

# МЕХАНИКА

УДК 539.421.5

## МОДЕЛЬ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

© 2012 г.

В.Н. Чувильдеев, Н.Н. Вирясова

Научно-исследовательский физико-технический институт  
Нижегородского госуниверситета им. Н.И. Лобачевского

nnviryasova@yandex.ru

Поступила в редакцию 05.03.2012

Построена модель температурно-скоростной чувствительности вязкости разрушения  $K_{Ic}$  при хрупком разрушении металлических материалов. В основу модели положены классические подходы механики разрушения, объединенные с физической моделью процесса пластического деформирования при низких температурах, используемой при построении карт механизмов деформации Эшби. Получено выражение, описывающее зависимость  $K_{Ic}$  от температуры и скорости нагружения.

*Ключевые слова:* хрупкое разрушение, вязкость разрушения.

### Введение

Способность тел сопротивляться распространению трещин обусловлена структурным состоянием материала и его механическими свойствами. В ходе развития трещины процесс разрушения контролируется свойствами материала у вершины дефекта.

В качестве характеристики, отражающей предельное состояние материала в локальном объеме у вершины трещины, обычно используется вязкость разрушения ( $K_{Ic}$  при плоской деформации,  $K_c$  при плосконапряженном состоянии). В линейной механике разрушения величина  $K_{Ic}$  связана с уровнем разрушающих напряжений  $\sigma_c$  и критическим размером трещины  $l_c$  выражением

$$K_{Ic} = \sigma_c \sqrt{\pi l_c} Y(l),$$

где  $Y(l)$  – поправочный множитель, учитывающий геометрию плоского тела с трещиной. Кроме геометрических характеристик тел с дефектом, вязкость разрушения зависит от многих параметров, в первую очередь, от температуры  $T$  и скорости нагружения  $\dot{\sigma}_n$ , а также от прочностных характеристик материала, в частности, предела текучести  $\sigma_T$ , и размера зерна  $d$ . Кратко рассмотрим влияние каждого из перечисленных параметров на величину  $K_{Ic}$ .

*Температура.* При уменьшении температуры испытаний сопротивление материала хруп-

кому разрушению понижается. Характер этого изменения зависит от природы материала [1]. Для большинства металлов с объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой при понижении температуры наблюдается более или менее выраженное явление перехода от вязкого разрушения к хрупкому [2, 3]. В других материалах, например в сплавах с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой, наблюдается слабая температурная чувствительность характеристик разрушения [1]. Как правило, связь  $K_{Ic}$  и  $T$  хорошо описывается экспоненциальной зависимостью [3].

*Скорость нагружения.* При увеличении скорости нагружения сопротивление материала хрупкому разрушению понижается [3, 4]. В качестве примера на рис. 1 показано совместное влияние скорости возрастания нагрузки и температуры испытаний на величину вязкости разрушения для малоуглеродистой стали [3].

Как видно из рис. 1, в интервале изменения скоростей нагружения  $\dot{K}_1$  от 75 до 0.033 МН/м<sup>3/2</sup>с (на три порядка) при  $T = 123$  К наблюдается увеличение значений вязкости разрушения  $K_{Ic}$  с 45 до 65.6 МН/м<sup>3/2</sup> (в 1.5 раза), при  $T = 77$  К в аналогичных условиях величина  $K_{Ic}$  повышается примерно в 1.2 раза.

*Прочность (предел текучести).* Известно, что вязкость разрушения коррелирует со стандартными прочностными характеристиками материалов, в частности, с пределом текучести,

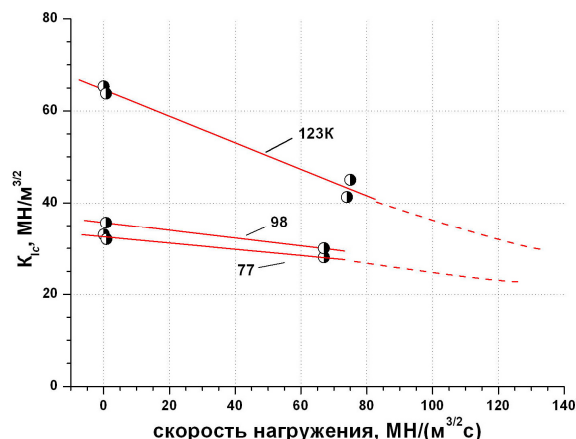


Рис. 1. Зависимость критического коэффициента интенсивности напряжений для малоуглеродистой стали от скорости нагружения для температурной области хрупких разрушений [3]

и во многих случаях наблюдается уменьшение  $K_{Ic}$  при увеличении  $\sigma_T$  [1]. Однако такой характер зависимости не является универсальным [1, 5]. В некоторых случаях специальная термомеханическая обработка материалов позволяет обеспечить одновременное повышение прочности и вязкости разрушения путем создания мелкозернистой структуры.

