

Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщение 3. Вязкость металлов и сплавов

С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, Г. С. Меттус, Д. И. Никоненко

Институт металлофизики НАН Украины, Киев, Украина

Рассмотрены новые характеристики вязкости, основанные на фундаментальных представлениях о микромеханизме квазихрупкого разрушения металлов и учитывающие особенности разрушения в условиях концентрации напряжений. В отличие от существующих характеристик вязкости (например, ударной вязкости), эти характеристики могут непосредственно использоваться при расчетах силовых элементов конструкций. По аналогии с запасом прочности введено понятие “запаса вязкости” металла. Предложены аналитические зависимости, позволяющие оценить величину коэффициента запаса вязкости металла в изделии, содержащем конструктивные концентраторы напряжений и макротрещины. Для этих типов концентраторов получены зависимости, устанавливающие связь между коэффициентами запаса прочности и вязкости. Проанализированы значения вязкости сталей низкой, средней и высокой прочности и предложены оптимальные сочетания характеристик прочности и вязкости металла. Установлена связь новых характеристик вязкости с K_{Ic} .

Обозначения

B	–	толщина образца
d	–	размер зерна
e_c	–	критическая локальная деформация
e_i^p	–	интенсивность пластических деформаций
e_T	–	остаточная деформация на пределе текучести
E_m	–	параметр, характеризующий охрупчивающее действие концентратора напряжений
$E_m^T, E_m^Э$	–	теоретические и экспериментальные значения параметра E_m
J	–	жесткость напряженного состояния
l	–	длина макротрещины
K_B	–	коэффициент вязкости металла
K_B^*	–	значение коэффициента вязкости металла при температуре хладноломкости
$K_{з.в}$	–	коэффициент запаса вязкости
$K_{з.п}$	–	коэффициент запаса прочности
K_{ss}	–	параметр влияния напряженно-деформированного состояния на величину локального напряжения разрушения σ_c

K_I	– коэффициент интенсивности напряжений
K_{Ic}	– трещиностойкость материала
N	– показатель деформационного упрочнения по Рамбергу–Осгуду
n	– показатель деформационного упрочнения по Холломону
p_s	– параметр, характеризующий устойчивость зародышевых трещин на микроуровне
P_s	– макроскопическая характеристика механического состояния металла
R_{mc}	– минимальное напряжение разрушения в интервале температур вязкохрупкого перехода при одноосном растяжении
T_x	– температура хладноломкости
$T_{н.п}$	– температура нулевой пластичности
T_c	– максимальная температура, при которой выполняется условие плоской деформации в вершине трещины
X	– расстояние от вершины трещины до рассматриваемой точки
X_c	– критическое расстояние
Y	– коэффициент, характеризующий влияние на величину K_I конфигурации образца с трещиной
α_σ	– нейберовский коэффициент концентрации напряжений
β	– коэффициент (для металлов $\beta \approx 2.5$)
ν	– коэффициент Пуассона
σ_T, S_k	– предел текучести и истинное напряжение разрушения гладкого образца
σ_B	– временное сопротивление разрушению
σ_e	– напряжение течения
σ_{ij}	– компоненты тензора напряжений
σ_i	– интенсивность напряжений
σ_N	– номинальное напряжение
σ_{NC}, σ_{NT}	– номинальные напряжения разрушения и общей текучести образца с концентратором
σ_1^e	– уровень нормальных напряжений при заданной величине интенсивности пластических деформаций e_i^p
ξ_{11}	– главные растягивающие микронапряжения
ξ_c	– критический уровень микронапряжений, при котором зародышевые трещины теряют устойчивость

Введение. Особенность современного состояния науки о прочности и разрушении материалов и элементов конструкций заключается в отсутствии физически обоснованных представлений о вязкости металлов. В настоящее время эти представления формулируются в рамках эмпирически-интуитивного подхода. Как правило, вязкость ассоциируется с энергоемкостью разрушения. Примером тому является ударная вязкость (КСУ, КСВ, КСТ), которая применяется для ранжировки и контроля качества конструкционных сплавов. Удельная работа разрушения не может непосредственно использоваться в расчетах при проектировании элементов конструкций. Этому недостатка в значительной степени лишена такая характеристика, как трещиностойкость, или вязкость разрушения K_{Ic} . Однако вязкость разрушения позволяет оценить не вязкость металла, а лишь его трещиностойкость, т.е. способность металла сопротивляться разрушению при наличии в нем макротрещины. При этом остается нерешенным вопрос, как прогнозировать охрупчивающее действие других концентраторов напряжений. В первую очередь это относится к конструктивным концентраторам (отверстия, выточки, галтельные переходы и т.п.), которые всегда имеются в элементах конструкций.

Для разработки универсальной характеристики вязкости необходимо исходить из наиболее общих (фундаментальных) закономерностей, которые имеют место при разрушении металла как в вершине острой макротрещины, так и в окрестности конструктивного концентратора; как при одно-, так и при двух-, трехосном растяжении. Современный уровень знаний о природе хрупкого (квазихрупкого) разрушения металлов и конструкционных сплавов позволяет сформулировать представление о вязкости металла и предложить ее количественную характеристику. В основе разработки таких представлений лежит два фундаментальных положения.

1. Зародышевые трещины являются элементарными “носителями” разрушения. Особенность этих дефектов заключается в том, что они не существуют в металле изначально, а образуются в процессе пластической деформации [1–4]. В конструкционных сплавах зародышевые трещины могут возникать не только в вершине заблокированных дислокационных скоплений, но и в результате скола хрупких частиц второй фазы, например карбидных частиц в сталях, неметаллических включений в металле сварного шва и т.д. [2, 4].

2. Разрушение поликристаллического металла в вершине острых концентраторов напряжений, включая макротрещины, осуществляется не путем прямого разрыва атомных связей, а в результате образования и потери устойчивости зародышевых трещин в области локальной текучести в вершине концентратора [2, 5, 6].

Цель настоящей работы заключается в том, чтобы исходя из этих представлений и результатов проведенного ранее [7] количественного анализа процессов образования и потери устойчивости зародышевых трещин предложить количественную характеристику вязкости, выразив ее через механические свойства, определяемые при простейших испытаниях на одноосное растяжение. При этом ставилась задача продемонстрировать применимость такой характеристики для оценки качества металла и прин-

ципиальную возможность ее использования с целью прогнозирования разрушения, инициируемого конструктивными концентраторами и макротрещинами.

