

Концепция механической стабильности конструкционных сталей

С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина

Разработан новый подход к оценке способности стали сопротивляться хрупкому разрушению, основанный на физических представлениях о микромеханизме перехода металла из пластичного состояния в хрупкое. В рамках этого подхода предложены микроскопические характеристики стабильности пластичного состояния металла: параметр и коэффициент механической стабильности. Изложена методика их экспериментального определения. Подробно проанализирована связь коэффициента механической стабильности с такими стандартными характеристиками, как пластичность при одноосном растяжении и ударная вязкость. Введена новая характеристика – силовой эквивалент охрупчивания, позволяющая в единой шкале описать охрупчивающее действие разных по физической природе факторов: сложное напряженное состояние; концентрация напряжений; низкие температуры; динамическое нагружение. Получен критерий, описывающий стабильность пластичного состояния металла в вершине макротрещины, и предложена методика экспериментального определения величины силового эквивалента охрупчивания для стандартного образца с трещиной. На примере типичных представителей конструкционных сталей низкой, средней и высокой прочности проанализированы закономерности влияния прочности стали на величину коэффициента механической стабильности. На основе этих данных сопоставляются конструкционные стали с точки зрения их стабильности по отношению к охрупчивающему действию трещиноподобных дефектов.

Ключевые слова: пластичное состояние, хрупкое состояние, локальное напряжение разрушения, вязкость разрушения.

Введение. Характерной особенностью современного этапа развития техники является, с одной стороны, использование высокопрочных материалов, с другой – продление ресурса работы машин и оборудования в энергетической, в частности в атомной промышленности. Это обусловлено прежде всего необходимостью повышения технико-экономических показателей машин и конструкций, однако при этом усиливается опасность хрупкого разрушения, которое, как известно, является по своей природе катастрофическим и сопровождается материальными потерями и зачастую человеческими жертвами. В этой связи при проектировании конструкций и прогнозировании остаточного ресурса уже эксплуатируемых элементов конструкций и изделий важно определять степень стабильности материала относительно перехода его в хрупкое состояние в реальных условиях нагружения в конструкции. В настоящее время для этого используются три основные механические характеристики.

1. Пластичность, определяемая как величина остаточной деформации при одноосном растяжении стандартных образцов. Обычно в качестве ее меры используется величина относительного сужения ψ образца к моменту разрыва, реже – относительное удлинение.

2. Ударная вязкость по Шарпи K_{CV} или Менаже K_{CU} .

3. Трещиностойкость (вязкость разрушения) K_{Ic} , K_{Jc} , K_{Ji} ,

Принципиальная особенность указанных характеристик заключается в том, что они описывают поведение металла применительно к конкретному напряженно-деформируемому состоянию, которое создается при том или ином методе испытаний. Это, в частности, проявляется в том, что характеристики имеют разную размерность и в принципе не могут быть однозначно выражены одна через другую, несмотря на неоднократные попытки сделать это. В прикладном плане данное обстоятельство порождает так называемую проблему переноса (transferability problem) результатов механических испытаний на элементы конструкций.

Характерной чертой используемых в настоящее время характеристик вязкости разрушения является то, что они были предложены еще в начале прошлого века, когда представления о микроскопической природе разрушения находились на начальной стадии. Так, например, “возраст” теста Шарпи перешагнул столетний рубеж. Парадокс нынешнего состояния данной проблемы состоит в том, что достижения современной физики прочности и пластичности в плане понимания макромеханизмов пластической деформации и разрушения твердых тел практически не используются при аттестации материалов. Как положительную тенденцию можно рассматривать интенсивно развивающийся в последнее время локальный подход к разрушению. В рамках такого подхода впервые при определении трещиностойкости учитываются макромеханизмы инициирования разрушения металла в окрестности вершины трещины. В зависимости от макромеханизма инициирования разрушения – скольное (хрупкое) или ямочное (вязкое) – используются две принципиально разные методики расчета трещиностойкости K_{Ic} (K_{Jc}), что видно на примере хрупкого разрушения металла. Если в первых работах расчеты проводились достаточно формально путем постулирования применимости для описания хрупкого разрушения распределения Вейбулла [1, 2], то в последующем предпринимались попытки сформулировать критерий инициирования хрупкого разрушения с учетом реальных макромеханизмов разрушения конструкционных сталей [3–8]. Однако трещиностойкость, будучи важной характеристикой, является частным случаем отклика нагруженного материала на содержащийся в нем дефект определенного типа. Для решения рассматриваемой проблемы в целом нужен более общий подход, который учитывал бы тот факт, что пластичность и хрупкость не являются внутренними свойствами (intrinsic properties) материала, поскольку зависят не только от микроструктуры, но и от его напряженно-деформированного состояния. Классический пример этого – пластикация материала при переходе от растяжения к сжатию. Это означает, что хрупкость и пластичность есть характеристиками механического состояния материала, схемы которого были предложены в работах [9, 10]. В настоящее время эти представления нашли свое выражение в так называемых “картах механизмов разрушения”. Однако отсутствие ясных представлений о физической природе хрупкого и пластичного (вязкого) состояний металла не позволило на основе этих схем получить конкретные характеристики, описывающие механическое состояние, и предложить методику их экспериментального определения.

Ранее [11, 12] было показано, что возможность перехода металла из пластичного состояния в хрупкое определяется степенью стабильности в

ансамбле зародышевых трещин. При этом на микроуровне механическое состояние характеризуется отношением напряжения потери устойчивости зародышевых трещин к величине растягивающих микронапряжений, действующих в кристалле в момент их образования в процессе пластической деформации. В работе [13] удалось выразить параметр механического состояния через макроскопические механические характеристики, которые можно определить экспериментально. Проиллюстрирована также применимость предложенной характеристики для оценки качества конструкционных сталей и показана принципиальная возможность ее использования с целью прогнозирования опасности хрупкого разрушения, инициируемого конструктивными концентраторами и микротрещинами.

Цель настоящей работы состоит в предложении обобщенной характеристики способности металла сопротивляться переходу из пластичного состояния в хрупкое на основании разработанных ранее физических представлений о его механическом состоянии и выработке универсальной меры охрупчивающего действия различных по физической природе факторов (низкая температура, скорость нагружения, концентрация напряжений, радиационное облучение и т.д.).

Стабильность механического состояния – теоретические представления. Согласно современным представлениям физики разрушения причиной хрупкого разрушения кристаллических твердых тел являются зародышевые трещины (ЗТ). Особенность этих дефектов кристаллической структуры заключается в том, что они не существуют в металле изначально, а образуются в процессе пластической деформации. Причиной образования ЗТ является неоднородность протекания микропластической деформации в кристаллических твердых телах. В сталях и других конструкционных сплавах неоднородность микродеформаций обусловлена несовместностями микропластических деформаций, которые возникают на границах действительных зерен* и на межфазных границах. Это приводит к возникновению на локальных участках кристаллической решетки мощных полей микронапряжений, достаточных для образования ЗТ по дислокационному микромеханизму (в вершине дислокационного скопления) или в результате скола частиц второй фазы (карбидные частицы на границах зерен, цементитные пластины в перлите). Подробно закономерности образования и свойства ЗТ рассмотрены в работах [14–17]. Отличительной особенностью поведения ЗТ в металлах и сплавах является короткое время их “жизни”. Это обусловлено тем, что если к моменту взрывообразного возникновения ЗТ в вершине дислокационного скопления или вследствие скола карбидной частицы условие Гриффитса не выполняется, т.е. она оказалась докритической, то, остановившись, такая трещина затупляется и выходит из “игры”, поскольку не может конкурировать со “свежими” острыми трещинами, которые непрерывно генерируются в процессе пластической деформации при дальнейшем нагружении металла. Такие отрелаксированные микроскопические полости в металле представляют собой не зародышевые трещины, а лишь их отпечатки, которые наблюдались экспериментально даже в весьма пластичных чистых ГЦК-металлах [18]. В этом и

* В сталях в зависимости от структурного состояния в роли действительного зерна могут выступать ферритные зерна, перлитные колонии, мартенситные и бейнитные пакеты.

состоит принципиальное отличие микромеханизма хрупкого, а точнее квази-хрупкого разрушения металлов от разрушения керамики, стекла и других материалов такого рода, в которых микротрещины сохраняют “активность” в процессе всей истории нагружения.

Эта особенность поведения ЗТ в металлах учитывалась в ранних моделях микроскопа [19] и была положена в основу статистической модели хрупкого разрушения металлов [16] и предложенной новой версии локального подхода [5], в которых принципиальную роль играет плотность “активных” ЗТ. Следует отметить, что намного позже авторы работы [20], анализируя трудности общепринятой Беремин-версии локального подхода, пришли к выводу, что основная их причина – предположение сохранения активности ЗТ в “process zone” (PZ) на протяжении всего времени нагружения.