**Размер зерна.** Весьма важным является вопрос о связи  $K_{Ic}$  с микроструктурой. Известны экспериментальные данные [1, 6, 7], свидетельствующие о повышении  $K_{Ic}$  при уменьшении размера зерна. В работе [1] это объясняется тем, что в структуре с более мелким зерном микротрещина при своем движении чаще останавливается на эффективных барьерах, которыми являются границы зерен. Кроме того, мелкозернистая структура способствует сокращению длины дислокационных скоплений у препятствий, повышая тем самым необходимое для образования трещин внешнее напряжение.

Как видно из приведенных данных, зависимость  $K_{Ic}$  от температуры, скорости нагружения, предела текучести, размера зерна сложна, и для ее описания необходимо развитие теоретических моделей.

Известен ряд работ, посвященных построению моделей температурно-скоростной чувствительности вязкости разрушения. Однако предложенные в них решения являются недостаточно полными. В частности, в работах [7, 8, 9] приводятся лишь эмпирические соотношения, справедливые только для конкретных материалов и определенных условий нагружения.

Наиболее перспективный подход к описанию хрупкого разрушения металлических материалов предложен в работах [3, 10], где на основе простых предположений об атермическом

механизме зарождения трещин и термически активированном процессе преодоления ими препятствий получено выражение для температурно-скоростной зависимости вязкости разрушения.

Целью настоящей работы является построение альтернативной модели, объясняющей температурно-скоростную зависимость  $K_{Ic}$  в металлических материалах при хрупком разрушении на основе сочетания подходов механики тел с трещинами и физики пластической деформации и разрушения.

### Построение модели

В работе [11] предложен общий метод вычисления коэффициента концентрации напряжений, справедливый для произвольной зависимости между напряжениями и деформациями. В соответствии с [11] средняя геометрическая величина между коэффициентами концентрации напряжений  $\alpha_\sigma$  и деформаций  $\alpha_\epsilon$  (при любой зависимости между ними) равна коэффициенту концентрации упругих напряжений  $\alpha_t$ , полученному согласно закону Гука

$$(\alpha_\sigma \alpha_\epsilon)^{1/2} = \alpha_t, \tag{1}$$

где

$$\alpha_\sigma = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_n}, \tag{1a}$$

$$\alpha_\epsilon = \frac{\epsilon_{\max}}{\epsilon_n}, \tag{1б}$$

$$\alpha_t = \frac{\sigma_i}{\sigma_n}, \tag{1в}$$

где  $\sigma_{\max}$  и  $\epsilon_{\max}$  – максимальные напряжение и деформация в вершине дефекта соответственно,  $\sigma_n$  и  $\epsilon_n$  – номинальные напряжение и деформация соответственно;  $\sigma_i$  – локальное напряжение в вершине трещины («идеальное» максимальное напряжение).

Подчеркнем еще раз, что в соответствии с [11] уравнение (1) справедливо для любых формы надреза и закона деформации.

Как известно [12, 13], на малом расстоянии  $r$  ( $10\rho < r < 0.1l$ , где  $\rho$  – радиус кривизны закругленной из-за деформации вершины трещины;  $l$  – полудлина трещины [14]) от основания дефекта напряжение  $\sigma_i$  выражается формулой

$$\sigma_i = K/\sqrt{2\pi r}, \tag{2}$$

где  $K$  – коэффициент интенсивности напряжений.

Подставляя выражение (2) в (1в) представим коэффициент концентрации упругих напряжений  $\alpha_t$  как функцию величины коэффициента интенсивности напряжений  $K$

$$\alpha_t = \frac{K}{\sigma_n} \frac{1}{\sqrt{2\pi r}}. \quad (3)$$

Подставив уравнение (3) в (1), запишем выражение для коэффициента  $\alpha_\varepsilon$  в виде

$$\alpha_\varepsilon = \left( \frac{K}{\sigma_n \sqrt{2\pi r}} \right)^2 \frac{1}{\alpha_\sigma}. \quad (4)$$

В случае линейно-упругого поведения материала в процессе нагружения справедлив закон Гука

$$\varepsilon_n = \frac{\sigma_n}{E}, \quad (5)$$

где  $E$  – модуль Юнга.