Теоретические представления. Пластическая деформация металла приводит к образованию в нем зародышевых трещин, поэтому “поведение” металла при его нагружении в пластической области определяется тем, насколько эти трещины будут устойчивы, т.е. как величина растягивающих микронапряжений ξ_{11} соотносится с критическим уровнем ξ_c , при котором данные трещины теряют устойчивость. При этом в качестве количественной меры устойчивости зародышевых трещин на микроуровне можно использовать соотношение

$$p_s = \frac{\xi_c}{\xi_{11}}. \quad (1)$$

Если в процессе пластической деформации выполняется условие $p_s > 1$, то образующиеся в металле зародышевые трещины устойчивы, и металл может разрушиться лишь после значительной деформации в результате достижения больших плотностей этих трещин, достаточных для их слияния в макротрещину, либо путем превращения устойчивых субмикротрещин в поры с последующим их ростом и коалесценцией, либо вследствие образования пор путем отслоения частиц второй фазы и т.д. При $p_s \leq 1$ зародышевые трещины в момент своего образования теряют устойчивость, что, как показано в [8, 9], приводит в конечном итоге к хрупкому (квазихрупкому) макроразрушению. Таким образом, анализируя устойчивость зародышевых трещин, можно ответить на вопрос, в каком механическом состоянии (вязком или хрупком) находится металл. Проведенные в работе [8] оценки свидетельствуют, что в интервале температур 77...400 К у металлов с ОЦК-решеткой при одноосном растяжении значение p_s изменяется от $p_s < 1$ до $p_s > 1$, т.е. имеет место переход из хрупкого состояния в вязкое. При этом максимальное значение p_s не превышает $p_s \leq 3$. Это означает возможность охрупчивания ОЦК-металлов путем повышения уровня ξ_{11} с помощью концентраторов напряжений*.

Типичные металлы с ГЦК-решеткой в интервале температур 1,6...293 К обладают высоким уровнем вязкости: $p_s \geq 5$ (при $T = 1,6$ К $p_{s\min}^{\text{Al}} \approx 4,8$, $p_{s\min}^{\text{Ni}} \approx 6,0$) [8], т.е. в чистых ГЦК-металлах зародышевые трещины находятся в устойчивом состоянии, в силу чего эти металлы нельзя охрупчить путем снижения температуры, увеличения скорости нагружения или повышения ξ_{11} с помощью концентраторов напряжений.

В выражении (1) значение ξ_c характеризует критический уровень микронапряжений, при которых зародышевые трещины теряют устойчивость. В предыдущем сообщении приведены зависимости, позволяющие определить математическое ожидание микронапряжения, при котором потеря устойчивости субмикротрещин приведет к макроразрушению. Если это

* В области локальной текучести в вершине макротрещины величина коэффициента перенапряжения может достигать значения, близкого к трем.

напряжение обозначить как σ_c и учесть, что зародышевые трещины образуются не только на пределе текучести, но и на последующих стадиях пластических деформации, то *макроскопическую* характеристику механического состояния металла можно представить следующим образом:

$$P_s = \frac{\sigma_c}{\sigma_1^e}, \quad (2)$$

где σ_1^e – уровень нормальных напряжений, действующих в металле, деформированном на степень e_i^p . В общем случае сложного напряженного состояния выражение для σ_1^e имеет вид

$$\sigma_1^e = J\sigma_e. \quad (3)$$

Здесь J – жесткость напряженного состояния ($J = \sigma_1 / \sigma_i$); σ_i – интенсивность напряжений; σ_e – напряжение течения, которое обычно аппроксимируют зависимостью

$$\sigma_e = \sigma_T (e_i^p / e_T)^n, \quad (4)$$

где σ_T и e_T – предел текучести и соответствующая ему величина остаточных деформаций; e_i^p – интенсивность пластических деформаций; n – показатель деформационного упрочнения.

В работах [7, 10] было показано, что в общем случае действия неоднородного силового поля величина локального напряжения разрушения σ_c зависит не только от микроструктуры металла, но и от локальной деформации, ее градиента, вида напряженного состояния. В результате этого σ_c немонотонно изменяется в интервале температур, в котором наблюдается квазихрупкое разрушение, и достигает минимального значения σ_c^{\min} при температуре нулевой пластичности. Характерно, что величина σ_c^{\min} слабо зависит от параметров концентратора напряжений и практически совпадает с минимальным напряжением разрушения R_{mc} гладкого образца при одноосном растяжении в интервале температур вязкохрупкого перехода. Поэтому значение напряжения разрушения σ_c в локальной области возле надреза целесообразно выразить через R_{mc} :

$$\sigma_c = K_{ss} R_{mc}, \quad (5)$$

где K_{ss} характеризует влияние напряженно-деформированного состояния (НДС) на величину σ_c .

Подставляя (3)–(5) в (2), получим

$$P_s = \frac{K_{ss}}{J(e_i^p / e_T)^n} \frac{R_{mc}}{\sigma_T}. \quad (6)$$

С помощью зависимости (6) можно дать количественную оценку величины параметра механического состояния металла P_s применительно к наиболее общему случаю сложного напряженного состояния и неоднородного поля напряжений и деформаций. Согласно (6), простейшим способом охрупчивания металла является увеличение предела текучести (путем снижения температуры, увеличения скорости нагружения и т.п.), а также создание двух-, трехосного растяжения ($J > 1$). Это хорошо согласуется с классическими представлениями, сформулированными в известной схеме Иоффе–Давиденкова. В то же время из предложенной зависимости следует, что пластическая деформация металла – не только необходимое условие квазихрупкого разрушения, она, кроме того, непосредственно влияет на процесс перехода металла из вязкого состояния в хрупкое*. Причиной этого в первую очередь является деформационное упрочнение металла, в результате которого рост пластической деформации при нагружении металла приводит к увеличению уровня растягивающих деформаций σ_1^e и соответственно способствует уменьшению P_s (2).

В работах [4, 11] отношение R_{mc} / σ_T названо коэффициентом вязкости K_B , поэтому выражение (6) удобно преобразовать к виду

$$P_s = K_B / E_m, \quad (7)$$

где

$$E_m = \frac{J(e_i^p / e_T)^n}{K_{ss}}. \quad (8)$$

Применительно к концентраторам напряжений E_m показывает, во сколько раз снижается уровень вязкости в области действия концентратора напряжений по отношению к тому уровню вязкости K_B , который имел металл при одноосном растяжении по достижении предела текучести. Это позволяет рассматривать E_m как параметр, характеризующий охрупчивающее действие концентратора. До настоящего времени в качестве такого параметра использовали лишь жесткость напряженного состояния J [12] (в [13] он называется коэффициентом перенапряжения Q). Наличие в зависимости (8) кроме J коэффициента K_{ss} отражает тот факт, что локальное напряжение разрушения в вершине концентратора напряжений не является константой материала и в K_{ss} раз превышает соответствующее напряжение разрушения металла R_{mc} при одноосном растяжении. Необходимость учета локальной деформации e_i^p и показателя деформационного упрочне-

* Речь идет о малых локальных пластических деформациях (от 0,002 до 0,10..0,15), которые наблюдаются при квазихрупком разрушении.

