

## Неразрушающий метод определения температуры вязкохрупкого перехода в конструкционных металлах

В. А. Стрижало, А. Ф. Войтенко

Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

*Описан неразрушающий метод определения температуры хрупкости с помощью анализа температурной зависимости модуля продольной упругости и теплового линейного расширения. Работоспособность этого метода подтверждается примерами испытаний сплава молибдена с углеродом в хрупком и пластическом состояниях, а также сталей 50С2 и 80С.*

В настоящее время для определения температуры возможного вязкохрупкого перехода в конструкционных металлах проводят испытания в заданном интервале температур на растяжение, статический или ударный изгиб и по температурной зависимости характеристик пластичности, трещиностойкости или ударной вязкости металла находят температуру хрупкости  $T_x$  или интервал температур вязкохрупкого перехода. Вполне понятно, что при этом расходуется большое число образцов (3–5 образцов на одну температурную точку), хладагента, электроэнергии и времени.

Поэтому в настоящей работе предпринята попытка на основе анализа изменения ряда физических свойств металла, определяемых неразрушающими методами, установить наличие температуры хрупкости  $T_x$  в заданном интервале температур.

Впервые, по нашим данным, связь между модулем упругости  $E$  и расстоянием между атомами  $r$  для двухатомной модели кристалла рассмотрена в работе [1], в которой предложено соотношение

$$E = \frac{K}{r^m}, \quad (1)$$

где  $K$  и  $m$  – постоянные.

Дальнейшее развитие это положение нашло в работе Я. Б. Фридмана [2], где предложено такое выражение:

$$\frac{1}{E} \frac{dE}{dT} + \frac{1}{r} \frac{dr}{dT} m = 0. \quad (2)$$

Здесь первый член – температурный коэффициент модуля упругости  $\gamma$ , а второй – коэффициент теплового линейного расширения  $\alpha$ , тогда

$$\gamma / \alpha = -m = \text{const}, \quad (3)$$

т.е. отношение температурного коэффициента модуля упругости  $\gamma$  к температурному коэффициенту теплового расширения  $\alpha$  металлов – величина

постоянная и в работе [2] утверждается, что она близка по абсолютной величине к 25. При этом приведена таблица (для температур от  $-100$  до  $+100^\circ\text{C}$ ), которая якобы подтверждает это заключение. Однако в таблице есть досадные как явные ошибки (в данных  $\alpha/\gamma$  для свинцового и медного сплавов расчетная ошибка составляет целый порядок), так и скрытые, поскольку в таком интервале температур вполне вероятно релаксация модуля  $E$  и тогда в зависимости от интервала температур значение  $m$  будет отличаться, т.е.  $m \neq \text{const}$ . В этой связи не имеет смысла рассчитывать температурный коэффициент модуля упругости по коэффициенту теплового расширения.

Поскольку в данной работе в качестве характеристик физических свойств, по которым предлагается судить о температуре вязкохрупкого перехода в металле, предполагается использовать температурные зависимости модуля  $E$  и величину теплового расширения, то уравнение (2) запишем в виде

$$\frac{1}{E} \frac{dE}{dT} = -m \left( \frac{1}{r} \frac{dr}{dT} \right)$$

и далее после преобразования –

$$\frac{\Delta E}{E_{77}} = -m \frac{\Delta L}{L_{77}}. \quad (4)$$

Здесь  $\Delta E = E_{77} - E_T$  и  $\Delta L = L_{77} - L_T$ , где  $E_T$  и  $L_T$  – соответственно модуль упругости и длина образца при заданной температуре;  $E_{77}$  и  $L_{77}$  – эти же величины при какой-либо постоянной температуре, в нашем случае при температуре кипения жидкого азота. Выбор таких параметров связан с тем, что их можно получить с более высокой точностью, чем  $\gamma$  и  $\alpha$ , поскольку при этом отсутствует операция дифференцирования по температуре.

Из соотношения (4) следует, что кривые температурной зависимости модуля  $E$  и коэффициента теплового расширения можно нормировать с коэффициентом  $m$ , так как если характер температурной зависимости модуля упругости определяется только взаимодействием атомов, то соответствующая кривая должна совпадать с нормированной кривой теплового расширения во всем заданном интервале температур.

Предполагалось, что, если кривая  $\Delta E / E_{77}$  проходит в каком-то интервале температур ниже нормированной кривой  $\Delta L / L_{77}$ , то в металле на этом интервале температур протекают релаксационные процессы, оказывающие влияние как на значение модуля  $E$  металла, так и его пластические свойства. При этом, вероятно, чем больше степень релаксации модуля упругости, тем выше пластичность металла.

