательное устройство—образец“. В какой мере хрупко-вязкий переход является инженерным свойством, которое формируется главным образом конструкцией изделия (формой испытательного устройства) и его напряженным состоянием, или определяется в основном физическими свойствами конкретного материала, до настоящего времени остается невыясненным. Одной из причин такой неопределенности является недоступность изучения этого явления физическими (неразрушающими) методами.

Данная работа представляет оценку температуры  $T_1$  двумя способами — по измерениям ударной вязкости (разрушающий метод) и по данным неразрушающих акустических измерений амплитудно-независимого внутреннего трения в образцах ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER EK-181) базового состава Fe–12Cr–W–V–Ta–B [4] и сплава V–4Ti–4Cr [6] в интервале температур  $\sim 100–300$  К.

Температурная зависимость ударной вязкости изучалась на обычных для таких испытаний прямоугольных образцах с надрезами. Для ультразвуковых исследований образцы сплава V–4Ti–4Cr и стали ЭК-181 имели форму гладких прямоугольных стержней размерами  $1.0 \times 2.5 \times 23$  мм и  $0.5 \times 2.5 \times 26$  мм соответственно. Измерения проводились резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора [7]. Частота продольных колебаний образцов была вблизи 100 кГц. Для введения свежих дислокаций (оценка влияния деформационной предыстории на акустические свойства) образцы деформировались изгибом в испытательной машине „Instron“.

Процедура акустических исследований была следующей: 1) на недеформированном отожженном образце при охлаждении измерялись температурные зависимости логарифмического декремента  $\delta(T)$  и модуля Юнга  $E(T)$ ; 2) после отогрева образец деформировался при комнатной температуре трехточечным пластическим изгибом, после чего измерения  $\delta(T)$  и  $E(T)$  повторялись.

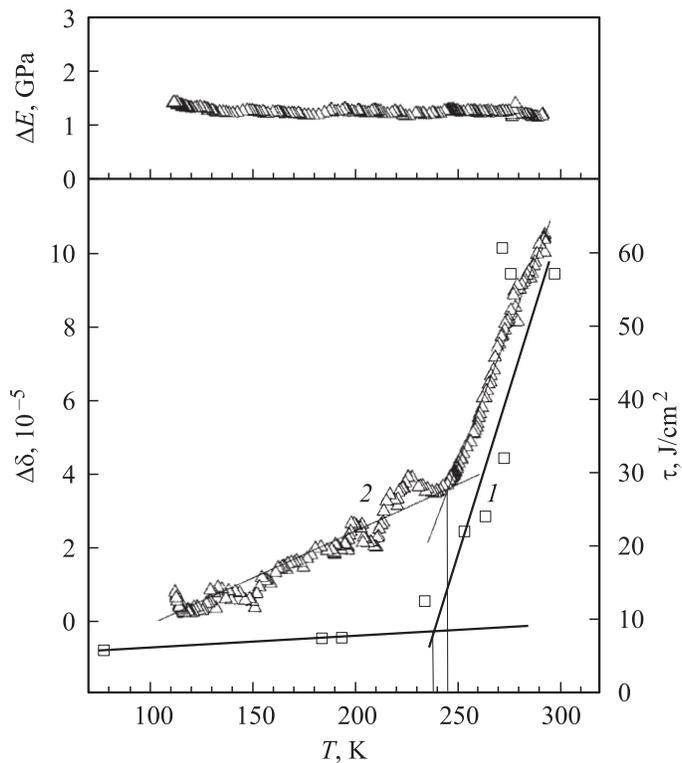
Наиболее примечательный результат эксперимента — это характерный излом на кривых  $\delta(T)$  в области температур 200–250 К. Он наблюдается в той же температурной области, где имеет место хрупко-вязкий переход при ударных испытаниях. Следует заметить, что для



**Рис. 1.** Температурные зависимости ударной вязкости  $\tau$  (1) и приращений декремента упругих колебаний  $\Delta\delta$  (2) и модуля Юнга  $\Delta E$ , вызванных предварительной пластической деформацией изгиба для сплава V–4Ti–4Cr.

отожженного недеформированного образца стали характерный излом на зависимости  $\delta(T)$  наблюдается при более низкой температуре, чем для деформированного, для отожженного образца V–4Ti–4Cr такого излома не наблюдается вовсе. Что касается модуля Юнга, то  $E(T)$  — это монотонно возрастающие (при охлаждении) примерно по линейному закону зависимости.