Основываясь на этих представлениях, в работах [12, 13] было показано, что механическое состояние металла определяется тем, насколько в момент образования ЗТ далеки от потери устойчивости. При этом в качестве количественной меры устойчивости трещин на микроуровне было предложено использовать соотношение

$$p_s = \frac{\xi_c}{\xi_{11}^{in}}, \quad (1)$$

где ξ_c – критическая величина напряжения потери устойчивости зародышевой трещины; ξ_{11}^{in} – уровень растягивающих микронапряжений, действующих в кристаллической решетке в момент образования ЗТ.

При $p_s \leq 1$ ЗТ теряют устойчивость в момент образования. Это означает, что появление областей локальной текучести в окрестности концентраторов напряжений или начало общей текучести гладких образцов будут приводить к разрушению металла. На макроуровне такое механическое состояние металла будет восприниматься как нестабильное (хрупкое). Если ЗТ устойчивы ($p_s > 1$), то на макроуровне это будет проявляться в возможности пластической деформации металла без опасности внезапного хрупкого разрушения. В этом случае механическое состояния следует рассматривать как стабильное (пластичное). При этом, чем больше абсолютное значение параметра p_s , тем выше уровень стабильности металла и тем меньше опасность перехода в хрупкое (нестабильное) состояние.

В работе [12] было показано, что зависимость (1) на уровне оценок позволяет объяснить высокую пластичность чистых металлов с ГЦК-решеткой даже в области сверхнизких температур (при $T = 1,6$ К имеем $p_{smin}^{Al} \approx 4,8$; $p_{smin}^{Ni} \approx 6,0$) и обосновать возможность вязкохрупкого перехода в металлах и сплавах с ОЦК-решеткой в интервале температур 77...300 К (в указанном интервале температур значение p_s для железа изменяется от 0,8 (хрупкое состояние) до 3,2 (пластичное состояние)).

Выражение (1) определяет степень стабильности одной ЗТ. Достижение предельного состояния при хрупком разрушении металла на макроуровне связано с потерей устойчивости не менее одной ЗТ из ансамбля, содержащего N_a таких трещин [16]. Это происходит по достижении критической вели-

чины растягивающих *макроскопических* напряжений σ_f . В работе [16] в рамках статистической модели хрупкого разрушения поликристалла показано, что величина σ_f определяется значением ξ_c , т.е. σ_f является макроскопическим аналогом ξ_c .

Как отмечалось выше, особенность металлов заключается в том, что ЗТ в них не существуют изначально, а образуются при переходе от упругих деформаций к пластическим и непрерывно генерируются в процессе пластической деформации. В этом случае величина растягивающих микронапряжений ξ_{11}^{in} , действующих в металле в момент образования ЗТ, определяется уровнем растягивающих микронапряжений σ_{11}^{in} при пластической деформации металла. Уровень механической стабильности металла на *макроуровне* определяется как степень превышения макроскопического критического напряжения σ_f , при котором ЗТ теряют устойчивость, относительно уровня растягивающих микронапряжений σ_{11}^{in} , при котором они образуются в металле [13]:

$$P_{ms} = \frac{\sigma_f}{\sigma_{11}^{in}}. \quad (2)$$

При $P_{ms} > 1$ металл может пластически деформироваться без опасности катастрофического разрушения, поскольку образующиеся ЗТ являются докритическими (устойчивыми). При $P_{ms} \leq 1$ начало пластической деформации связано с образованием закритических (неустойчивых) ЗТ, что на макроуровне проявляется в хрупком разрушении металла.

Выражение (2) определяет механическую стабильность в самых общих условиях нагружения металла. С практической точки зрения представляет интерес стабильность его пластического состояния в локальной области у вершины магистральной трещины или любого другого концентратора напряжений. В этом случае σ_f равно локальному напряжению разрушения металла. Согласно имеющимся экспериментальным данным [4, 5, 21, 22], полученным в широком интервале температур, где инициируется хрупкое разрушение, величина локального напряжения разрушения σ_f не является константой металла. Она изменяется в зависимости от радиуса надреза и длины линии фронта надреза (трещины), величины локальной пластической деформации в очаге разрушения. В то же время в работах [23, 24] показано, что в качестве нижней границы для σ_f можно использовать минимальное напряжение разрушения R_{mc} стандартного цилиндрического образца при одноосном растяжении в интервале температур вязкохрупкого перехода (рис. 1). Это позволяет использовать R_{mc} как точку отсчета при определении σ_f , а выражение для этой характеристики представить следующим образом:

$$\sigma_f = k_v k_e R_{mc}, \quad (3)$$

где k_v – коэффициент, который показывает во сколько раз величина локального напряжения σ_f инициирования хрупкого разрушения в окрестности надреза или макротрещины превышает уровень хрупкой прочности R_{mc} ; k_e ха-

рактирует влияние пластической деформации на уровень хрупкой прочности металла R_{MC} [24, 25].

Физический смысл коэффициента k_v заключается в том, что он служит мерой масштабного эффекта, который проявляется при локализации разрушения в предельно малых объемах (PZ) в окрестности надреза или макротрещины. В качестве точки отсчета, относительно которой оценивается этот эффект, используется минимальное напряжение хрупкого разрушения R_{MC} в интервале температур вязкохрупкого перехода, определяемое на стандартных цилиндрических образцах объемом порядка 1000 мм^3 . Согласно экспериментальным данным, для трещины значение $k_v = 1,5-2,0$, для надрезов оно ниже и зависит от их остроты [25].

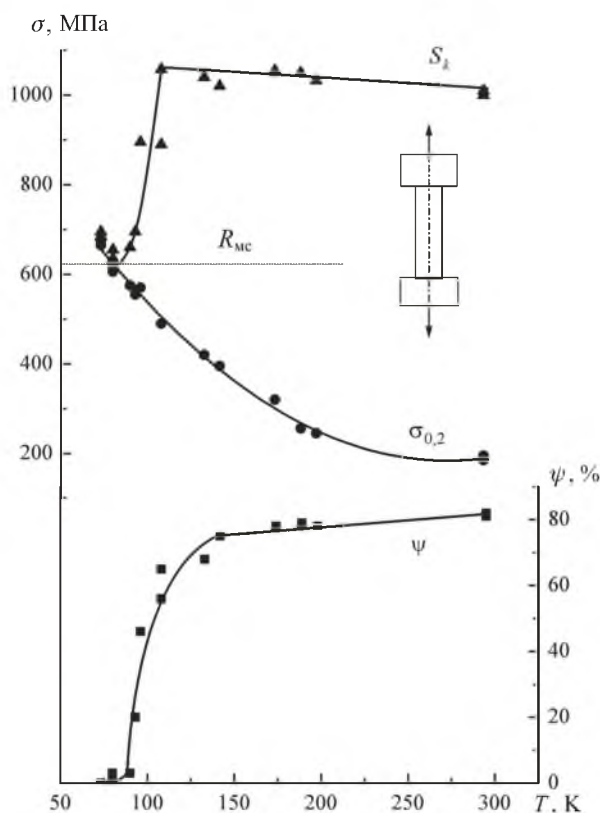


Рис. 1. Температурная зависимость характеристик прочности и пластичности технического чистого железа: $\sigma_{0,2}$ — предел текучести; S_k — напряжение разрушения в шейке; ψ — относительное сужение; R_{MC} — хрупкая прочность.

Посредством коэффициента k_e учитывается тот факт, что R_{MC} как минимальное напряжение разрушения реализуется при определенной критической деформации e_c . Для типичных конструкционных сталей имеем $e_c \approx 0,02$. При деформациях, больших и меньших критической деформации e_c , напряжение разрушения в условиях одноосного растяжения увеличивается. При деформации $e \approx 0,2\%$ получим $k_e \approx 1,35$, при деформациях порядка $20...30\%$, когда еще наблюдается квазихрупкое разрушение, — $k_e = 1,3...1,4$.

В общем случае выражение для σ_{11}^{in} в (2) может быть представлено следующим образом:

$$\sigma_{11}^{in} = j q_T q_u \sigma_T \left(\frac{e_f}{e_T} \right)^n, \quad (4)$$

где j – коэффициент перенапряжения, связанный с многоосностью напряженного состояния, $j = \sigma_1 / \sigma_i$; σ_1 – максимальное главное напряжение; σ_i – интенсивность напряжений [26] (“эквивалентное напряжение” в англоязычной литературе); q_T и q_u – коэффициенты, с помощью которых учитывается увеличение предела текучести при понижении температуры и повышении скорости нагружения; e_f – интенсивность пластической деформации [26] (эквивалентная деформация) в очаге инициирования разрушения в окрестности надреза или магистральной трещины; n – показатель деформационного упрочнения по Холломоу ($\sigma_e = \sigma_T (e_f / e_T)^n$); σ_T – величина предела текучести в условиях одноосного растяжения при комнатной температуре; e_T – пластическая деформация на пределе текучести, для конструкционных сталей обычно имеем $e_T = 0,2\%$.