При этом в окрестности вершины трещины реализуется условие плоской деформации (ПД), допускающее наличие локальной пластической зоны [12].

Дифференцируя уравнение (16) по времени с учетом соотношения (5), получим

$$\dot{\varepsilon}_{\max} = \dot{\sigma}_n \frac{\alpha_\varepsilon}{E}, \quad (6)$$

где  $\dot{\sigma}_n$  – скорость нагружения.

С учетом равенства (4) выражение (6) для максимальной скорости пластической деформации в окрестности вершины трещины примет вид

$$\dot{\varepsilon}_{\max} = \frac{\dot{\sigma}_n}{E} \frac{1}{\alpha_\sigma} \left( \frac{K}{\sigma_n \sqrt{2\pi r}} \right)^2. \quad (7)$$

В момент достижения материалом предельного состояния (в момент разрушения), при котором  $K = K_{Ic}$ ,  $\sigma_n = \sigma_{nc}$ , и в предположении, что величина  $r$  принимает значение  $r = 10\rho$ , соответствующее максимальному упругому напряжению в кончике трещины [14], выражение (7) принимает вид

$$\dot{\varepsilon}_c = \frac{\dot{\sigma}_n}{E} \frac{1}{\alpha_\sigma} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_{nc} \sqrt{2\pi(10\rho)}} \right)^2, \quad (8)$$

где  $\dot{\varepsilon}_c$  – предельная скорость деформации в окрестности вершины трещины;  $\sigma_{nc}$  – разрушающее нетто-напряжение.

С другой стороны, в рамках подхода, предложенного в работе [15], скорость пластической деформации перед вершиной дефекта в низкотемпературной области (области дислокационного скольжения, контролируемого отдельными препятствиями) может быть описана выражением:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_o \exp \left[ -\frac{\Delta F}{kT} \left( 1 - \frac{\alpha_\sigma \sigma_n}{\sigma_{to}} \right) \right], \quad (9)$$

где  $\Delta F$  – свободная энергия, необходимая для преодоления отдельного препятствия;  $\sigma_{to}$  – напряжение течения твердого тела при 0 К;  $\dot{\varepsilon}_o = 10^6$  1/с [15],  $k$  – постоянная Больцмана.

Приравняв левые части уравнений (8) и (9) в момент начала нестабильности трещины, приходим к выражению для вязкости разрушения  $K_{Ic}$  при плоской деформации

$$K_{Ic} = \left( \frac{\dot{\varepsilon}_o E 2\pi(10\rho) \alpha_\sigma \sigma_{nc}^2}{\dot{\sigma}_n} \times \exp \left[ -\left( \frac{\Delta F}{kT_m} \right) \left( \frac{T_m}{T} \right) \left( 1 - \frac{\alpha_\sigma \sigma_{nc}}{\sigma_{to}} \right) \right] \right)^{1/2}, \quad (10)$$

где  $T_m$  – температура плавления.

### Анализ параметров модели и ее сопоставление с экспериментом

#### А. Влияние температуры

Для сопоставления температурной зависимости  $K_{Ic}$  с экспериментом воспользуемся широко известными результатами исследования вязкости разрушения трубных сталей [16].

В работе [16] представлены результаты полномасштабных испытаний труб из углеродистой стали (предел прочности  $\sigma_b = 564$  МПа) диаметром  $2R = 762$  мм, толщиной стенки  $t = 9.5$  мм при наличии сквозного дефекта длиной  $2c = 222.25$  мм и радиусом закругления  $\rho = 0.075$  мм. Скорость нарастания давления в опыте составляла  $\sim 1.4$  кгс/мм<sup>2</sup> в минуту; номинальная скорость деформации  $\sim 0.44 \cdot 10^{-6}$  с<sup>-1</sup>.

Экспериментальные данные, полученные при испытании труб со сквозными дефектами, сведены в таблицу 1.