ния n обусловлена тем, что в общем случае разрушение может инициироваться не только на границе локальной пластической области, где $e_i^p = e_T$, но и внутри этой области, где величина локальной пластической деформации может составлять от 0,02 до 0,06 [7], т.е. на порядок превышать значение e_T . Локальная деформация e_i^p зависит от отношения номинального напряжения σ_N к пределу текучести σ_T , поэтому степень уменьшения вязкости E_m не является постоянной величиной, а изменяется в зависимости от σ_N / σ_T . Последнее обстоятельство – наглядная иллюстрация того, что при наличии локальной текучести нелинейными становятся не только краевые задачи, но и соотношения, описывающие процесс разрушения. Если бы разрушение происходило в упругой области, то величина $E_m = J = \text{const}$ однозначно определялась бы геометрическими параметрами концентратора.

Согласно (7) и (8), разрушение стандартных образцов в условиях одноосного растяжения ($J = 1$) по достижении предела текучести ($e_i^p = e_T$) происходит при уровне вязкости $K_B = 1$. В вершине концентратора напряжений $E_m > 1$, поэтому хрупкое разрушение образцов с надрезами будет наблюдаться при значениях $K_B > 1$ и равных $K_B^* = E_m$ (рис. 1). Таким образом, параметр E_m , характеризующий охрупчивающее действие концентратора напряжений, определяет критический уровень вязкости металла K_B^* . Если значение вязкости металла выше этого критического уровня, то рассматриваемый концентратор не может вызвать квазихрупкое разрушение с заданной величиной остаточных деформаций e_i^p . В соответствии с этим отношение K_B / E_m представляет собой ни что иное, как запас вязкости металла, а параметр P_s приобретает смысл коэффициента запаса вязкости $K_{з.в}$, т.е.:

$$K_{з.в} = K_B / E_m. \quad (9)$$

Из (9) с учетом (8) следует, что запас вязкости металла в условиях концентрации напряжений определяется его механическими свойствами (R_{mc}, σ_T, n), параметрами напряженно-деформированного состояния (J, e_i^p), а также зависит от величины эффекта, связанного с влиянием локальной деформации и ее градиента на уровень локального напряжения разрушения σ_c [7], что учитывается в (8) посредством коэффициента K_{ss} .

Как отмечалось выше, охрупчивающее действие концентратора напряжений зависит не только от его геометрических параметров, но и от величины локальной пластической деформации, поэтому, определяя запас вязкости металла в условиях концентрации напряжений, необходимо задаваться величиной локальной деформации, т.е. определяться, по отношению к какому событию рассчитывается запас вязкости: к разрушению при локальных деформациях $e_i^p = 0,002$ или к разрушению с большими остаточными деформациями. Здесь имеет место определенная аналогия с коэффициентом запаса прочности $K_{з.п}$, который может быть рассчитан по отношению к пределу текучести σ_T или к временному сопротивлению разрушения σ_B .

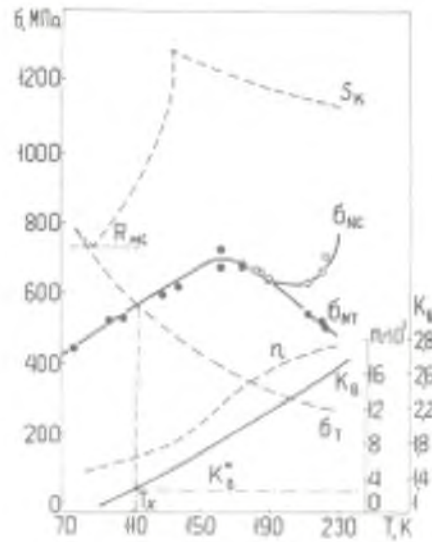


Рис. 1. Температурные зависимости характеристик разрушения технически чистого железа ($d = 75$ мкм) при одноосном растяжении (штриховые линии) и в условиях концентрации напряжений (надрез $R = 0,6$ мм): σ_{NC}, σ_{NT} – номинальные напряжения разрушения и общей текучести (сплошные линии); K_v, K_v^* – коэффициент вязкости и его критическое значение при T_x ; n – показатель деформационного упрочнения; σ_T и S_k – предел текучести и истинное напряжение разрушения гладкого образца.

Зависимости (8) и (9) получены на основе анализа фундаментальных закономерностей квазихрупкого разрушения металла, поэтому они могут быть использованы для прогнозирования запаса вязкости металла при наличии любого концентратора напряжений. Для этого необходимо лишь знать соответствующие механические характеристики металла и параметры напряженно-деформированного состояния материала в области действия концентратора напряжений. Наиболее эффективно преимущества данного подхода можно продемонстрировать на примере описания двух “крайних” классов концентраторов: конструктивных концентраторов (малые значения α_σ) и острых макротрещин. Это обусловлено прежде всего тем, что в настоящее время для их описания используются принципиально отличающиеся методы, однако ставится задача разработки единого подхода для прогнозирования их охрупчивающего действия, что нашло свое отражение в идее создания “линейной механики надрезов”.

В общем случае произвольного концентратора значения параметров напряженно-деформированного состояния (J, e_i^p и G) могут быть рассчитаны с помощью метода конечных элементов, а величина K_{ss} определена на основании зависимостей, приведенных в [7]. Однако для практических расчетов удобно использовать приближенные аналитические зависимости, полученные для каждого из этих классов концентраторов напряжений. Преимущество такого подхода заключается в первую очередь в том, что он позволяет получить в явном виде соотношения между соответствующими свойствами материала и параметрами концентратора, при которых достигается предельное состояние.

Охрупчивающее действие конструктивных концентраторов напряжений. Конструктивные концентраторы напряжений в виде отверстий, галтельных переходов, выточек и других конструктивных особенностей всегда присутствуют в элементах конструкций. В связи с этим важно сформулировать требования к уровню вязкости сталей, при котором рассматриваемый класс концентраторов не является опасным, т.е. не может вызвать разрушение при номинальных напряжениях σ_{NC} ниже предела текучести σ_T . Решение этой задачи в рамках развитых выше представлений сводится к определению E_m при $\sigma_N = \sigma_T$.

В работе [14] получены приближенные аналитические зависимости, позволяющие определить величину интенсивности пластической деформации e_i^p на контуре конструктивного концентратора ($\alpha_\sigma \leq 3,0 \dots 3,5$). При $\sigma_N / \sigma_T \leq 1$

$$\frac{e_i^p}{e_T} = \left(\alpha_\sigma \frac{\sigma_N}{\sigma_T} \right)^{\frac{2}{1+n}}, \quad (10)$$

где α_σ – нейберовский коэффициент концентрации напряжений. Подставляя (10) в (8), с учетом $\sigma_N = \sigma_T$ получим

$$E_m = \frac{J}{K_{ss}} \left[\alpha_\sigma^2 \left(\frac{\sigma_N}{\sigma_T} \right)^2 \right]^{1+n}. \quad (11)$$

При $\sigma_N / \sigma_T \leq 1$ пластическая деформация локализована у контура концентратора напряжений, поэтому для рассматриваемого класса концентраторов напряжений с достаточной точностью можно принять, что $J \leq 1,15$. Как следует из данных работы [10], при $\alpha_\sigma \leq 3,0$ величина локального напряжения разрушения σ_c связана с R_{mc} соотношением $\sigma_c / R_{mc} \leq 1,20$, поэтому для определения максимального значения E_m (консервативная оценка) примем, что $K_{ss} = 1$. Тогда при разрушении образцов с конструктивными концентраторами на пределе текучести ($\sigma_{NC} = \sigma_T$) имеем

$$E_m \approx 1,15 \alpha_\sigma^{2n/(1+n)}. \quad (12)$$

Значение E_m может быть достаточно просто определено экспериментально. Для этого необходимо по результатам испытаний стандартных образцов на одноосное растяжение построить температурную зависимость коэффициента вязкости металла K_B , а затем провести испытания образцов с концентратором напряжений и определить температуру хладноломкости T_x , которой соответствует условие $\sigma_{NC} = \sigma_T$. Значение K_B при этой температуре (K_B^*) равно величине E_m (рис. 1).