Как отмечалось выше, необходимым условием образования ЗТ является пластическая деформация. Поэтому ключевой характеристикой в (4) есть величина предела текучести σ_T , так как она определяет исходный уровень растягивающих напряжений, при котором в металле начинают образовываться ЗТ. Однако при переходе от одно- к двух- и трехосному растяжению этот уровень повышается. Степень увеличения σ_T характеризуется параметром j , максимальное значение которого реализуется в вершине макротрещины и может достигать 2,5...3,0. Поскольку ЗТ непрерывно генерируются в процессе пластической деформации, величина растягивающих напряжений, действующих в момент их образования, непрерывно растет, что описывается выражением $(e_f / e_T)^n$. Выше указывалось, что эффект температуры и скорости деформации характеризуется параметрами q_T и q_u .

Подставляя (3) и (4) в (2), получаем

$$P_{ms} = \frac{k_v k_e R_{mc}}{j q_T q_u \sigma_T \left(\frac{e_f}{e_T} \right)^n}. \quad (5)$$

Выражение (5) позволяет на количественном уровне описать влияние на стабильность механического состояния свойств металла (σ_T , n и R_{mc}), определяемых при испытаниях на одноосное растяжение, напряженно-деформированного состояния (j , e_f) и температурно-скоростных условий нагружения (q_T , q_u). В связи с этим целесообразно ввести еще одну характеристику – коэффициент механической стабильности K_{ms} , который определяет уровень стабильности механического состояния при одноосном статическом растяжении и однозначно задается механическими свойствами металла: σ_T , n , R_{mc} .

С учетом того что для типичных конструкционных сталей $\sigma_T = \sigma_{0,2}$ (соответственно $e_T = 0,2\%$) и при одноосном растяжении стандартного цилиндрического образца $j = 1$ и $k_v = 1$, а минимальное напряжение хрупкого разрушения R_{mc} реализуется при критической деформации $e_c \approx 2\%$, получим

$$K_{ms} = \frac{R_{mc}}{10^n \sigma_{0,2}}. \quad (6)$$

Подставив (6) в (5), имеем

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{q_\sigma q_T q_u q_e}, \quad (7)$$

где q_σ – параметр, описывающий охрупчивающее действие, связанное с наличием двух- и трехосного растяжения и неоднородным распределением напряжений и деформаций в окрестности концентратора,

$$q_\sigma = \frac{j}{k_v}; \quad (8)$$

q_e – характеризует охрупчивающий эффект, обусловленный локализацией пластической деформации в вершине надреза или магистральной трещины,

$$q_e = \frac{1}{k_e} \left(\frac{e_f}{e_c} \right)^n. \quad (9)$$

Как следует из (8) и (9), в общем случае охрупчивающее действие концентратора напряжений обусловлено двумя эффектами: локальным двух- и трехосным напряженным состоянием и сильно неоднородным его распределением в окрестности концентратора (параметр q_σ); эффектом локального деформационного упрочнения материала (параметр q_e).

Необходимо подчеркнуть, что параметры q_σ , q_T , q_u и q_e представляют собой силовые эквиваленты охрупчивающего действия разных по физической природе факторов. Смысл силовых эквивалентов заключается в том, что независимо от их физической природы степень влияния того или иного фактора на устойчивость ЗТ определяется в конечном итоге уровнем растягивающих напряжений, действующих в момент образования ЗТ. В макроэкономических понятиях это означает, что охрупчивающее действие того или иного фактора определяется величиной создаваемого им перенапряжения относительно уровня предела текучести.

В настоящее время в металловедении под охрупчиванием металлов и сплавов обычно понимают уменьшение их пластичности в связи с изменением структурного состояния. Из сформулированных представлений о физической природе пластичного и хрупкого состояния металла следует, что это всего лишь частный случай. В соответствии с (1) охрупчивание металла, вызванное такими разными, на первый взгляд, факторами, как образование

крупнозернистой структуры и перенапряжение в вершине концентратора напряжений, имеет единую физическую природу: уменьшение стабильности в ансамбле ЗТ в момент их образования. Согласно (1) необходимо только определить, с изменением какой составляющей (ξ_c или ξ_{11}^m) связано это уменьшение. Так, например, переход материала из пластичного состояния в хрупкое в окрестности концентратора напряжений обусловлен увеличением уровня растягивающих напряжений ξ_{11}^m , действующих в момент образования ЗТ, в то время как хрупкость крупнозернистого металла – с уменьшением критического напряжения ξ_c потери устойчивости ЗТ. Охрупчивание сплавов в результате твердорастворного упрочнения зависит от увеличения ξ_{11}^m и т.п.

Введение понятия силового эквивалента позволяет концептуально замкнуть предложенную систему представлений, поскольку устанавливается связь между уровнем механической стабильности K_{ms} , определяемым в лабораторных условиях при одноосном статическом растяжении, и стабильностью механического состояния металла при произвольных условиях нагружения в конструкции P_{ms} . Тем самым создаются теоретические предпосылки для решения вышеуказанной проблемы переноса при прогнозировании хрупкого разрушения элементов конструкций.

В зависимости от условий нагружения металла в конструкции количество факторов охрупчивания в (7) может изменяться, поэтому для описания суммарного эффекта целесообразно ввести обобщенный показатель охрупчивающего действия E_m :

$$E_m = q_\sigma q_T q_u q_e. \quad (10)$$

Тогда в общем случае выражение (7) для параметра механической стабильности P_{ms} примет вид

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{E_m}. \quad (11)$$

Зависимость (10) представляет интерес, поскольку ее параметры, характеризующие охрупчивающее действие различных факторов, умножаются. Это свидетельствует о взаимном усилении эффекта охрупчивания, что можно трактовать как синергетический эффект. Такой вывод хорошо согласуется с известным фактом, что охрупчивающее действие, например, трещины усиливается с понижением температуры ($q_T > 1$) и увеличением скорости нагружения ($q_u > 1$).

Сопоставляя предлагаемый параметр механического состояния P_{ms} с рассмотренными выше тремя основными механическими характеристиками ψ , KCV и K_{1c} , следует отметить, что его нельзя свести ни к одной из них. Суть соотношения между параметрами механического состояния и стандартными характеристиками пластичности и трещиностойкости заключается в том, что P_{ms} (K_{ms}) определяет уровень механической стабильности металла по отношению к переходу в хрупкое состояние, т.е. является универсальной безразмерной мерой степени удаленности металла от хрупкого разрушения, в то время как стандартные механические характеристики показывают, какие

значения остаточной деформации ψ , работы разрушения стандартных образцов (Шарпи – KCV или Менаже – KCU), вязкости разрушения K_{Ic} (K_{Jc}) будут иметь место при разрушении в тех или иных условиях испытания.

Поэтому целесообразно проанализировать связь между K_{ms} и стандартными характеристиками пластичности (вязкости) металла и оценить, в какой мере и насколько однозначно стандартные характеристики отражают способность металла сопротивляться хрупкому разрушению, т.е. оценить степень информативности стандартных характеристик.

Стабильность механического состояния стали и ее пластичность при одноосном растяжении. Величина остаточной деформации при одноосном растяжении e_f (ψ) может быть получена из (7) с учетом, что предельное состояние наступает при $P_{ms} = 1$. При одноосном растяжении стандартных цилиндрических образцов деформационное упрочнение (параметр q_e в (9)) является основным фактором охрупчивания, однако при деформациях, больших равномерной, образуется шейка, в которой реализуется трехосное растяжение, в связи с чем появляется дополнительный фактор охрупчивания – жесткость напряженного состояния (параметр q_σ в (8)). На основании приближенного выражения для j в шейке [19] с учетом, что в данном случае $k_v \approx 1$, получим

$$q_\sigma \approx 1 + \ln[1 + 0,46(e_f - 0,1)]. \quad (12)$$

На величину остаточной деформации оказывает влияние эффект увеличения уровня хрупкой прочности R_{mc} стали при деформациях, больших критической e_c [19, 27]. В (9) он характеризуется коэффициентом k_e , выражение для которого в общем случае имеет вид

$$k_e = 1 + ae_f - be_f^2. \quad (13)$$

Согласно данным [19], значения a и b зависят от класса прочности стали, однако для оценочных расчетов можно принять следующие усредненные значения: $a = 1,51$; $b = 0,85$.