#### Определение экспериментальных значений $K_{Ic}$

Для того чтобы применить формулу (10) для анализа результатов, полученных в натурном эксперименте на трубах, необходимо пересчитать экспериментальные значения вязкости разрушения на случай плоской пластины. Для такого пересчета необходимо ввести предположение о том, что напряженное состояние в стенке трубы может быть описано по схеме плоской деформации. Конечно, в реальных случаях, в соответствии с [16], напряженное состояние (при типичных соотношениях толщины стенки и диаметра трубы) является промежуточным между плосконапряженным и плоскодеформированным. Но для целей настоящей работы ав-

Таблица 1

Обозначение трубы	Температура испытания трубы $T$ , К	Напряжение разрушения $\sigma^*$ , МПа	Показатель вязкости разрушения $K_{Ic}^{TP}$ , МПа·мм <sup>1/2</sup>
RR2	177	194.1	9975
RR2	214	142	7000
RR1	246	129.4	6300
RR7	271	47.8	2135

Таблица 2

Температура испытания $T$ , К	Разрушающее напряжение $\sigma_{nc}$ , МПа	Показатель вязкости разрушения $K_{Ic}^{обp}$ , МПа·мм <sup>1/2</sup>	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma$
271	514	3837	564	1.1
246	361	2692	585	1.6
214	325	2423	608	1.9
177	110	821	667	6.1

торы приняли грубое допущение о реализации схемы плоскодеформированного состояния.

В соответствии с подходом, описанным в работе [17], введем поправочный множитель  $\psi(L)$ , позволяющий перейти от детали (трубы) к образцу:

$$K_{Ic}^{обp} = K_{Ic}^{тр} / \psi(L), \quad (11)$$

где  $L$  – характерный размер образца,  $K_{Ic}^{обp}$  и  $K_{Ic}^{тр}$  – вязкость разрушения металла образца и трубы соответственно. В первом приближении множитель  $\psi(L)$  может быть найден как частное от деления  $K$ -тарировок цилиндрического сосуда под давлением и образца [17]:

$$\psi(L) = Y(c)/Y(l). \quad (12)$$

В случае цилиндрического сосуда под давлением выражение для расчета поправочного множителя  $Y(c)$  ( $K$ -тарировки) имеет вид [16]:

$$Y(c) = \sqrt{\left(1 + 5\pi \frac{\lambda^2}{32}\right) \left(\frac{4-k}{2}\right)}, \quad (13)$$

где  $\lambda^2 = (c^2/Rt)[12(1-v^2)]^{1/2}$ ,  $k = (3-4)\nu$ ,  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Расчет по формуле (13) при следующих значениях параметров  $\nu = 1/3$ ,  $2c = 222.25$  мм,  $R = 381$  мм,  $t = 9.5$  мм [16] дает значение поправочного коэффициента  $Y(c) = 2.8$ .

Для расчета  $K$ -тарировки образца воспользуемся методом модельных образцов [18]. В соответствии с методом [18] образец, моделирующий поведение металла цилиндрического сосуда (модельный образец), может быть выбран в виде плоского образца (толщиной, равной толщине стенки сосуда  $t = 9.5$  мм), испытываемого на осевое растяжение для определения вязкости разрушения в условиях плоской деформации. В соответствии с [19] имеем следующие геометрические параметры образца с дефектом: ширина образца  $W = 8t = 76$  мм, длина центральной трещины  $2l = 0.4W = 30.4$  мм.

В случае плоской пластины шириной  $W$  с центральной трещиной длиной  $2l$  выражение для расчета поправочного множителя  $Y(l)$  имеет вид [12]:

$$Y(l) = \left\{ \frac{W}{\pi l} \operatorname{tg} \left( \frac{\pi l}{W} \right) \right\}^{1/2}. \quad (14)$$

Расчет по формуле (14) при указанных выше значениях параметров пластины и трещины дает значение поправочного коэффициента  $Y(l) = 1.08$ .

С учетом вычисленных значений  $K$ -тарировок сосуда  $Y(c)$  и образца  $Y(l)$  определим по формуле (12) значение поправочного множителя  $\psi(L) = 2.6$  и далее по формуле (11) вычислим экспериментальные значения вязкости разрушения металла образца  $K_{Ic}^{обp}$  при всех указанных температурах (см. табл. 2).

#### Теоретическая зависимость $K_{Ic}(T)$

Перейдем теперь к вычислению теоретических значений  $K_{Ic}(T)$ . Для этого определим параметры модели, необходимые для расчета  $K_{Ic}$  по формуле (10).