В табл. 1 приведены теоретические и экспериментальные значения E_m для концентраторов напряжений в виде кольцевых надрезов с разными радиусами в вершине. Согласно этим данным, теоретическое значение E_m несколько выше экспериментального, поскольку (12) дает верхнюю оценку охрупчивающему действию концентратора напряжений.

Т а б л и ц а 1

Оценка охрупчивающего действия конструктивных концентраторов

Материал	R_{mc} , МПа	$n(T_x)$	$E_m^э$	$E_m^т$	$\delta^т$, %	α_σ
α -Fe*, отжиг	730	0,050	1,11	1,25	+ 13,1	2,5
α -Fe*, отжиг	730	0,066	1,28	1,32	+ 3,1	3,0
α -Fe**, отжиг	625	0,045	1,15	1,26	+ 9,6	3,0
Сталь У8, отжиг	865	0,100	1,11	1,22	+ 10,1	1,4
Сталь 45, отжиг	920	0,050	1,15	1,28	+ 11,0	3,0
Сталь 20ГФТЛ	970	0,040	1,10	1,25	+ 13,6	3,0
Сталь 70	1580	0,100	1,35	1,40	+ 4,0	3,0

* Средний размер ферритного зерна – 70 мкм, ** – 90 мкм.

Подставив значение E_m в (9), можно определить запас вязкости металла в условиях действия конструктивных концентраторов напряжений. Зависимость (11) с учетом (9) позволяет также установить связь между коэффициентом запаса вязкости $K_{з.в}$ и коэффициентом запаса прочности $K_{з.п}$ ($K_{з.п} = \sigma_T / [\sigma_N]$):

$$K_{з.в} \approx \frac{K_v}{1,15} \left(\frac{K_{з.п}}{\alpha_\sigma} \right)^{\frac{2n}{1+n}}. \quad (13)$$

Из (13) следует, что при $K_{з.п} \approx \alpha_\sigma \approx 3$ конструктивные концентраторы могут вызвать хрупкое разрушение ($K_{з.в} = 1$) при допускаемых номинальных напряжениях $[\sigma_N] = \frac{1}{3} \sigma_T$ только у сталей с очень малыми коэффициентами вязкости $K_v \leq 1,15$. Анализ значений K_v для конструкционных сталей (рис. 2) показывает, что столь малые значения вязкости имеют стали в основном при уровне прочности $\sigma_T \geq 1400$ МПа. Если снизить коэффициент запаса прочности $K_{з.п}$ до 2, то требования к уровню вязкости несколько возрастут. В этом случае для материала с $n = 0,1$ при $\alpha_\sigma = 3$ коэффициент вязкости должен быть не ниже 1,24. Для того чтобы при нештатной перегрузке, когда σ_N достигнет σ_T , элемент конструкции, содержащий концентратор $\alpha_\sigma = 3$, не разрушился хрупко, а только пластически продеформировался, уровень вязкости металла K_v должен быть не ниже 1,40 (при $n = 0,10$). Поскольку это консервативная оценка, можно утверждать, что при вязкости металла $K_v > 1,40$ конструктивные концентраторы не смогут инициировать хрупкое разрушение изделия.

Подчеркнем, что связь между коэффициентами запасов вязкости и прочности существует только потому, что необходимым условием квази-хрупкого разрушения является наличие *локальной текучести* в окрестности концентратора. В противном случае (чисто упругое нагружение) параметры напряженно-деформированного состояния металла в вершине концентратора, а значит, и E_m (см. (11)) не зависели бы от величины номинальных напряжений σ_N и, соответственно, отсутствовала бы связь между $K_{3,в}$ и $K_{3,п}$. Зависимость уровня вязкости металла от параметров напряженно-деформированного состояния и величины относительной нагрузки (σ_N / σ_T) иллюстрирует известное положение о том, что вязкость и хрупкость характеризуют не свойство материала, а его состояние.

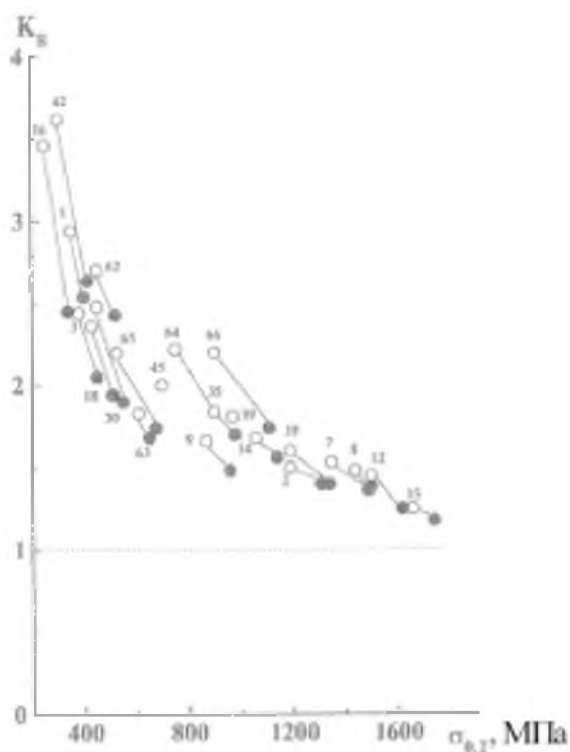


Рис. 2. Зависимость прочности от вязкости типичных конструкционных сталей: \circ , \bullet – значения коэффициентов вязкости K_v при $T = 293$ и 213 К для сталей следующих марок: 1 – 30; 2 – У8; 3 – 15ГС; 7 – 30ХГСА ($\sigma_{0,2} = 1360$ МПа); 8 – 30ХГСА ($\sigma_{0,2} = 1440$ МПа); 9 – 35ХГСЛ; 10 – 30ХГСНА ($\sigma_{0,2} = 1200$ МПа); 11 – 30ХГСНА ($\sigma_{0,2} = 1210$ МПа); 12 – 50ХФА; 13 – 40Х2СВА; 14 – 18Х2Н4ВА; 15 – 42Х2ГСНМ; 16 – 1Х13; 18 – 3Х13; 21 – 2Х13; 29 – 20; 30 – 40; 35 – ЭП410; 39 – ЭП434; 45 – 38Х; 62 – 10ХСНД [15]; 64, 65, 66 – азотистые стали (ГЦК-решетка) с содержанием азота 0,78, 0,77 и 1,12% соответственно [20].