Подставляя (12) и (13) в (7) с учетом, что в момент разрушения $P_{ms} = 1$, получаем зависимость, связывающую механическую стабильность материала K_{ms} и его пластичность, выраженную через величину остаточной деформации e_f :

$$K_{ms} = \frac{(50e)\{1 + \ln[1 + 0,46(e_f - 0,1)]\}}{1 + ae_f - be_f^2}. \quad (14)$$

На рис. 2 приведены рассчитанные по (14) зависимости величины относительного сужения ψ от коэффициента механической стабильности K_{ms} при типичных для сталей значениях показателя деформационного упрочнения n . Там же нанесены экспериментальные значения соответствующих величин n для типичных конструкционных сталей. Для удобства сопоставления расчетных значений с экспериментальными величина остаточной деформации выражена через относительное сужение ψ ($e_f = \ln(1/(1 - \psi))$).

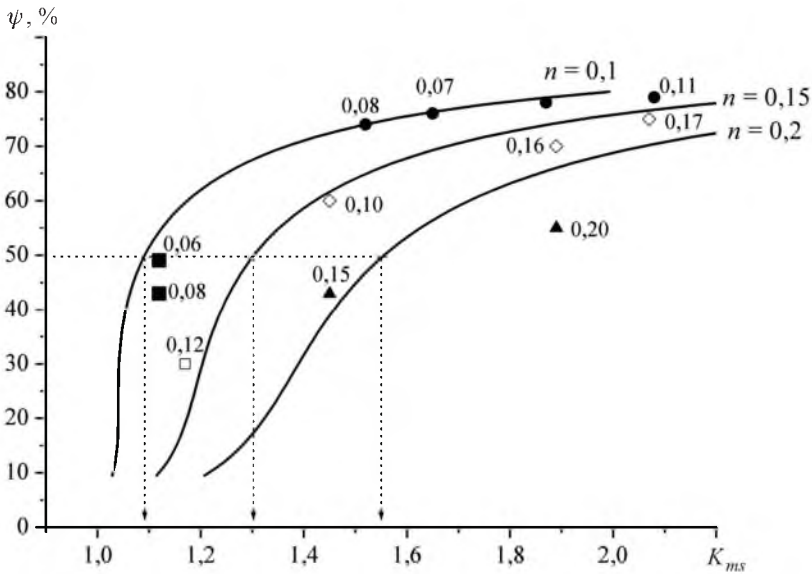


Рис. 2. Экспериментальные (точки) и расчетные по (14) (линии) зависимости относительного сужения ψ от величины коэффициента механической стабильности K_{ms} : ■ – сталь 30ХГСА (закалка + отпуск); ◇ – сталь 30 (маятниковый отжиг); ▲ – сталь 30 (отжиг); □ – сталь 20ГФТЛ (состояние поставки); ● – сталь 09ГЛ (состояние поставки).

Прежде чем перейти к анализу зависимостей на рис. 2, необходимо отметить, что при $\psi \geq 50...60\%$ расчет дает верхнюю оценку остаточной деформации, поскольку образование и рост пор в стали при этих деформациях является конкурирующим микромеханизмом разрушения, который ограничивает ее величину. В то же время сопоставление расчетных данных с экспериментальными показывает, что завышение расчетных значений не столь велико. Принципиальным в рассматриваемых зависимостях является то, что пластичность стали, определяемая по величине остаточной деформации, не может однозначно характеризовать способность стали сопротивляться хрупкому разрушению. Как следует из (14) и данных, приведенных на рис. 2, причина состоит в том, что существенное влияние на величину пластичности стали оказывает ее склонность к деформационному упрочнению. Действительно, один и тот же уровень ψ может иметь хрупкая закаленная сталь ($K_{ms} \approx 1,1$) с низкими значениями показателя деформационного упрочнения ($n < 0,1$) и низкопрочная отожженная сталь с более высоким уровнем механической стабильности ($K_{ms} \approx 1,6$), обладающая большей склонностью к деформационному упрочнению ($n \approx 0,2$). Это позволяет понять, почему, будучи достаточно хрупкими в условиях концентрации напряжений, высокопрочные мартенситные стали типа 30ХГСА при одноосном растяжении имеют практически те же значения ψ (50...60%), что и низкопрочные высокопластичные ферритно-перлитные стали. Причиной является то, что пластичность высокопрочных сталей при испытаниях на одноосное растяжение достигается не за счет высокой механической стабильности K_{ms} , а в результате малой склонности к деформационному упрочнению. Для мартенситных сталей типичное значение n составляет 0,05...10, что значительно ниже аналогичных значений $n = 0,2...0,3$ для высоковязких низкопрочных сталей.

Необходимо отметить, что зависимость (14) или приведенные на рис. 2 графики позволяют устранить этот принципиальный недостаток характеристики ψ , и на уровне оценок прогнозировать величину механической стабильности стали, учитывая ее склонность к деформационному упрочнению n .

Связь работы разрушения с уровнем механической стабильности стали. Традиционно способность стали сопротивляться хрупкому разрушению оценивается по величине работы разрушения. С методической точки зрения связь между работой разрушения A_f и K_{ms} удобно проанализировать на примере простых испытаний на одноосное растяжении гладких образцов, тем более, что площадь под кривой растяжения зачастую используется для ранжировки сталей по их вязкости. В этом случае выражение для работы пластической деформации с учетом образования шейки имеет вид

$$A_f = \int_{0,002}^{e_f} q_{\sigma}(e) \sigma_{0,2} \left(\frac{e}{0,002} \right)^n de, \quad (15)$$

где $q(e)$ – зависимость величины перенапряжения в шейке от деформации, определяемая выражением (12).

На рис. 3 представлена зависимость удельной работы разрушения A_f от величины коэффициента механической стабильности K_{ms} , построенная с учетом выражений (12) и (14) при $a = 1,51$, $b = 0,85$ и $n = 0,16$. Согласно этим данным, работа разрушения A_f не может быть однозначной мерой хрупкости металла, поскольку значительно зависит от уровня прочности последнего. Столь существенное влияние величины $\sigma_{0,2}$ обусловлено тем, что одно и то же значение работы разрушения (площадь под кривой деформации образца) может быть получено на высокопрочной стали при малых остаточных деформациях и на низкопрочной стали при больших остаточных деформациях. Такое влияние $\sigma_{0,2}$ на величину работы разрушения является основной проблемой при аттестации и ранжировке конструкционных сталей по результатам стандартных испытаний на ударную вязкость. На практике предпринимались попытки этот эффект учитывать путем повышения требований к пороговому уровню KCV при увеличении прочности стали. Так, в судостроении при переходе от низкопрочных сталей к среднепрочным пороговый уровень KCV , по которому выбраковывают сталь, поднимают с 30 до 40 Дж/см². Согласно ПНАЭ Г-7-002-86 в атомной энергетике при определении критической температуры хрупкости T_K значение KCV должно быть не ниже 29 Дж/см² для сталей с $\sigma_{0,2} \leq 304$ МПа, в то время как при $\sigma_{0,2} = 549...687$ МПа требования к уровню ударной вязкости возрастают в два раза (KCV должно быть не ниже 59 Дж/см²).

В настоящее время основной проблемой корректировки требований к критическому уровню ударной вязкости сталей в зависимости от их прочности является отсутствие критериев, по которым она должна осуществляться. “Узаконенные” в нормативных документах требования являются эмпирическими, поэтому не могут гарантировать корректной аттестации в условиях, отличающихся от тех, для которых эти эмпирические данные получены (новые материалы, заресурсные флюенсы и т.п.). В качестве инструмента для

этой корректировки может быть использована величина K_{ms} , являющаяся универсальной мерой механической стабильности металла. На рис. 4 на примере типичных представителей двух крайних классов сталей (низкопрочных, $\sigma_{0,2} \leq 500$ МПа и высокопрочных, $\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа) приведены экспериментальные значения K_{ms} и ударной вязкости по Шарпи. Согласно этим данным, на закаленно-отпущенных сталях даже при уровне $KCV \approx 40..60$ Дж/см² нельзя достичь такого уровня механической стабильности K_{ms} как на низкопрочных сталях при более низких значениях $KCV \leq 20$ Дж/см². В то же время, располагая требованиями к величине K_{ms} для различных условий нагружения изделий и возможных типов дефектов, всегда можно определить требуемый уровень ударной вязкости с учетом класса прочности стали.