На рис. 1 и 2 показаны результаты изучения ударной вязкости и изменений (прироста) после изгиба модуля Юнга  $\Delta E$  и декремента



**Рис. 2.** То же для ферритно-мартенситной стали ЭК-181.

упругих колебаний  $\Delta\delta$  соответственно для образцов сплава V–4Ti–4Cr и стали ЭК-181. Из рисунков видно, что приращение декремента  $\Delta\delta$  для деформированных образцов и ударная вязкость явно коррелируют друг с другом. Такой корреляции для  $\Delta E$  не наблюдается.

Если считать, что характерные изменения на зависимости  $\Delta\delta(T)$  связаны с переходом материала из вязкого состояния в хрупкое, то можно отметить следующее.

1. Для того чтобы наблюдать ярко выраженный излом на кривой  $\delta(T)$  или  $\Delta\delta(T)$  необходимо, чтобы в материале присутствовал избыток краевых дислокаций одного механического знака. Этот избыток созда-

ется в образце благодаря пластическому изгибу. Из-за неоднородности деформации в изогнутом образце могут возникать значительные дальнедействующие поля внутренних напряжений, если их релаксация по каким-либо причинам затруднена. О росте внутренних напряжений в изогнутых образцах свидетельствует увеличение после изгиба абсолютного значения модуля Юнга как для сплавов V–Ti–Cr [8] (рис. 1), так и для стали (рис. 2). Здесь следует обратить внимание на то, что характерный излом на кривой  $\delta(T)$  для недеформированного образца стали (о чем говорилось выше) наблюдается при более низкой температуре. Это подчеркивает важную роль внутренних напряжений в формировании температуры  $T_1$ .

2. На переход материала в хрупкое состояние должна оказывать влияние электронная подсистема материала. Действительно, изменение характера  $\delta(T)$  при температурах, близких к температуре хрупко-вязкого перехода, по всей видимости, связано с резким изменением вязкого (скорее всего, электронного) торможения дислокаций. Об этом свидетельствует упомянутое выше отсутствие каких бы то ни было особенностей на температурных зависимостях модуля Юнга, а также дефекта модуля  $\Delta E(T)$ , вызванного предварительной деформацией (рис. 1, 2). С точки зрения теории амплитудно-независимого дислокационного внутреннего трения вязкое торможение дислокаций не влияет на дислокационный вклад в амплитудно-независимый дефект модуля упругости [9,7].

Здесь можно отметить, что опыты по определению ударной вязкости и акустические измерения амплитудно-независимого поглощения должны быть довольно близкими друг другу по скоростям дислокаций. Очевидно, что головные дислокации в вершине трещины (ударные испытания) должны двигаться с большими скоростями, когда их движение контролируется исключительно вязким торможением; высокие скорости дислокаций в неразрушающем акустическом эксперименте задаются высокой частотой ( $\sim 100$  kHz) вынужденных колебаний.

Таким образом, проведенные акустические исследования позволили выявить характерные детали механизма перехода металлического материала из хрупкого в вязкое состояние и наоборот. При хрупко-вязком переходе, по всей видимости, определяющим является взаимодействие движущихся дислокаций с электронной подсистемой металлического сплава на фоне высоких (изогнутый образец) или низких (отожженный образец) внутренних напряжений. Как показывают акустические данные, чем выше внутренние напряжения, тем выше температура  $T_1$ .

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, гранты РФФИ-05-08-50281 и РФФИ-05-08-50310.

## Список литературы

- [1] *Solonin M.I.* // J. Nucl. Mater. 1998. V. 258–263. P. 30–46.
- [2] *Klueh R.L., Harris D.R.* // High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. ASTM stok Number: MONO3, 2001.
- [3] *Bloom E.E., Zinkle S.J., Wiffen F.W.* // J. Nucl. Mater. 2004. V. 329–333. P. 12–19.
- [4] *Леонтьева-Смирнова М.В., Иолтуховский А.Г., Чернов В.М.* и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2004. Т. 2 (63). С. 142–155.
- [5] *Kurtz R.J., Abe K., Chernov V.M.* et al. // J. Nucl. Mater. 2004. V. 329–333. P. 47–55.
- [6] *Потапенко М.М., Шиков А.К., Чернов В.М.* и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2005. Т. 1(64). С. 340–347.
- [7] *Никаноров С.П., Кардашев Б.К.* Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М.: Наука, 1985. 254 с.
- [8] *Chernov V.M., Kardashev B.K., Krukova L.M.* et al. // Journ. Nucl. Mater. 1998. V. 257. P. 263–273.
- [9] *Granato A.V., Lücker K.* // J. Appl. Phys. 1956. V. 27. N 6. P. 583–593.