Охрупчивающее действие макротрещин. Как отмечалось выше, общность предложенного подхода позволяет прогнозировать опасность хрупкого разрушения металла при наличии в нем концентраторов любого типа, включая макротрещину. Для аналитического описания напряженно-деформированного состояния в вершине макротрещины при мелкомасштабной текучести можно воспользоваться HRR-моделью, в соответствии с которой [16]:

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_T} = \left[\frac{K_I^2(1-\nu^2)}{\sigma_T^2 I(N)X} \right]^{1+N} \tilde{\sigma}_{ij}(\theta, N); \quad (14)$$

$$\frac{\sigma_i}{\sigma_T} = \left[\frac{K_I^2(1-\nu^2)}{\sigma_T^2 I(N)X} \right]^{1+N} \tilde{\sigma}_i(\theta, N), \quad (15)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений; σ_i – интенсивность напряжений; $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta, N)$ и $\tilde{\sigma}_i(\theta, N)$ – функции, зависящие от склонности материала к деформационному упрочнению (параметр N) и угла θ у вершины трещины; K_I – коэффициент интенсивности напряжений, $I(N)$ – функция, зависящая от N ; ν – коэффициент Пуассона; X – расстояние от вершины трещины до рассматриваемой точки.

Переходя от показателя деформационного упрочнения N по Рамбергу–Осгуду к показателю упрочнения n по Холломону, с учетом зависимости (4), связывающей интенсивности напряжений и деформаций в пластической области, получим

$$\frac{e_i^p}{e_T} = \left[\frac{1-\nu^2}{I(n)} \right]^{1+n} \left[\frac{K_I^2}{\sigma_T^2 X} \right]^{1+n} \tilde{\sigma}_i^{1/n}(\theta, n). \quad (16)$$

Подставив (16) и (8), запишем выражение для E_m макротрещины:

$$E_m = \tilde{\sigma}_i(\theta, n) \frac{J}{K_{ss}} \left[\frac{1-\nu^2}{I(n)} \right]^{1+n} \left[\frac{K_I^2}{\sigma_T^2 X_c} \right]^{1+n}, \quad (17)$$

где X_c – критическое расстояние от вершины трещины до точки, где наибольшая вероятность инициирования разрушения.

Выразив K_I в (17) через длину трещины l и номинальное напряжение σ_N , можно убедиться, что зависимость для E_m в случае макротрещины имеет ту же структуру, что и для конструктивного концентратора:

$$E_m = \tilde{\sigma}_i(\theta, n) \frac{J}{K_{ss}} \left[\left(\frac{1-\nu^2}{I(n)} \right) \right]^{1+n} \left[Y \pi \left(\frac{\sigma_N}{\sigma_T} \right)^2 \right]^{1+n} \left(\frac{l}{X_c} \right)^{1+n}, \quad (18)$$

где Y – коэффициент, учитывающий конечные размеры образца и геометрию трещины.

Сопоставляя (18) с (11), можно убедиться, что охрупчивающее действие макротрещины, как и конструктивного концентратора, определяется жесткостью напряженного состояния J , зависит от степени развитости локаль-

ной текучести (отношение $(\sigma_N / \sigma_T)^2$), склонности металла к деформационному упрочнению n , а также относительной длины трещины l / X_c (аналог α_σ для конструктивных концентраторов).

Т а б л и ц а 2

Экспериментальные E_m^x и теоретические E_m^t значения параметра E_m для трещины при критической температуре T_c

Материал	$R_{мс},$ МПа	$l,$ мм	l/X_c	$T_c,$ К	$n(T_c)$	$E_m^x(T_c)$	$E_m^t(T_c)$	$\delta E_m, \%$	$K_{Ic}^x(T_c)^*,$ МПа $\sqrt{м}$
α -Fe	626	18	243	138	0,11	1,69	1,75	+ 3,3	30,5
		9	122	123	0,08	1,51	1,54	+ 2,0	24,5
Сталь Ст. 3сп (отжиг)	685	18	243	138	0,09	1,60	1,66	+ 3,8	33,5
		9	122	123	0,07	1,45	1,51	+ 3,9	28,0
Сталь 10ХСНД (отжиг)	693	18	143	143	0,11	1,63	1,87	+ 14,6	36,5
		9	123	123	0,09	1,48	1,66	+ 12,6	29,5
Сталь АК35	1686	18	900	188	0,06	1,55	1,66	+ 7,0	87,0
		–	–	–	–	–	–	–	–
Сварный шов, сталь 12ХН2МД	1167	15	500	173	0,06	1,53	1,60	+ 4,6	61,0
		–	–	–	–	–	–	–	–

* $K_{Ic}^x(T_c)$ – экспериментальные значения трещиностойкости при критической температуре T_c .

С помощью зависимостей (17), (18) для трещины известной длины l можно рассчитать значение E_m . Этот параметр может быть также определен экспериментально по изложенной выше методике для конструктивных концентраторов. В табл. 2 приведены экспериментальные и теоретические значения E_m . Эксперименты предусматривали проведение низкотемпературных (77...293 К) испытаний на одноосное растяжение стандартных гладких образцов и испытание стандартных призматических образцов с трещинами на трехточечный изгиб*. В последнем случае использовались образцы толщиной $B_1 = 9$ мм и $B_2 = 18$ мм с трещинами длиной $l_1 = 9$ мм и $l_2 = 18$ мм соответственно. Экспериментальные значения E_m определяли при максимальной температуре T_c , для которой выполняется условие плоской деформации (рис. 3). Согласно [17], эта температура может быть найдена из условия

$$K_{Ic}(T_c) = \sigma_T(T_c) \sqrt{\frac{B}{\beta}}, \quad (19)$$

где B – толщина образца; β – коэффициент (для металлов $\beta \approx 2,5$).

Подставляя (19) в (17) и учитывая, что для этого типа образцов $B = l$, получим выражение для E_m при T_c :

* Механические испытания проведены научным сотрудником ИЭС им. О. Е. Патона А. В. Шияном.

$$E_m(T_c) = \frac{J \tilde{\sigma}(\theta, n)}{K_{ss}} \left[\frac{1 - \nu^2}{I(n)\beta} \right]^{1+n} \left(\frac{l}{X_c} \right)^{1+n} \quad (20)$$

При изменении n в интервале $0,05 \dots 0,15$ значения $\tilde{\sigma}_i(\theta=0, n)$ и $I(n)$ остаются практически постоянными, поэтому при расчетах использовались средние значения этих величин: $\langle \tilde{\sigma}_i(\theta=0, n) \rangle = 0,74$ и $\langle I(n) \rangle = 4,71$. Для трещины в первом приближении $J \approx 3$, $K_{ss} \approx 1,7$.