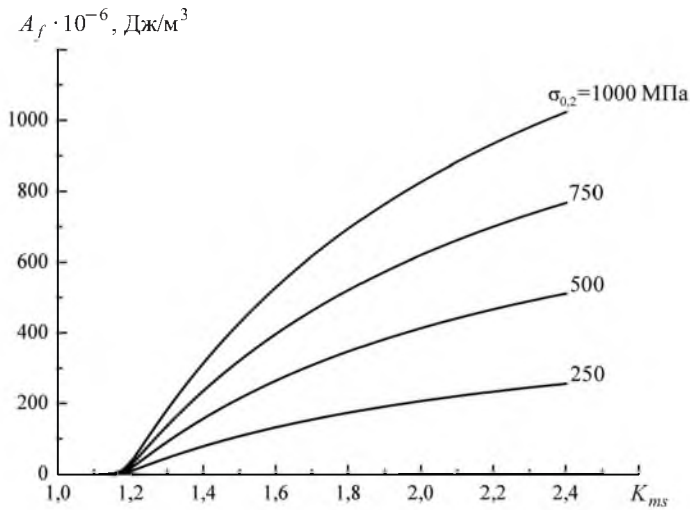


Рис. 3. Зависимость удельной работы разрушения A_f от величины коэффициента механической стабильности K_{ms} при разных уровнях прочности металла при одноосном растяжении.

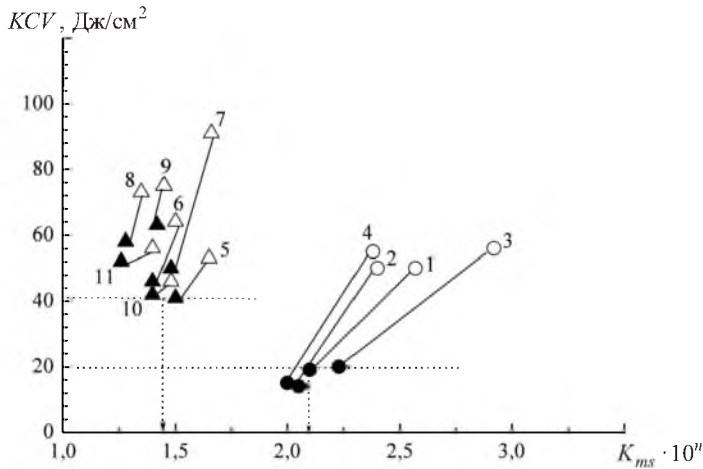


Рис. 4. Влияние уровня механической стабильности и прочности стали на величину ударной вязкости. (Низкопрочные стали 15ГС (1), 3Х13 (2), 4Х13 (3), 2Х13 (4) и высокопрочные 30ХГСА, $\sigma_b = 1360$ МПа (5), $\sigma_b = 1440$ МПа (6); 30ХГСНА, $\sigma_b = 1200$ МПа (7), $\sigma_b = 1210$ МПа (8); 50ХФА (9); 40Х2СВА (10) и 42Х2ГСНМ (11): $\circ, \triangle - T = 20^\circ\text{C}$; $\bullet, \blacktriangle - T = -60^\circ\text{C}$.)

Механическая стабильность металла, содержащего макротрещину.

Известно, что хрупкое разрушение металла в конструкции, как правило, инициируется в окрестности различного рода концентраторов напряжений и в первую очередь трещиноподобных дефектов. При прогнозировании опасности хрупкого разрушения элементов конструкций в качестве характеристики обычно используется вязкость разрушения (трещиностойкость), определяемая в рамках линейной и нелинейной механики разрушения. В силу общности предложенный подход позволяет на количественном уровне определить величину механической стабильности P_{ms} металла с макротрещиной.

При квазистатическом нагружении ($q_u = 1$) выражение для P_{ms} можно получить из общей зависимости (7) с учетом (8) и (9)*:

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{\frac{j}{k_v k_e} \left(\frac{e_f}{e_c} \right)^n}. \quad (16)$$

По существующим представлениям рост магистральной трещины в металле связан с образованием и потерей устойчивости ЗТ в локальной области (PZ) у вершины трещины. Поэтому в зависимости (16) под j и e_f следует понимать значения жесткости напряженного состояния и интенсивности локальной пластической деформации в точке в пределах PZ, где вероятность разрушения максимальна. Как показано в [5, 28], величина локального напряжения разрушения σ_f определяется как значение наибольшего главного локального растягивающего напряжения в этой точке. Параметр k_v в данном случае характеризует степень превышения локальным напряжением разрушения σ_f величины R_{ms} и зависит как от объема “process zone” V_{pz} , так и интенсивности локальной пластической деформации металла e_f [5, 28]. Как отмечалось выше, значение k_e однозначно определяется величиной e_f в PZ. Значения этих параметров могут быть рассчитаны путем компьютерного моделирования разрушения образца с трещиной в рамках предложенной в работах [5, 24, 28] версии локального подхода. В то же время существует достаточно простой способ экспериментального определения величины параметра E_m , который характеризует охрупчивающее действие трещины. Действительно, в момент разрушения образца с трещиной имеем $P_{ms} = 1$ и соответственно – $E_m = K_{ms}$. Это означает, что, располагая экспериментальной температурной зависимостью K_{ms} стали, всегда можно найти значение охрупчивающего действия трещины E_m для наперед заданной температуры. Задача заключается в определении условий разрушения, для которых, с одной стороны, необходимо оценить величину охрупчивающего действия трещины, а с другой – возможен корректный перенос результатов лабораторных исследований на элемент конструкции. В работе [13] величина E_m определялась для максимальной температуры T_{CL} , когда еще выполняется условие плоской деформации, т.е. максимальной температуры, при которой для образца заданной толщины возможно определение K_{Jc} . Так, для технически чистого

* В данном случае $q_T = 1$. Это означает, что значение K_{ms} определено не только для комнатной, но и для любой текущей температуры.

железа и типичных конструкционных сталей среднее значение $E_m(T_{CL})$, полученное на стандартных изгибных образцах толщиной 18 мм, составляет примерно 1,30* [13]. Данное значение определяет уровень K_{ms} , ниже которого сталь в условиях перенапряжения, создаваемого в вершине трещины, переходит в нестабильное состояние и образцы или элементы конструкции с трещинами разрушаются хрупко. Таким образом, стали, у которых $K_{ms} \leq 1,3$, следует рассматривать как хрупкие, поскольку уровня их механической стабильности недостаточно для того, чтобы оказывать сопротивление низкоэнергетическому катастрофическому росту трещиноподобных дефектов.

Описание перехода металла из пластичного состояния в хрупкое в окрестности надреза или магистральной трещины показывает, что определение условий такого перехода обусловлено необходимостью выбора допуска на величину локальной пластической деформации. Это во многом напоминает ситуацию, связанную с выбором величины остаточной деформации при определении условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ конструкционных сталей. В данном случае ситуация осложняется тем, что классические признаки хрупкого разрушения (нестабильный, катастрофический характер разрушения, наличие фасеток скола и т.п.) наблюдаются в широком интервале изменения локальной деформации, $e \approx 0,002...0,02$.

На рис. 5 показано, что в качестве критической температуры перехода металла из пластичного (стабильного) в хрупкое (нестабильное) состояние целесообразно использовать температуру T_{CJ} , при которой величина разрушающего усилия достигает минимального значения. Особенность деформированного состояния металла в окрестности вершины трещины при этой температуре состоит в том, что значение локальной пластической деформации в очаге разрушения e_f близко к критической деформации e_c , при которой определяется уровень хрупкой прочности металла R_{mc} при одноосном растяжении. Так, например, согласно данным [29], для С-Мп стали среднее значение $e_f = 0,03$. Это означает, что в выражении (16) величина $(e_f/e_c)^n \approx 1$ и $k_e \approx 1$, т.е. при температуре T_{CJ} охрупчивающее действие трещины определяется в основном двумя факторами: перенапряжением j , создаваемым трехосным растяжением в вершине трещины, и локальным масштабным эффектом, приводящим к превышению уровня хрупкой прочности металла R_{mc} в k_v раз величиной локального напряжения разрушения σ_f

$$E_m(T_{CJ}) \approx \frac{j}{k_v}. \quad (17)$$

Ранее [24] было показано, что величина σ_f при температуре T_{CJ} достигает минимального значения, т.е. коэффициент k_v стремится к минимуму. Согласно приведенным на рис. 5 данным для стали 10ХСНД в отожженном состоянии при длине трещины $a = 12$ мм и толщине образца $B = 12$ мм величина $E_m(T_{CJ}) \approx 1,50$. В результате обработки экспериментальных данных

* Это значение отличается от приведенного в [13] с точностью до коэффициента $(e_T/e_c)^{-n}$; величина которого для конструкционных сталей ($e_T = 0,002$, $e_c = 0,02$) составляет $(0,1)^{-n}$.

для литой стали (0,09 С, 1,18 Мн) [30] получим $E_m(T_{CJ}) \leq 1,60$ ($B = a = 24,5$ мм, компактные образцы), для низкоуглеродистой С–Мн стали (0,18 С, 1,49 Мн) [29] – близкие значения $E_m(T_{CJ}) \approx 1,55 \dots 1,60$ ($B = a = 12$ мм, стандартные образцы для испытаний на трехточечный изгиб).