Разрушающее напряжение  $\sigma_{nc}$  для плоской пластины с центральной трещиной вычисляется по формуле  $\sigma_{nc} = \frac{K_{Ic}^{обp}}{\sqrt{\pi l Y(l)}}$ . Значения  $\sigma_{nc}$  при

указанной выше величине  $l$  и вычисленных значениях  $K_{Ic}^{обp}$  приведены в таблице 2. Коэффициент концентрации напряжений может быть найден из соотношения:  $\alpha_\sigma \approx \sigma_B / \sigma_{nc}$  (см. табл. 2).

Значение напряжения течения при  $T = 0$  К взято из [20] и для сталей типа 19Г составляет  $\sigma_{то} = 1200$  МПа.

Свободная энергия преодоления препятствий  $\Delta F$  в области низких температур и малых напряжений связана с преодолением барьеров ближкодействующего типа [21, 22]. Применительно к случаю малоуглеродистых низколегированных сталей, величина энергии активации  $\Delta F$  лежит в интервале  $(5-6)kT_m$  [15]. Для расчета принято значение  $\Delta F = 5.6kT_m$ .

Рассчитанные значения механических параметров материала модельного образца, а также экспериментальная величина  $\sigma_B$  приведены в сводной таблице 2.

Используя данные, приведенные в таблице 2, по уравнению (10) построим теоретические кривые  $K_{Ic}(T)$  при значениях  $\sigma_{nc}$ , указанных в таблице, а также при значениях  $\sigma_{nc}$ , отличающихся от табличных на  $\pm 10$  МПа (рис. 2) (безусловно, величина в  $\pm 10$  МПа является достаточно произвольной. При ее выборе авторы основывались

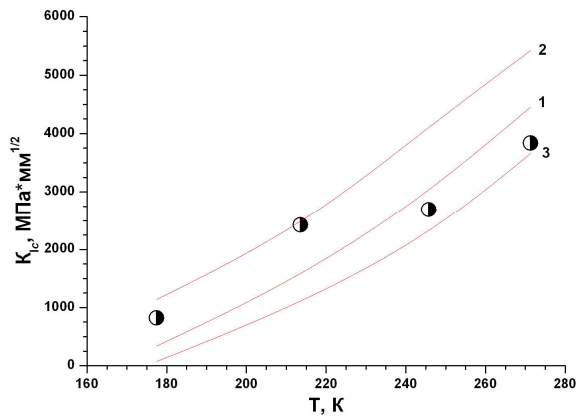


Рис. 2. Температурные зависимости вязкости разрушения для углеродистой стали: точки – «экспериментальные значения», сплошные линии – теоретические значения при соответствующих величинах  $\sigma_{nc}$ : (1) –  $\sigma_{nc}$  (см. табл. 2), (2) –  $(\sigma_{nc} + 10 \text{ МПа})$ , (3) –  $(\sigma_{nc} - 10 \text{ МПа})$

на значениях характерного разброса экспериментальных величин около 2% при стандартных измерениях механических свойств материалов с прочностью порядка 500 МПа (что соответствует максимальной величине  $\sigma_{nc}$ , указанной в табл. 2)). Из рис. 2 видно, что теоретическая кривая  $K_{Ic}(T)$  удовлетворительно согласуется с экспериментальной зависимостью  $K_{Ic}^{обр}(T)$ .

**В. Влияние скорости нагружения.** Обсудим зависимость вязкости разрушения от скорости нагружения. В выражение (10) входит ряд параметров, в общем случае зависящих от скорости деформации. В частности, это предел текучести  $\sigma_T$ , разрушающее напряжение  $\sigma_c$  и коэффициент концентрации напряжений  $\alpha_\sigma$ . Как известно, в интервале скоростей деформаций ( $10^{-6}$ – $10^{-2}$ )  $\text{с}^{-1}$  для низколегированных сталей зависимость предела текучести от скорости деформации слабая [14]. Связь силового параметра разрушения  $\sigma_c$  со скоростью деформации на контуре пластической зоны в момент разрушения для условий плоской деформации может быть выражена формулой [3]  $\dot{\epsilon}_c = \frac{(1-2\nu)\sigma_T\dot{\sigma}_n}{\mu\sigma_c}$  ( $\mu$  – модуль сдвига). Коэффициент концентрации напряжений  $\alpha_\sigma$  по определению представляет собой отношение максимального локального напряжения  $\sigma_{max}$  в вершине дефекта к внешнему приложенному напряжению  $\sigma$ :  $\alpha_\sigma = \sigma_{max}/\sigma$ . Поле локальных напряжений, как известно, описывается коэффициентом интенсивности напряжений  $K$ , т.е.  $\sigma_{max} \sim K/\sqrt{2\pi r}$  ( $r$  – расстояние от вершины трещины). В момент начала неустойчивости трещины  $\sigma_{max} \sim K_{Ic}/\sqrt{2\pi r} \sim \sigma_c\sqrt{l_c/2r}$ . Подставляя выражение для  $\alpha_\sigma$  и  $\sigma_c(\dot{\sigma}_n)$  в уравнение (10), получим:

$$K_{Ic} \sim \sqrt{\dot{\sigma}_n/\dot{\epsilon}_c}. \quad (15)$$

Выражение (15) позволяет оценить масштаб изменений  $K_{Ic}$  при изменении скорости деформации и скорости нагружения. Так, по данным работы [3] для кремнистого железа при температуре  $T = 123 \text{ К}$  изменение скорости нагружения  $\dot{K}$  от 0.027 до 55  $\text{МН/м}^{3/2} \cdot \text{с}$  приводит к изменению величины  $\dot{\epsilon}_c$  от  $0.0325 \cdot 10^{-4}$  до  $92.5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Подставляя отношения этих величин в уравнение (15), нетрудно убедиться, что существенное (на три порядка) изменение  $\dot{K}$  ( $\dot{\sigma}_n \sim \dot{K}$ ) приводит к незначительному (примерно в 1.18 раза) изменению  $K_{Ic}$ . Этот результат хорошо согласуется с приведенными во Введении данными по зависимости  $K_{Ic}(\dot{K})$  для малоуглеродистой стали.

**В. Влияние прочности материала.** Рассмотрим зависимость вязкости разрушения от напряжения течения материала. В явном виде в выражении (10) такая зависимость отсутствует, поэтому для анализа связи  $K_{Ic}(\sigma_T)$  необходимо ввести дополнительные предположения, в первую очередь, о зависимости разрушающего напряжения  $\sigma_c$  от предела текучести  $\sigma_T$ . Остальные входящие в уравнение (10) параметры слабо зависят от  $\sigma_T$ . Строгие модели, связывающие  $\sigma_c$  и  $\sigma_T$ , в настоящее время отсутствуют. Поэтому для качественного анализа примем грубую модель, основанную на простых энергетических соображениях. Предположим, что для продвижения трещины при напряжении  $\sigma_c$  необходимо, чтобы упругая энергия, связанная с трещиной,  $G_c = \sigma_c^2 l_c \pi / E$ , была равна (или выше) энергии пластической деформации, связанной с раскрытием трещины в поле (постоянных) напряжений в вершине трещины  $\sigma_T$  (в зоне текучести на участке (постоянного) смещения  $\delta_c$ ) [12]. Энергия пластической деформации, в первом приближении, может быть оценена по формуле  $G_c = \sigma_T \delta_c$ , где величина критического раскрытия трещины  $\delta_c$  прямо пропорциональна предельной пластичности материала  $\delta$  ( $\delta_c = \beta \delta$ , где  $\beta$  – размерный параметр). Приравнявая указанные выше выражения, получим простую формулу, связывающую  $\sigma_c$  и  $\sigma_T$ :

$$\sigma_c = \sqrt{\sigma_T \beta \delta (E/\pi l_c)}, \quad (16)$$

где  $l_c$  – критический размер дефекта.

Как видно из выражения (16), величина  $\sigma_c$  зависит не только от  $\sigma_T$ , но и от величины  $\delta$  – пластичности материала, также связанной с прочностью  $\sigma_T$ . Обычно чем выше  $\sigma_T$ , тем ниже  $\delta$  [1]. Известны, однако, и исключения из этого

Таблица 3

**Механические свойства сталей**

Сталь 16Г2АФ			Сталь 10Г2БД	
Состояние стали	НП	ТУ	ГП (ε = 10%)	ГП (ε = 30%)
Величина параметра				
σ <sub>т</sub> , МПа	575	671	420	445
δ, %	21.7	15.2	40	46.8
σ <sub>т</sub> δ, МПа	125	102	168	208
k	k > 0		k < 0	
K <sub>lc</sub>	K <sub>lc</sub> <sup>НП</sup> > K <sub>lc</sub> <sup>ТУ</sup>		K <sub>lc</sub> <sup>ГП(10%)</sup> < K <sub>lc</sub> <sup>ГП(30%)</sup>	

Примечание: ГП – горячая прокатка; НП – нормализованный прокат; ТУ – термическое упрочнение.