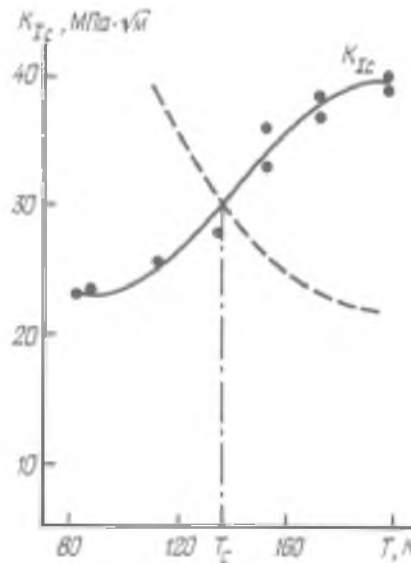


Рис. 3. Температурная зависимость трещиностойкости технически чистого железа. (Штриховая кривая ограничивает сверху область плоского деформированного состояния $K_{Ic} = \sigma_T \sqrt{B/\beta}$ [17].)

Необходимо отметить, что приведенные в табл. 2 величины E_m^T дают верхнюю оценку охрупчивающего действия макротрещин, поскольку получены для критического расстояния X_c , равного среднему размеру зерна, что, как известно, является оценкой величины X_c снизу. Согласно данным табл. 2, при таком подходе максимальная погрешность прогнозирования E_m не превышает +15% и идет в запас надежности.

Теоретические зависимости E_m от длины трещины при различных значениях показателя деформационного упрочнения представлены на рис. 4. Как и в случае конструктивных концентраторов, охрупчивающее действие одной и той же трещины усиливается с ростом склонности металла к деформационному упрочнению. Для типичного интервала изменения значений $n = 0,05 \dots 0,15$ максимальная разница величин E_m составляет 40%. Зависимость E_m от длины трещины характеризуется наличием участка интенсивного роста E_m , который наблюдается при $l/X_c \leq 200 \dots 400$. С уменьшением n переход на пологий участок зависимости $E_m = f(l/X_c)$ наблюдается при меньших значениях длин трещин.

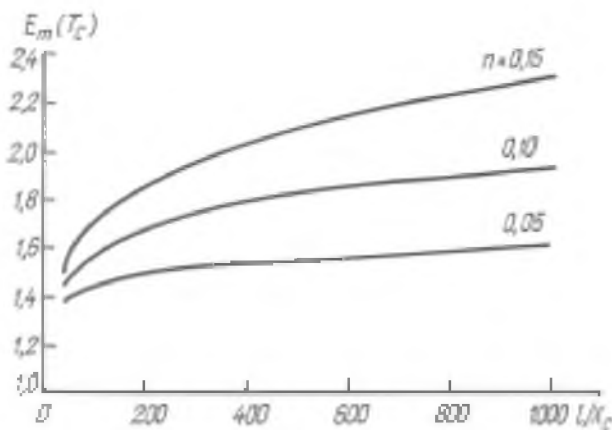


Рис. 4. Зависимость параметра $E_m(T_c)$ от относительной длины трещины l/X_c при разных значениях показателя деформационного упрочнения.

Зависимость (18) с учетом (9) позволяет оценить запас вязкости металла по отношению к хрупкому разрушению, инициируемому макротрещинами:

$$K_{з.в} = \frac{K_{ss}}{J \tilde{\sigma}_i} \left[\frac{I(n)}{(1-\nu^2)Y\pi(l/X_c)} \right]^{1+n} K_B K_{з.п}^{2n/(1+n)}. \quad (21)$$

Из (21) следует, что корректный выбор коэффициента запаса прочности $K_{з.п}$ возможен лишь с учетом уровня вязкости металла K_B . Это можно показать на примере зависимости коэффициента запаса вязкости металла в изделии в виде толстой пластины со сквозной трещиной от коэффициента запаса прочности (рис. 5). Для удобства примем, что пластина подвержена одноосному растяжению, а трещина имеет длину $l/X_c = 900$ (при $X_c \approx 0,02$ мм, $l = 18$ мм) и является центральной, кроме того, ширина пластины намного больше ее длины ($Y \approx 1$). Для такого силового элемента на рис. 5 построены зависимости, которые являются верхними границами $K_{з.в}$ (сплошные линии) применительно к сталям трех классов прочности. Эти данные позволяют наглядно проиллюстрировать причины повышенной опасности хрупкого разрушения изделий из высокопрочной стали по сравнению с конструкциями из низкопрочных сталей. Действительно, в первом случае ввиду высоких значений K_B ($2,0 \leq K_B \leq 3,5$) во всем интервале значений $K_{з.п}$ запас вязкости металла в рассматриваемом силовом элементе примерно равен 2,0 и выше, поэтому трещины длиной $l/X_c \leq 900$ не могут инициировать хрупкое разрушение в области мелкомасштабной текучести. Совсем иная картина наблюдается при $1,25 \leq K_B \leq 1,6$ и $0,05 \leq n \leq 0,07$ (высокопрочные стали), где $K_{з.в}$ практически не зависит от $K_{з.п}$ и уровня запаса вязкости металла в изделии будут близки к единице в силу низкой вязкости K_B собственно металла. Следовательно, при такой величине вязкости металла надежность изделия должна рассчитываться в первую очередь исходя из опасности хрупкого разрушения. Стали средней прочности

имеют значения $1,5 \leq K_B \leq 2,0$ и $0,07 \leq n \leq 0,1$ и занимают промежуточное положение между высокопрочными и низкопрочными, однако по степени чувствительности $K_{з.в}$ к $K_{з.п}$ они ближе к высокопрочным сталям.

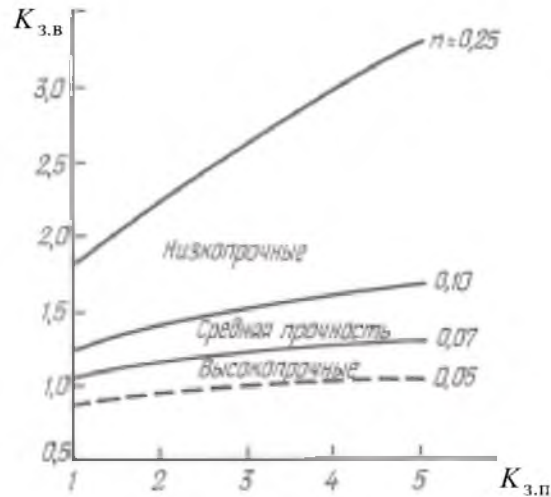


Рис. 5. Связь между коэффициентами запаса вязкости $K_{з.в}$ и прочности $K_{з.п}$ для плиты с центральной трещиной длиной $l/X_c = 900$.