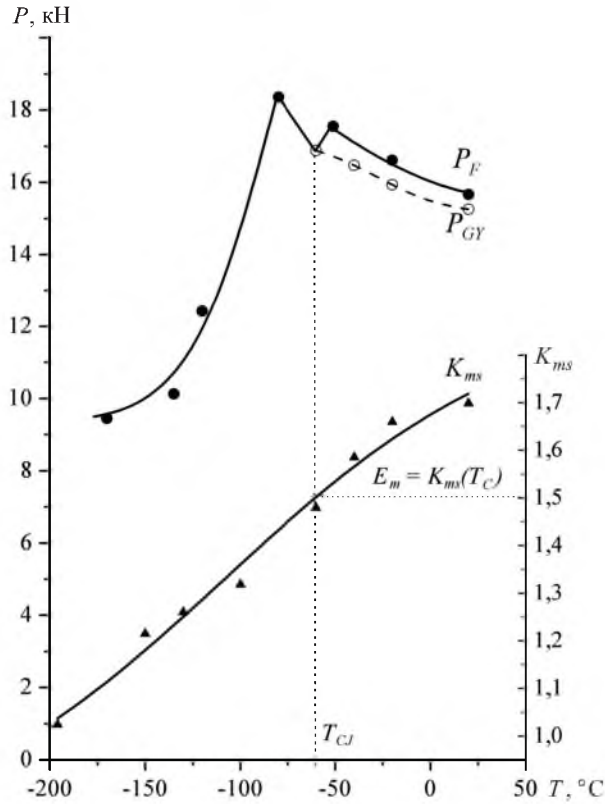


Рис. 5. Экспериментальное определение параметра охрупчивающего действия трещины E_m для стали 10XCHD: P_F – усилие в момент разрушения; P_{GY} – усилие при общей текучести образца; T_{CJ} – критическая температура, соответствующая минимальному значению P_F ; K_{ms} – коэффициент механической стабильности.

Физический смысл величины коэффициента k_v может быть понят в рамках предложенной в [16] модели хрупкого разрушения поликристаллических металлов. Согласно этой модели, величина k_v должна определяться количеством N_a зародышевых трещин, образующихся в PZ. На рис. 6 приведена теоретическая зависимость $k_v = f(N_a)$, построенная на основе результатов компьютерного моделирования хрупкого разрушения поликристаллического железа [5, 16]. С использованием этой зависимости и экспериментальных данных [29] по расстоянию от вершины трещины до очагов иницирования разрушения можно теоретически оценить величину k_v и соответственно $E_m(T_{CJ})$.

Если предположить, что протяженность “process zone” X_{pz} в минимальном сечении образца равна разности максимального и минимального расстояний до очагов разрушения, то для С–Мн стали при $T = -100^\circ\text{C}$ получим $X_{pz} \approx 0,1$ мм. В первом приближении объем V_{pz} можно оценить как

$$V_{pz} \approx X_{pz}^2 B, \quad (18)$$

где B – толщина образца, в данном случае $B = 12$ мм [29].

Для оценки количества зародышевых трещин N_a в PZ можно использовать следующую зависимость:

$$N_a = X_{pz}^2 B \rho, \quad (19)$$

где ρ – среднее значение интенсивности генерирования зародышевых трещин в PZ.

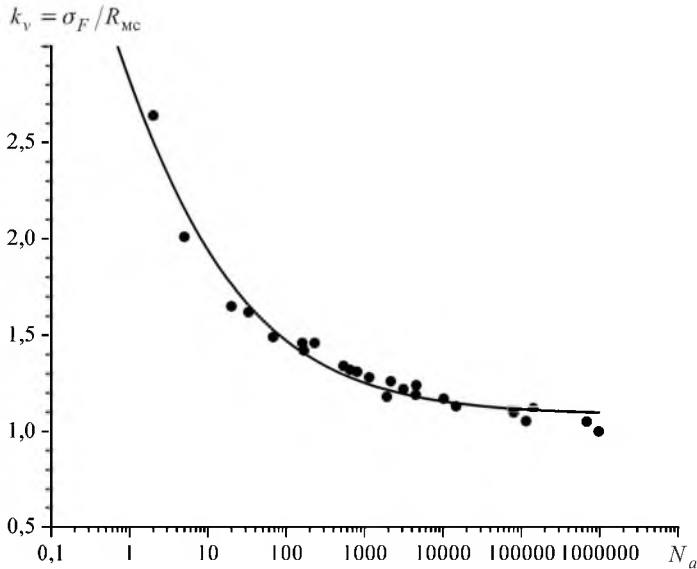


Рис. 6. Зависимость коэффициента k_v , характеризующего величину масштабного эффекта для локального напряжения разрушения, от количества зародышевых трещин N_a .

Полагая, что при T_{CJ} значение ρ составляет порядка 100 мм^{-3} , при $X_{pz} \approx 0,1 \text{ мм}$ и $B = 12 \text{ мм}$ с учетом зависимости $k_v = f(N_a)$ (рис. 6) получим $k_v = 1,9$. При этом значении k_v величина перенапряжения в вершине трещины составляет $j \approx 3$. Подставляя значения k_v и j в (17), получаем $E_m(T_{CJ}) \approx 1,60$, что хорошо согласуется с экспериментальным значением $E_m \approx 1,55 \dots 1,60$.

Из данных, приведенных на рис. 6, и зависимостей (18) и (20) следует, что при прочих неизменных условиях увеличение толщины B образца с трещиной должно приводить к повышению охрупчивающего действия E_m трещины, что качественно согласуется с закономерностями влияния толщины образца на K_{Jc} и базисную температуру (reference temperature) T_0 согласно методике “Master Curve” [31].

В общем случае запишем

$$E_m(T_{CJ}) = \frac{j}{k_v(X_{pz}, \rho, B)}. \quad (20)$$

В силу нелинейного характера зависимости $k_v = f(N_a)$ – рис. 6 чувствительность величины E_m к толщине образца B будет существенно зависеть от плотности зародышевых трещин, образующихся в PZ. Применительно к рассматриваемому случаю имеем $V_{pz} \approx 0,1 \text{ мм}^3$, особенно резкой зависимость E_m от B будет при $\rho < 100 \text{ мм}^{-3}$ и весьма слабой – при $\rho > 10000 \text{ мм}^{-3}$. Таким образом, плотность ρ генерируемых в процессе пластической деформации ЗТ является одним из основных структурно-чувствительных параметров, влияющих на чувствительность величины E_m к толщине образца, а значит, и к длине фронта трещины.

Опираясь на зависимость (20), можно сформулировать общий подход к экспериментальному определению параметра E_m . Он основан на известном факте, что при мелкомасштабной текучести распределение напряжений и деформаций в вершине трещины является функцией отношения J_I/σ_T , где J_I – значение J -интеграла при нормальных к плоскости трещины смещениях. Кроме того, из экспериментальных данных [29] видно, что глубина “process zone” X_{pz} также зависит от указанного отношения. Из вышеизложенного следует, что экспериментальное значение E_m должно определяться при постоянной величине отношения J_I/σ_T , которое характеризует приведенную к пределу текучести нагрузку на образец с трещиной. Для удобства анализа целесообразно перейти к безразмерному параметру L :

$$L = \frac{1}{M} = \frac{K_I^2}{E(1-\nu^2)b\sigma_{0,2}} = \frac{J_I}{b\sigma_{0,2}}, \quad (21)$$

где M – безразмерный параметр деформации; b – размер нетто-сечения; K_I – коэффициент интенсивности напряжений при первой моде нагружения (нормальный отрыв); E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона.

Идея методики экспериментального определения параметра, характеризующего охрупчивающее действие трещины E_m , проиллюстрирована на рис. 7 на примере разрушения стандартного 1Т образца (ASTM E 1921) с трещиной из корпусной реакторной стали 15Х2НМФА. Видно, что значению T_{CJ} соответствует точка пересечения температурных зависимостей вязкости разрушения K_{Jc} стали и коэффициента интенсивности напряжений K_I при заданной величине относительной нагрузки L^* :

$$K_{IL} = \sqrt{\frac{E\sigma_{0,2}}{1-\nu^2}} bL^*. \quad (22)$$

Соответственно величина охрупчивающего действия трещины $E_m(L^*)$ равна значению K_{ms} при этой температуре. В данном случае значение $E_m(L^*)$ определено для относительной нагрузки $L^* = 5 \cdot 10^{-3}$ ($M = 200$), поскольку, как показано в работе [32], при трехточечном изгибе условие мелкомасштабной текучести начинает выполняться при достаточно малых нагрузках

$M \geq 100 \dots 200$, что соответствует $L^* \leq 10 \cdot 10^{-3} \dots 5 \cdot 10^{-3}$. Представляет интерес тот факт, что значение $K_{ms}^* \approx 1,53$, определенное при $L^* = 5 \cdot 10^{-3}$, практически совпадает с таковым, полученным при минимальной величине разрушающего усилия P_F . Является ли это совпадение случайным или имеет физическую основу, требует проведения дальнейших исследований. Необходимо подчеркнуть, что в данной работе излагается лишь идея метода экспериментального определения параметра охрупчивающего действия трещины E_m . Разработка конкретной методики требует проведения дополнительных исследований.