Для проверки правомерности этого предположения выбран модельный металл – сплав молибдена с 0,03%(мас.) углерода, который в рекристаллизованном состоянии (нагрев в вакуумной печи до температуры 1473 К, выдержка в течение 1 ч и остывание вместе с печью) находится в хрупком состоянии в интервале температур 77...300 К. У наклепанного прокаткой

сплава температура вязкохрупкого перехода  $T_x$  лежит в области температур, близких к 110 К. Из указанного листового сплава толщиной 1 мм в наклепанном и рекристаллизованном (режим указан выше) состоянии в направлении прокатки вырезали образцы размером  $120 \times 10$  мм, которые подвергались электрополировке для снятия наружного загрязненного слоя. При этом температурные зависимости модуля  $E$  и теплового расширения сплава определялись на одних и тех же образцах (не менее трех).

Зависимость модуля  $E$  от температуры определяли на установке резонансного типа, описанной в работе [3], по резонансным частотам колебаний образца при заданных температурах. В качестве характеристики  $\Delta E / E_{77}$  выбирали величину изменения резонансной частоты колебаний образца  $2\Delta f / f_{77}$  (здесь  $\Delta f = f_T - f_{77}$ , где  $f_T$  – резонансная частота колебаний образца при заданной температуре,  $f_{77}$  – при температуре 77 К). Поскольку абсолютная погрешность определения частоты указанным в [3] частотомером составляет величину порядка  $\pm 1 \cdot 10^{-2}$  Гц, а относительная погрешность определения резонансной частоты колебаний этих образцов (примерно 300 Гц) – порядка 0,03%, общая относительная погрешность определения характеристики  $2\Delta f / f_{77}$  с учетом того, что  $f_T$  и  $f_{77}$  могут быть близки друг к другу, по нашим расчетам не будет превышать 0,5%.

Тепловое линейное расширение  $\Delta L / L_{77}$  металла определяли методом, описанным в работе [4]. Погрешность расчета этой характеристики можно определить следующим образом. Относительная погрешность измерения удлинения образца фольговым тензорезистором не превышает  $1 \cdot 10^{-6}$  в диапазоне деформаций  $3 \cdot 10^{-2}$  [5]. Тогда абсолютная погрешность измерения удлинений образца тензорезистором с базой 20 мм составит  $2 \cdot 10^{-5}$  мм. Относительное удлинение молибденового образца в интервале температур 77...293 К равно примерно  $1 \cdot 10^{-3}$ , а деформация тензодатчика –  $2 \cdot 10^{-2}$  мм и относительная погрешность измерения этой величины составит 0,1%, а измерение удлинений на порядок меньших при промежуточных температурах – около 1%. В связи с тем что при понижении температуры в исследованном интервале коэффициент теплового линейного расширения уменьшается, для поддержания точности экспериментальных данных в пределах погрешности 0,5...1,0% (с учетом технологических погрешностей: наклейка тензорезисторов и др.) рекомендуем рассчитывать указанную характеристику по отношению  $\Delta L / L_{293}$ . Тогда максимальная погрешность измерений будет при температурах, близких к комнатной, при которых в большинстве случаев для конструкционных материалов не наблюдается вязкохрупкого перехода.

В этом случае кривую  $\Delta L / L_{293}$  необходимо нормировать относительно рассмотренного выше коэффициента  $m$  и на графике перенести ее параллельно самой себе так, чтобы точка  $(L_{293} - L_{77}) / L_{293}$  на кривой  $\Delta L / L_{293}$  совпала с точкой ноль на кривой  $\Delta E / E_{77}$ .

Изложенное относится к материалам, коэффициент теплового линейного расширения которых близок к таковому для молибдена, а точность экспериментальных данных о тепловом расширении металлов типа сталей и других металлов с более низкой температурой плавления будет в два раза и более выше, чем для молибдена.

На рис. 1 представлены совмещенные зависимости  $\Delta E / E_{77}$  для рекристаллизованного сплава Mo+0,03%С и нормированная с коэффициентом  $m=20$  зависимость теплового линейного расширения  $\Delta L / L_{77}$  от температуры,  $\Delta E / E_{77}$  для наклепанного металла и относительное удлинение образца после разрыва при его растяжении  $\delta$  для наклепанного металла.

Данные получены усреднением результатов испытаний трех образцов. Следует отметить, что для рекристаллизованного сплава кривая  $\Delta E / E_{77}$  и нормированная кривая  $\Delta L / L_{77}$  сливаются в одну. При этом металл, как указывалось выше, разрушается хрупко во всем исследованном интервале температур. Для наклепанного сплава при температуре примерно 110 К наблюдается резкая релаксация модуля  $E$ . Видно, что до этой температуры металл разрушается хрупко, а при температурах выше 110 К пластичность его увеличивается.