Т а б л и ц а 3

Ранжировка сталей по уровню допускаемых напряжений [σ]

Сталь	Термо-обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	n	K_B	$K_{з.п}$	$K_{з.в}$	[σ], МПа	KCV, Дж/см ²
15ГС	Прокат	380	0,16	2,45	2,0	1,64	190	50
30ХГСА	Закалка в масло + отпуск при 200°C	1360	0,09	1,58	5,0	1,30	272	53
40Х	$T_a = 1000^\circ\text{C}$ Охлаждение в потоке $T_n = 795^\circ\text{C}$ $T_k = 610^\circ\text{C}$	700	0,09	2,24	2,0	1,59	350	—
18Х2Н4ВА	Закалка с 900°C в масло + отпуск при 560°C	1060	0,07	1,73	3,0	1,31	353	115
ЭП410	Закалка с 950°C на воздухе + отпуск при 600°C, 3 ч	1040	0,03	1,78	2,0	1,33	520	180

Примечание. Здесь и в табл. 4 T_a – температура аустенитизации, T_n и T_k – температуры начала и конца закалки соответственно.

Т а б л и ц а 4

Влияние режимов термической обработки на величину допускаемых напряжений $[\sigma]$ для толстой пластины со сквозной трещиной ($l/X_c = 900$)

Сталь	Термообработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	n	K_B	$K_{з.п}$	$K_{з.в}$	$[\sigma]$, МПа
45	Нормализация	380	0,15	3,74	2,0	2,53	190
	$T_a = 1000^\circ\text{C}$ Охлаждение в потоке $T_n = 880^\circ\text{C}$, $T_k = 660^\circ\text{C}$	500	0,16	2,50	2,0	1,68	250
	$T_a = 900^\circ\text{C}$ Охлаждение в потоке $T_n = 700^\circ\text{C}$, $T_k = 610^\circ\text{C}$	690	0,11	1,81	2,0	1,26	345
40X	То же $T_k = 635^\circ\text{C}$	500	0,12	2,70	2,0	1,87	250
	$T_a = 1000^\circ\text{C}$ Охлаждение в потоке $T_n = 795^\circ\text{C}$, $T_k = 610^\circ\text{C}$	700	0,09	2,24	2,0	1,59	350

Анализ выражения (21) показывает, что один и тот же уровень запаса вязкости может быть получен при разных значениях $K_{з.п}$ в зависимости от сочетания характеристик металла K_B и n . Это позволяет использовать данную зависимость для оптимального выбора стали по условию обеспечения максимального уровня допускаемых напряжений $[\sigma]$. Проиллюстрируем это на примере расчета $[\sigma]$ для рассматриваемой пластины с центральной трещиной ($l/X_c = 900$). При определении $[\sigma]$ исходили из того, что коэффициент запаса прочности не может быть ниже $K_{з.п} = 2,0$, а коэффициент запаса вязкости необходимо поддерживать на уровне не ниже $K_{з.в} \approx 1,3$. Результаты расчета приведены в табл. 3. Как видно из табл. 3, в ряде случаев высокие уровни прочности стали не могут быть реализованы в конструкции из-за низкого значения K_B . Так, сопоставление стали 30ХГСА, обработанной на величину предела текучести $\sigma_{0,2} = 1360$ МПа, и стали 40X показывает, что при использовании низкопрочной стали 40X уровень допускаемых напряжений в рассматриваемом силовом элементе может быть в 1,29 раза выше, чем в случае стали 30ХГСА. Причина этого заключается в низкой вязкости стали 30ХГСА, при которой для обеспечения $K_{з.в}$ на уровне 1,30 номинальные напряжения должны быть в пять раз ниже $\sigma_{0,2}$. Это, однако, не означает, что высокопрочные стали как конструкционный материал хуже сталей средней прочности. Например, использование высокопрочной стали ЭП410 позволяет в 1,5 раза поднять уровень допускаемых напряжений [6] по сравнению со сталью 40X (табл. 3). Проблема заключается в оптимальном сочетании уровней вязкости и прочности стали. Полученные в настоящей работе зависимости позволяют найти такие соотношения, поэтому могут быть использованы не только для рационального выбора материала на этапе конструирования, но и для определения оптимальных режимов термообработки. Это удобно продемонстрировать на примере низкопрочных сталей с явно избыточным уровнем вязкости (табл. 4).

Так, сталь 45 в нормализованном состоянии имеет очень высокий уровень вязкости ($K_B > 3,74$), который можно снизить до $K_B \approx 1,81$ за счет увеличения предела текучести $\sigma_{0,2}$ с 380 до 690 МПа. При этом уровень допускаемых напряжений для рассматриваемого силового элемента с трещиной возрастает в 1,8 раза. Аналогично для стали 40Х более оптимальным является режим термообработки, обеспечивающий предел текучести $\sigma_{0,2} = 700$ МПа.

Необходимо подчеркнуть, что приведенные в табл. 3 и 4 значения $K_{3,П}$ и $K_{3,В}$ получены для рассмотренного модельного силового элемента, однако аналогичные расчеты могут быть проведены для любого реального изделия, содержащего трещиноподобные дефекты.

Связь трещиностойкости K_{Ic} с коэффициентом вязкости K_B . В настоящее время для оценки опасности разрушения металла, содержащего макротрещину, широко используются подходы линейной механики разрушения. Поэтому представляет интерес установить связь между K_{Ic} и предложенными характеристиками вязкости. Для этого приняв, что в зависимости (9) $K_{3,В} = 1$, и подставив в (9) значение E_m для трещины (17), после преобразований получим

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{I(n)}{1-\nu^2} \left(\frac{K_{ss}}{J\bar{\sigma}} \right)^{2n}} \sqrt{X_c R_{mc} K_B^{(1-n)/2n}}. \quad (22)$$

Если хрупкую прочность металла R_{mc} в (22) выразить через локальное напряжение разрушения σ_c ($\sigma_c = K_{ss} R_{mc}$), то с точностью до постоянной эта зависимость совпадет с известным выражением для K_{Ic} , полученным в работах [5, 18, 19]. Полученная зависимость позволяет выразить трещиностойкость металла через ее составляющие, разделив факторы, связанные с особенностями напряженно-деформированного состояния металла в вершине трещины, и собственно свойства металла, которые могут быть определены из простейшего эксперимента на одноосное растяжение.

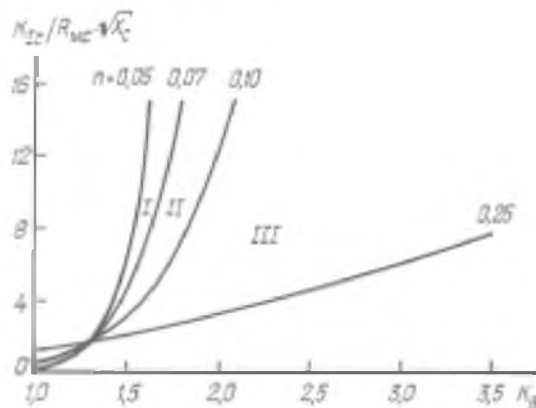


Рис. 6. Влияние вязкости металла K_B на его трещиностойкость K_{Ic} . (n – показатель деформационного упрочнения). I – высокопрочные стали; II – стали средней прочности; III – низкопрочные стали.