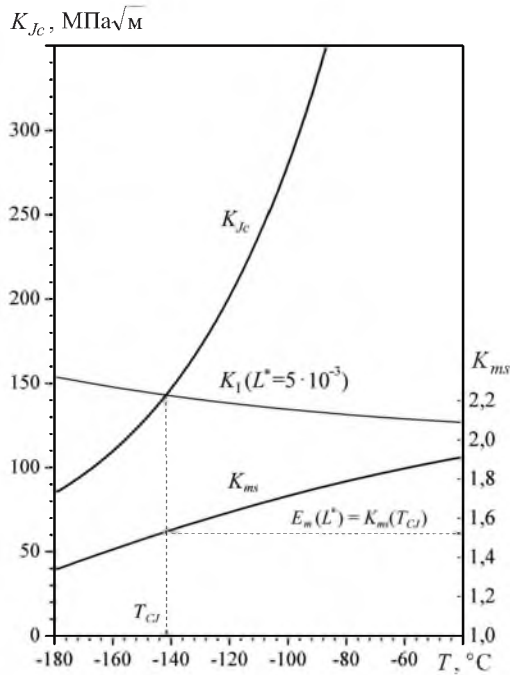


Рис. 7. Температурные зависимости вязкости разрушения K_{Jc} , коэффициента механической стабильности K_{ms} и коэффициента интенсивности K_I при относительной глубине области локальной текучести $L^* \approx 5 \cdot 10^{-3}$ для стандартного 1Т образца из корпусной реакторной стали 15X2NMФА: $E_m(T_{CJ})$ – значение параметра охрупчивающего действия трещины при критической температуре T_{CJ} для 1Т образца.

Уровни механической стабильности типичных конструкционных сталей. В предложенной системе представлений о способности металла сопротивляться переходу из пластичного состояния в хрупкое при его нагружении в конструкции в качестве “точки отсчета” используется значение коэффициента механической стабильности K_{ms} , определяемое при одноосном растяжении. В такой постановке абсолютная величина K_{ms} характеризует исходный уровень механической стабильности, что позволяет использовать ее для сопоставления конструкционных сталей по способности сопротивляться хрупкому разрушению, а также для анализа влияния на эту способность упрочнения стали, снижения температуры и других факторов. На рис. 8 приведены значения K_{ms} для типичных конструкционных сталей в широком диапазоне изменения значений их пределов текучести $\sigma_{0,2}$ (120...1670 МПа). Условно выделено

три класса прочности сталей: 1) низкопрочные ($\sigma_{0,2} \leq 500$ МПа); 2) среднепрочные ($500 \text{ МПа} \leq \sigma_{0,2} < 1000$ МПа); 3) высокопрочные ($\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа). Каждому из указанных классов прочности соответствует свой диапазон изменения K_{ms} : $2,58 \geq K_{ms} \geq 1,69$; $1,89 \geq K_{ms} \geq 1,27$ и $1,66 \geq K_{ms} \geq 1,18$. Согласно этим данным снижение уровня механической стабильности с ростом прочности стали характеризует общую тенденцию уменьшения величины K_{ms} при переходе от низкопрочных сталей к высокопрочным. Для оценки достаточности того или иного значения K_{ms} на рис. 8 нанесены два его пороговых уровня. Первый из них определяет граничное значение $K_{ms}^* \approx 1,3$. Как было показано выше, стали, у которых $K_{ms} \leq 1,3$, следует рассматривать как хрупкие, поскольку уровня их механической стабильности недостаточно для того, чтобы оказывать сопротивление низкоэнергетическому катастрофическому росту трещиноподобных дефектов.

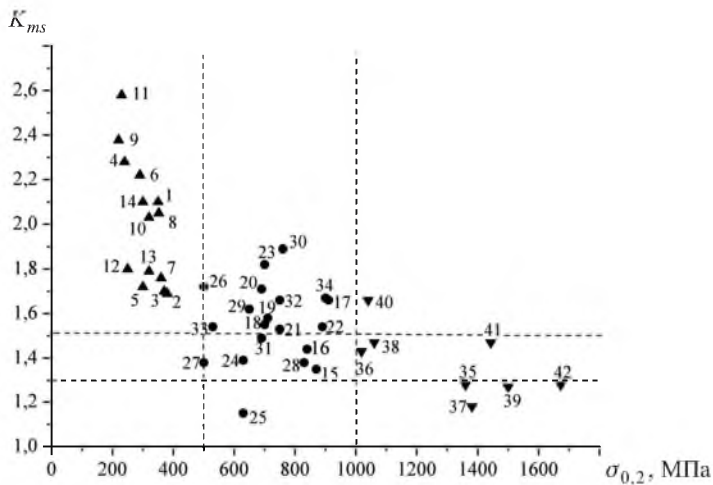


Рис. 8. Влияние прочности на величину коэффициента механической стабильности типичных конструкционных сталей (см. табл. в [29, 30]): \blacktriangle – низкопрочные ($\sigma_{0,2} \leq 500$ МПа); \bullet – среднепрочные ($500 \text{ МПа} \leq \sigma_{0,2} < 1000$ МПа); \blacktriangledown – высокопрочные ($\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа).

Второй пороговый уровень соответствует значению $K_{ms}^* = 1,53$, при котором стандартный 1Т образец с трещиной длиной 25,4 мм разрушается сколом (квазисколом) в условиях трехточечного изгиба при величине относительной нагрузки $L = 5 \cdot 10^{-3}$. Стали, у которых $K_{ms} \geq 1,53$, можно рассматривать как достаточно пластичные. Соответственно степень превышения текущим значением K_{ms} порогового значения $K_{ms}^* = 1,53$ характеризует величину запаса механической стабильности стали 1Т образца.

Согласно данным, приведенным на рис. 8, практически для всех низкопрочных сталей имеем $K_{ms} \geq 1,53$, поэтому их можно рассматривать как материал, который нечувствителен к трещиноподобным дефектам длиной $a \leq 25,4$ мм при исследуемых условиях нагружения (статическое нагружение при комнатной температуре). Стали средней прочности, как правило, не являются хрупкими ($K_{ms} > 1,3$), однако только часть из них обладает нечувствительностью к трещиноподобным дефектам ($K_{ms} > 1,53$).

Отметим, что для сталей, у которых K_{ms} не намного меньше 1,53, страгивание трещины будет происходить только при относительно больших нагрузках, поскольку значению $L^* = 5 \cdot 10^{-3}$ при $b = 25,4$ мм соответствует величина $K_{IL} \geq 5,05 \sqrt{\sigma_{0,2}}$ ($\sigma_{0,2}$ в МПа), или при $\sigma_{0,2} = 500$ МПа – $K_{IL} \geq 123,1 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$. В этом случае путем подбора соответствующих коэффициентов запаса прочности можно обеспечить безопасную эксплуатацию конструкции при наличии в ней трещиноподобных дефектов.

Выводы

1. Микромеханизм перехода металла из пластичного состояния в хрупкое связан с явлением потери динамической стабильности в ансамбле зародышевых трещин. Количественно способность стали сопротивляться переходу из пластичного состояния в хрупкое может быть описана с помощью следующих трех новых механических характеристик:

параметра механической стабильности P_{ms} , который является универсальной мерой способности металла оказывать сопротивление переходу из стабильного (пластичного) в нестабильное (хрупкое) состояние в самых общих условиях нагружения (сложное напряженно-деформированное состояние, низкие температуры, динамические нагрузки и т.п.);

коэффициента механической стабильности K_{ms} , который характеризует сопротивление металла переходу из пластичного состояния в хрупкое в лабораторных условиях одноосного растяжения и однозначно определяется такими структурно-чувствительными характеристиками, как хрупкая прочность R_{mc} , предел текучести $\sigma_{0,2}$ и показатель деформационного упрочнения n ($K_{ms} = R_{mc} / (10^n \sigma_{0,2})$);

силового эквивалента охрупчивания E_m , который позволяет охрупчивающее действие разных по физической природе факторов (низкие температуры, динамическая нагрузка, концентрация напряжений, радиационное упрочнение и т.п.) описать в единой шкале по величине создаваемого этими факторами (прямо или опосредствованно) уровня растягивающих напряжений, которые действуют в металле в процессе генерации зародышевых трещин, т.е. при его пластической деформации.