На рис. 2 приведены результаты испытаний сталей 80С и 50С2, которые используются в качестве арматуры для строительных конструкций, работающих при низких климатических температурах [6]. Здесь кривая 1 соответствует нормированной с коэффициентом  $m=20$  зависимости  $\Delta L / L_{77}$  от  $T$  для обеих сталей. Отметим, что число  $m$  рассчитывалось при сопоставлении данных о  $\Delta E / E_{77}$  и  $\Delta L / L_{77}$  в области температур 77...120 К для стали 50С2 и до 200 К для стали 80С. Кривая 2 соответствует зависимости  $\Delta E / E_{77}$  для стали 80С, кривая 3 – такой же зависимости для стали 50С2, кривые 4 и 5 – зависимости относительного удлинения  $\delta$  для сталей 50С2 и 80С. Данные этого рисунка так же, как и рис. 1, подтверждают, что судить о температуре  $T_x$  (показано штрихами) можно из анализа указанных результатов.

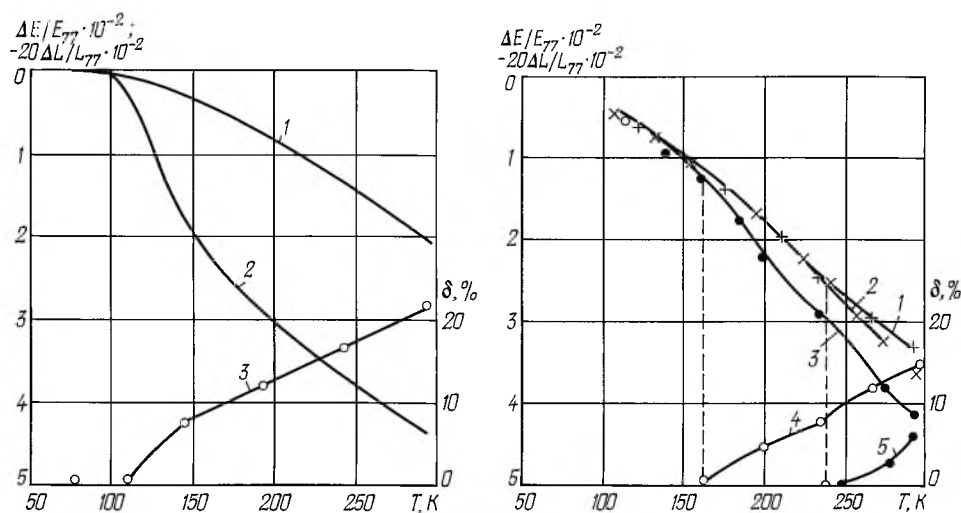


Рис. 1. Результаты испытаний сплава Mo+0,03%С: 1 –  $-20\Delta L / L_{77}$  для наклепанного и рекристаллизованного металла, а также  $\Delta E / E_{77}$  для рекристаллизованного металла; 2 –  $\Delta E / E_{77}$  для наклепанного металла; 3 – относительное удлинение образца после разрыва  $\delta$  для наклепанного металла.

Рис. 2. Результаты испытаний сталей 50С2 и 80С: 1 –  $-20\Delta L / L_{77}$  для обеих сталей; 2 –  $\Delta E / E_{77}$  для стали 80С; 3 –  $\Delta E / E_{77}$  для стали 50С2; 4 и 5 – зависимость  $\delta$  от температуры для сталей 50С2 и 80С соответственно.

Приведенные результаты подтверждают возможность определения температуры вязкохрупкого перехода в конструкционных металлах неразрушающим методом, что существенно сокращает материальные затраты и время экспериментов.

## Резюме

Описано неруйнівний метод визначення температури крихкості за допомогою аналізу температурної залежності модуля поздовжньої пружності та теплового лінійного розширення. Працездатність цього методу підтверджена прикладами випробувань сплаву молібдену з вуглецем у крихкому й пластичному станах та сталей 50С2 і 80С.

1. Зейц Ф. Современная теория твердого тела. – М.; Л.: Гостехстандарт, 1949. – 736 с.
2. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. Деформация и разрушение. – М.: Машиностроение, 1974. – Ч. 1. – 472 с.
3. Войтенко А. Ф., Баландин Ю. Ф., Шиманский С. Р. Установка для определения характеристик упругости и неупругости материалов в вакууме при низких температурах // Пробл. прочности. – 1990. – № 9. – С. 94 – 97.
4. Писаренко Г. С., Войтенко А. Ф. Некоторые физико-механические характеристики хромомарганцевой стали ЧС-36 при низких температурах // Механика деформируемого твердого тела. – 1979. – Вып. 41. – С. 86 – 91.
5. Тензометрия в машиностроении. Справочное пособие / Под ред. Р. А. Макарова. – М.: Машиностроение, 1975. – 288 с.
6. Войтенко А. Ф., Мулин Н. М., Новиков Н. В., Мешков В. З. Характеристики упругости стальной арматуры при низких температурах // Металловедение и терм. обраб. металлов. – 1972. – № 3. – С. 17 – 18.

Поступила 27. 10. 99