Из (22) следует, что трещиностойкость металла зависит как от уровня его вязкости, так и от хрупкой прочности, однако определяющее влияние на K_{Ic} оказывает величина K_B , а также склонность металла к деформационному упрочнению n . Согласно приведенным на рис. 6 зависимостям, при больших значениях n ($n \geq 0,1$) высокие уровни трещиностойкости могут быть достигнуты только путем увеличения вязкости K_B , что характерно для низкопрочных сталей. При малых значениях n (высокопрочные стали, $n \leq 0,07$) существенное увеличение трещиностойкости может быть получено путем незначительного изменения K_B . По определению K_B равно отношению R_{mc} к $\sigma_{0,2}$, поэтому простейшим способом повышения вязкости металла является снижение предела текучести, однако для практики представляет интерес сочетание высоких уровней R_{mc} и $\sigma_{0,2}$. Металловедческие аспекты достижения высоких значений вязкости сталей изложены в работах [4, 9].

Выводы

1. Анализ явлений, происходящих на микроуровне при пластической деформации и разрушении металла, показывает, что величина его вязкости определяется отношением критического напряжения потери устойчивости зародышевых трещин к уровню растягивающих напряжений, действующих в поликристалле в момент их образования.

2. Охрупчивающее действие концентраторов напряжений, в том числе макротрещин, обусловлено не только создаваемым ими перенапряжением, как это считалось до настоящего времени, но и в значительной степени склонностью металла к деформационному упрочнению.

3. Коэффициент запаса вязкости металла в конструкции, содержащей концентратор напряжений, может быть рассчитан как отношение величины коэффициента вязкости металла при одноосном растяжении K_B к параметру E_m , характеризующему охрупчивающее действие концентратора.

4. При вязкости металла $K_B \geq 1,4$ конструктивные концентраторы ($\alpha_\sigma \leq 3$) не могут инициировать хрупкое разрушение металла в конструкции при номинальных напряжениях σ_N , меньших предела текучести $\sigma_{0,2}$.

5. Определяющее влияние на уровень трещиностойкости металла оказывают его вязкость K_B и склонность к деформационному упрочнению n . При больших значениях n ($n > 0,1$) высокие уровни K_{Ic} достигаются только при значительной вязкости – $K_B > 2,0$ (низкопрочные стали). В случае малых значений n (высокопрочные стали, $n \leq 0,07$) даже небольшое увеличение K_B может обеспечить значительный прирост трещиностойкости.

Авторы выражают благодарность д-ру техн. наук Н. Г. Чаусову за обсуждение работы и полезные замечания.

Резюме

Розглянуто нові характеристики в'язкості, що ґрунтуються на фундаментальних уявленнях про мікромеханізм квазікрихкого руйнування металів і враховують особливості руйнування в умовах концентрації напружень. На

відміну від існуючих характеристик в'язкості (наприклад, ударної в'язкості) ці характеристики можуть безпосередньо використовуватися при розрахунках силових елементів конструкцій. Аналогічно запасу міцності введено поняття “запас в'язкості” металу. Запропоновано аналітичні залежності, які дозволяють визначити величину коефіцієнта запасу в'язкості металу у виробі, що містить конструктивні концентратори та макротріщини. Для цих типів концентраторів отримано залежності між коефіцієнтами запасу міцності та в'язкості. Проаналізовано значення в'язкості сталей низької, середньої й високої міцності та запропоновано оптимальні співвідношення між в'язкістю й міцністю металу. Встановлено зв'язок нових характеристик в'язкості з K_{Ic} .

1. *Stroh A. N.* The formation of cracks as a result of plastic Flow // Proc. Roy. Soc. – 1954. – **A223**. – P. 404 – 420.
2. *Knott J. F.* The science and engineering of fracture // Физ.-хим. механика материалов. – 1993. – **29**, № 3. – С. 42 – 65.
3. *Hahn G. T.* The influence of microstructure on brittle fracture toughness // Met. Trans. – 1984. – **A15**, № 3. – P. 947 – 957.
4. *Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А.* Структура металла и хрупкость стальных изделий. – Киев: Наук. думка, 1985. – 268 с.
5. *Pisarenko G. S., Krasowsky A. Ya.* Analysis of kinetics of quasi-brittle fracture of crystalline materials // Mechanical behavior of materials: Proc. Int. Conf. Mech. Behav. Mat., Kyoto, 1972. – **1**. – P. 421 – 432.
6. *Krasowsky A. Ya., Pluvinage G.* Structure parameters governing fracture mechanics // Физ.-хим. механика материалов. – 1993. – **29**, № 3. – С. 113 – 123.
7. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 2. Теоретические представления // Пробл. прочности. – 1999. – № 3. – С. 5 – 16.
8. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С.* К вопросу о вязком и хрупком состоянии поликристаллических металлов // Металлофизика. – 1990. – **12**, № 6. – С. 3 – 13.
9. *Kotrechko S. A.* Statistic model of brittle fracture in polycrystalline metals // Phys. Metals. – 1995. – **14**. – P. 1099 – 1120.
10. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С., Никоненко Д. И.* Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 1. Экспериментальные закономерности // Пробл. прочности. – 1997. – № 4. – С. 5 – 16.
11. *Мешков Ю. Я.* Физические основы разрушения стальных конструкций. – Киев: Наук. думка, 1981. – 238 с.
12. *Копельман Л. А.* Сопротивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. – Л.: Машиностроение, 1978. – 232 с.

С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, Г. С. Меттус, Д. И. Никоненко

13. *Нотт Дж.* Основы механики разрушения. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
14. *Козаев В. П., Махутов Н. А., Гусенков А. П.* Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: Справочник. – М: Машиностроение, 1985. – 224 с.
15. *Мешков Ю. Я., Сердитова Т. Н.* Разрушение деформированной стали. – Киев: Наук. думка, 1989. – 160 с.
16. *Цайслмайр Х.-Хр.* Упругопластическая механика разрушения // Статическая прочность и механика разрушения сталей / Пер. с нем. под ред. В. Даля, В. Антона. – М.: Металлургия, 1986. – С. 298 – 316.
17. *Красовский А. Я., Кашталян Ю. А., Красико В. Н.* Определение критической температуры перехода от хрупкого к вязкому разрушению по критерию соблюдения условий плоской деформации // Завод. лаб. – 1983. – **49**, № 9. – С. 71 – 74.
18. *Красовский А. Я.* Хрупкость металлов при низких температурах. – Киев: Наук. думка, 1980. – 340 с.
19. *Ritchie R. O., Knott J. F., Rice J. R.* On the relation between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel // J. Mech. Phys. Solids. – 1973. – **21**, N 6. – P. 395 – 410.
20. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Никоненко Д. И.* Структура и свойства высокоазотистых сталей // Металлофизика и новейшие технологии. – 1994. – **16**, № 4. – С. 61 – 65.

Поступила 18. 02. 99