правила [1, 23]. В первом приближении зависимость δ(σ<sub>т</sub>) можно представить в виде: δ ~ σ<sub>т</sub><sup>-к</sup>. При положительном значении к величина σ<sub>с</sub> падает с увеличением σ<sub>т</sub>. При отрицательном значении к величина σ<sub>с</sub> растет с увеличением прочности σ<sub>т</sub>. Подставляя выражение для σ<sub>с</sub>(σ<sub>т</sub>,δ) в уравнение (10), получим

$$K_{lc} \sim \sqrt{\sigma_m^{-k+1} \exp[-A \cdot (1 - B \sqrt{\sigma_m^{-k+1}})]},$$

где  $A = \left(\frac{\Delta F}{kT_m}\right) \left(\frac{T_m}{T}\right)$ ;  $B = \frac{\alpha_\sigma}{\sigma_{то}} \sqrt{\frac{\beta E}{\pi l_c}}$ . (17)

Таким образом, ключевым фактором, определяющим зависимость вязкости разрушения от прочности, является характер зависимости пластичности от уровня прочности. Если для увеличения прочности используются методы, которые приводят к падению пластичности (к – положительное число), то возможно уменьшение K<sub>lc</sub> с увеличением прочности. Если же при увеличении прочности пластичность растет (к – отрицательное число), то величина K<sub>lc</sub> возрастает.

Справедливость вывода о неоднозначном влиянии прочности материала на вязкость разрушения (уравнение (17)) может быть продемонстрирована экспериментальными результатами по механическим свойствам трубных сталей (табл. 3) [23].

Из таблицы 3 на примере стали 16Г2АФ видно, что при смене термомеханической обработки данного материала – при переходе от НП к ТУ – наблюдается тенденция к повышению параметра прочности (σ<sub>т</sub>) и падению параметра пластичности (δ). Величина к, согласно зависимости δ ~ σ<sub>т</sub><sup>-к</sup>, принимает положительное значение. При этом отмечается падение величины произведения (σ<sub>т</sub>δ), что приводит в соответствии с уравнениями (16) и (17) к снижению величины σ<sub>с</sub> и уменьшению значений K<sub>lc</sub> (K<sub>lc</sub><sup>ТУ</sup> < K<sub>lc</sub><sup>НП</sup>).

Случай одновременного повышения параметров прочности и пластичности (к – отрица-

тельное число) рассмотрен на примере стали 10Г2БД при увеличении степени деформации с 10 до 30% в процессе термомеханической обработки (ГП) данного материала (табл. 3). При этом наблюдается характерный рост величины произведения (σ<sub>т</sub>δ), что приводит соответственно к росту величины σ<sub>с</sub> и повышению значений K<sub>lc</sub> (K<sub>lc</sub><sup>ГП(30%)</sup> > K<sub>lc</sub><sup>ГП(10%)</sup>) согласно уравнениям (16) и (17).

*Г. Влияние размера зерна.* Рассмотрим зависимость вязкости разрушения K<sub>lc</sub> от размера зерна. Согласно данным работ [1, 24, 25], зависимость напряжения разрушения σ<sub>с</sub> от величины зерна d можно описать уравнением:

$$\sigma_c \approx (4\mu G_c / k_y) d^{-1/2}, \quad (18)$$

где G<sub>c</sub> – работа пластической деформации в окрестности вершины трещины при ее движении через кристалл, k<sub>y</sub> – коэффициент из соотношения Холла–Петча. Из выражения (18) видно, что уменьшение размера зерна d приводит к увеличению разрушающего напряжения σ<sub>с</sub>, и, в соответствии с уравнением (10), к повышению сопротивления материала хрупкому разрушению K<sub>lc</sub> (K<sub>lc</sub> ~ σ<sub>с</sub> ~ 1/√d). Этот результат хорошо коррелирует с данными, описанными в работах [1, 7].

**Выводы**

Предложена модель температурно-скоростной зависимости вязкости разрушения металлических материалов. В основу модели положены классические подходы механики разрушения, объединенные с физическими моделями процессов пластического деформирования. Результаты сопоставления теории с «модельным экспериментом» показали действенность предложенной расчетной схемы оценки K<sub>lc</sub> для образцов с трещинами с учетом температуры, скорости нагружения и физико-механических параметров материала.