2. Процедура экспериментального определения параметра механической стабильности P_{ms} предполагает проведение низкотемпературных испытаний на одноосное растяжение стандартных цилиндрических образцов с целью определения величины K_{ms} и калибровочных испытаний образцов с трещиной или надрезом для определения параметра E_m .

3. Работа разрушения (ударная вязкость KCV) не является однозначной мерой способности металла оказывать сопротивление хрупкому разрушению, поскольку на нее значительное влияние оказывает абсолютный уровень прочности металла, в результате чего значение KCV может возрастать с увеличением $\sigma_{0,2}$.

4. Пластичность металла, определяемая при одноосном растяжении по величине истинной деформации e_f или по относительному сужению образца ψ , не может однозначно характеризовать способность противодействовать

хрупкому разрушению, поскольку существенное влияние на эти величины оказывает его склонность к деформационному упрочнению. В результате более хрупкие высокопрочные стали благодаря небольшой склонности к деформационному упрочнению ($n = 0,04...0,07$) могут иметь те же значения $\psi \approx 50...60\%$, что и высоковязкие низкопрочные стали, величина показателя деформационного упрочнения которых значительно выше ($n = 0,2...0,3$).

5. По уровню стабильности пластичного состояния стали в локальной области у вершины эталонной (1Т образец по ASTM E1921, $B = a = 24,5$ мм) трещины можно выделить три области: нестабильного пластичного состояния, $K_{ms} < 1,30$; переходного состояния, $1,30 \leq K_{ms} \leq 1,53$ и стабильного пластичного состояния, $K_{ms} > 1,53$.

Резюме

Розроблено новий підхід до оцінки здатності сталі чинити опір крихкому руйнуванню, який базується на фізичних уявленнях про мікромеханізм переходу металу з пластичного стану в крихкий. У рамках цього підходу запропоновано макроскопічні характеристики стабільності пластичного стану металу: параметр механічної стабільності і коефіцієнт механічної стабільності. Викладено методику їх експериментального визначення. Детально проаналізовано зв'язок коефіцієнта механічної стабільності з такими стандартними характеристиками, як пластичність при одновісному розтязі й ударна в'язкість. Введено нову характеристику – силовий еквівалент окрихчення, що дозволяє в єдиній шкалі описати окрихчуючу дію різних за фізичною природою чинників: складний напружений стан; концентрація напружень; низькі температури; динамічне навантаження. Отримано критерій, що описує стабільність пластичного стану металу в вершині макротріщини, і запропоновано методику експериментального визначення величини силового еквівалента окрихчення для стандартного зразка з тріщиною. На прикладі типових представників конструкційних сталей низької, середньої та високої міцності проаналізовано закономірності впливу міцності сталі на величину коефіцієнта механічної стабільності. На основі цих даних зіставляються конструкційні сталі з точки зору їх стабільності відносно окрихчуючої дії тріщино-подібних дефектів.

1. *Beremin F. M.* A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // *Metall Trans. A.* – 1983. – **14A.** – P. 2277 – 2287.
2. *Mudry F.* A local approach to cleavage fracture // *Nucl. Eng. Des.* – 1987. – **105.** – P. 65 – 76.
3. *Bernauer G., Brocks W., and Schmitt W.* Modifications of the Beremin model for cleavage fracture in the transition region of a ferritic steel // *Eng. Fract. Mech.* – 1999. – **64.** – P. 305 – 325.
4. *Kotrechko S. A. and Meshkov Yu. Ya.* Physical fundamentals of a local approach to analysis of brittle fracture of metals and alloys // *Mater. Sci.* – 2001. – **37**, No. 4. – P. 583 – 597.

5. *Котречко С. А.* Локальный подход к анализу хрупкого разрушения и его физическая интерпретация // Пробл. прочности. – 2003. – № 4. – С. 14 – 31.
6. *Stockl H., Boschen R., Schmitt W., et al.* Quantification of the warm prestressing effect in a shape welded 10 MnMoNi 5-5 material // Eng. Fract. Mech. – 2000. – **67**, No. 2. – P. 119 – 137.
7. *Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A.* Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steels // Int. J. Press. Vess. Piping. – 1998. – **75**, No. 12. – P. 843 – 855.
8. *Kroon M. and Faleskog J.* A probabilistic model for cleavage fracture with a length scale-influence of material parameters and constraint // Int. J. Fract. – 2002. – **118**. – P. 99 – 118.
9. *Фридман Я. Б.* Механические свойства металлов. – М.: Машиностроение, 1974. – 472 с.
10. *Давиденко Н. Н.* Динамические испытания металлов. – М.: ОНТИ, 1936. – 395 с.
11. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Механическое состояние поликристаллов. Физические представления // Укр. физ. журн. – 1991. – **36**, № 7. – С. 1087 – 1094.
12. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С.* К вопросу о вязком и хрупком состояниях поликристаллических металлов // Металлофизика. – 1990. – **12**, № 6. – С. 3 – 13.
13. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С., Никоненко Д. И.* Механика и физика квазихрупкого разрушения металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 3. Вязкость металлов и сплавов // Пробл. прочности. – 2000. – № 1. – С. 72 – 92.
14. *Владимиров В. И.* Актуальные задачи теории зарождения дислокационных трещин // Физика металлов и металловедение. – 1970. – **30**, № 3. – С. 450 – 510.
15. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
16. *Котречко С. А.* Статистическая модель хрупкого разрушения поликристаллических металлов // Металлофизика и новейшие технологии. – 1994. – **16**, № 10. – С. 37 – 49.
17. *Котречко С. А.* Статистическая модель хрупкого разрушения феррито-перлитных сталей // Там же. – 2001. – **23**, № 1. – С. 103 – 122.
18. *Бетехтин В. И., Владимиров В. И., Кадомцев А. Г., Петров А. И.* Пластическая деформация и разрушение кристаллических тел. Сообщ. 1. Деформация и развитие микротрещин // Пробл. прочности. – 1979. – № 7. – С. 38 – 45.
19. *Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А.* Структура металла и хрупкость стальных изделий. – Киев: Наук. думка, 1985. – 268 с.

20. *Bordet S. R., Karstensen A. D., Knowles D. M., and Wiesner C. S.* A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Pt. I: Model presentation // *Eng. Fract. Mech.* – 2005. – **72**. – P. 435 – 452.
21. *Bordet S. R., Karstensen A. D., Knowles D. M., and Wiesner C. S.* A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Pt. II: Application to an offshore structural steel // *Ibid.* – P. 453 – 474.
22. *Grimpe F., Heyer J., and Dahl W.* Influence of temperature, strain rate, and specimen geometry on the microscopic cleavage fracture stress // *Nucl. Eng. Des.* – 1999. – **188**. – P. 155 – 160.
23. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Никоненко Д. И., Меттус Г. С.* Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 1. Экспериментальные закономерности // *Пробл. прочности.* – 1997. – № 4. – С. 5 – 16.
24. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 2. Теоретические представления // *Там же.* – 1999. – № 3. – С. 5 – 16.
25. *Котречко С. А.* Критическое напряжение скола и “хрупкая” прочность поликристаллических металлов // *Металлофизика.* – 1992. – **14**, № 5. – С. 37 – 41.
26. *Писаренко Г. С., Лебедев А. А.* Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. – Киев: Наук. думка, 1976. – 415 с.
27. *Мешков Ю. Я., Сердитова Т. Н.* Разрушение деформированной стали. – Киев: Наук. думка, 1989. – 160 с.
28. *Kotrechko S.* Physical fundamentals of local approach to analysis of cleavage fracture / I. Dlouhy (Ed.), *Transferability of Fracture Mechanical Characteristic*, NATO Science Series. – Series II, 2002. – **78**. – P. 135 – 150.
29. *Wang G. Z., Chen J. H., and Liu G. H.* On the characteristic distance and minimum fracture toughness for cleavage fracture in a C–Mn steel // *Int. J. Fract.* – 2002. – **118**. – P. 57 – 76.
30. *Dlouhy I., Holzmann M., and Chlup Z.* Fracture resistance of cast ferritic C–Mn steel for container of spent nuclear fuel / I. Dlouhy (Ed.), *Transferability of Fracture Mechanical Characteristics*, Kluwer Academic Publishers. – 2002. – P. 47 – 64.
31. *Rathbun H. J., Odette G. R., Yamamoto T., and Lucas G. E.* Influence of statistical and constraint loss size effects on cleavage fracture toughness in the transition – a single variable experiment and database // *Eng. Fract. Mech.* – 2006. – **73**. – P. 134 – 158.
32. *Rathbun H. J., Odette G. R., He M. Y., and Yamamoto T.* Influence of statistical and constraint loss size effects on cleavage fracture toughness in the transition – a model based analysis // *Ibid.* – P. 2723 – 2747.

Поступила 26. 03. 2007