## Список литературы

1. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. Пер. с англ. Бернштейна М.Л., Ефименко С.П. М.: Металлургия, 1989. 576 с.
2. Горицкий В.М. Диагностика металлов. М.: Metallurgizdat, 2004. 408 с.
3. Красовский А.Я. Хрупкость металлов при низких температурах. Киев: Наук. думка, 1980. 340 с.
4. Новые методы оценки сопротивления металлов хрупкому разрушению / Пер. с англ. Под ред. Ю.Н. Работнова. М.: Мир, 1972. 439 с.
5. Скороходов В.Н., Одесский П.Д., Рудченко А.В. Строительная сталь. М.: Metallurgizdat, 2002. 624 с.
6. Mravic B. and Smith J.H. Development of Improved High-Strength Steels for Aircraft Structural Components. AFML-TR-71-213. Oct. 1971.
7. Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. Серия «Достижения отечественного металловедения». М.: Металлургия, 1979. 176 с.
8. Кортен Н.Т., Шумейкер А.К. // Труды АОИМ. Серия D. Теоретические основы инженерных расчетов. 1966. № 1. 97 с.
9. Махутов Н.А. Сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению. М.: Машиностроение, 1973. 200 с.
10. Красовский А.Я., Вайншток В.А. Прогнозирование зависимости вязкости разрушения от температуры и скорости нагружения при хрупком разрушении металлов // Проблемы прочности. 1977. № 8. С. 58–64.
11. Нейбер Г. Теория концентрации касательных напряжений в призматических телах при произвольной нелинейной зависимости между напряжениями и деформациями // Труды АОИМ. Серия E. Прикладная механика. 1961. № 4. С. 71–77.
12. Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1978. 256 с.
13. Irwin G.R. «Fracture», Encyclopaedia of Physics. Vol. VI. Springer Berlin, 1958. 551 p.
14. Машиностроение. Энциклопедия. Т. 1–3. Динамика и прочность машин. Теория механизмов и машин. Книга 1. Отв. ред. К.С. Колесников. М.: Машиностроение, 1994. 534 с.
15. Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации / Пер. с англ. Бернштейна Л.М. Челябинск: Металлургия. Челябинское отделение, 1989. 328 с.
16. Даффи А.Р., Мак Клур Дж.М., Айбер Р.Дж., Мэкси У.А. Практические примеры расчета на сопротивление хрупкому разрушению трубопроводов под давлением // Разрушение. (Руководство). Пер. с англ. в 7 томах. Т. 5. М.: Машиностроение, 1977. С. 146–209.
17. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упруго-пластического разрушения: Основы механики разрушения: Учебное пособие / Предисл. Ю.Н. Работнова. Изд. 3-е, испр. М.: Изд-во ЛКИ, 2008. 352 с.
18. Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. научных трудов / Под ред. В. Даля, В.М. Антона. М.: Металлургия, 1986. 566 с.
19. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. Изд-во стандартов, 1985. 38 с.
20. Кошелев П.Ф., Беляев С.Е. Прочность и пластичность конструкционных материалов при низких температурах. Справочное пособие. М.: Машиностроение, 1967. 363 с.
21. Старцев В.И., Ильичев В.Я., Пустовалов В.В. Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах. М.: Металлургия, 1975. 328 с.
22. Ивенс А., Роулингс Р. // В кн.: Термически активированные процессы в кристаллах. Выпуск 2. Пер. с англ. М.: Мир, 1973. С. 172–207.
23. Гладштейн Л.И., Литвиненко Д.А. Высокопрочная строительная сталь. М.: Металлургия, 1972. 240 с.
24. Cottrell A.H. // Trans. Met. Soc. AIME. 1958. V. 212. 192 p.
25. Cottrell A.H. Fracture. New York: Technology Press MIT and John Wiley, 1959. 20 p.

**A MODEL OF THE TEMPERATURE-STRAIN RATE DEPENDENCE OF THE FRACTURE TOUGHNESS OF METALS**

*V.N. Chuvil'deev, N.N. Viryasova*

A model has been developed for the temperature-strain rate sensitivity of fracture toughness  $K_{Ic}$  of metallic materials. The model is based on the classical fracture mechanics approach combined with the physical model of the plastic deformation process at low temperatures used in the construction of Ashby deformation-mechanism maps. An expression has been obtained to describe the temperature and loading rate dependence of  $K_{Ic}$ .

*Keywords:* brittle fracture, fracture toughness.