

PACS numbers: 46.50.+a, 61.72.Hh, 62.20.fk, 62.20.fq, 62.20.mj, 62.20.mm, 62.20.mt

Механическая стабильность — универсальная мера сопротивления переходу в хрупкое состояние металла

С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, А. В. Шиян

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульвар Акад. Вернадского, 36
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

На основе физических представлений о микромеханизме перехода металла из пластичного состояния в хрупкое сформулированы представления о физической природе пластичного состояния металла и предложены макроскопические характеристики стабильности пластического состояния металла: «параметр механической стабильности» P_{ms} и «коэффициент механической стабильности» K_{ms} . Введена новая характеристика «силовой эквивалент охрупчивания» E_m , позволяющая в единой шкале описать охрупчивающее действие таких разных по физической природе факторов, как сложное напряженное состояние, концентрация напряжений, низкие температуры, динамическое нагружение. Получен критерий, описывающий стабильность пластического состояния металла в вершине макротрещины и предложена методика экспериментального определения величины параметра E_m для стандартного образца с трещиной. Для типичных представителей конструкционных сталей низкой, средней и высокой прочности приведены экспериментальные значения величины «коэффициента механической стабильности» K_{ms} . Проведено сопоставление конструкционных сталей по их способности сопротивляться хрупкому разрушению в условиях концентрации напряжений.

На основі фізичних уявлень про мікромеханізм переходу металу із пластичного стану в крихкий сформульовано уявлення про фізичну природу пластичного стану металу і запропоновано макроскопічні характеристики стабільності пластичного стану металу: «параметер механічної стабільності» P_{ms} і «коефіцієнт механічної стабільності» K_{ms} . Введено нову характеристику «силовий еквівалент окрихчування» E_m , що дозволяє в єдиній шкалі описати окрихчувальну дію таких різних за фізичною природою факторів, як складний напружений стан, концентрація напруг, низькі температури, динамічне навантаження. Одержано критерій, що описує стабільність пластичного стану металу у вершині макротріщини й запропоновано методикку експериментального визначення величини параметра E_m для стандартного зразка з тріщиною. Для типових представ-

ників конструкційних сталей низької, середньої і високої міцності наведено експериментальні значення величини «коефіцієнта механічної стабільності» K_{ms} . Виконано співставлення конструкційних сталей за їх здатністю чинити опір крихкому руйнуванню в умовах концентрації напруг.

Conception of physical nature of ductile state of metal is formulated grounded on physical ideas of micromechanism of ductile-to-brittle transition. Macroscopic characteristics of plastic state stability, namely, 'the parameter of mechanical stability', P_{ms} , and 'the coefficient of mechanical stability', K_{ms} , are offered as well. New characteristic—'the force equivalent of embrittlement', E_m , is introduced. It enables to describe equally the effect of embrittlement of such factors different by their nature as combined stress state, stress concentration, low temperatures, dynamic loading. The obtained criterion describes stability of ductile state of metal ahead of macrocrack tip. The technique of experimental finding of the value of E_m parameter for standard specimen with a crack is suggested. For typical structural steels of low, medium and high strength, experimental values of the coefficient of mechanical stability, K_{ms} , are presented. The structural steels are compared by their ability to resist brittle fracture under the stress concentration.

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

(Получено 23 марта 2009 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Характерной особенностью современного этапа развития техники является, с одной стороны, переход на использование высокопрочных материалов, а с другой, продление ресурса работы машин и оборудования. Последняя тенденция наиболее ярко прослеживается в энергетике и, в частности, атомной. Это вызвано, прежде всего, необходимостью повышения технико-экономических показателей машин и конструкций, однако приводит к усилению опасности хрупкого разрушения, которое, как известно, является по своей природе катастрофическим и сопровождается материальными потерями, а также, зачастую, человеческими жертвами. В этой связи при проектировании конструкций, а также при прогнозировании остаточного ресурса уже эксплуатируемых элементов конструкций и изделий, первостепенную важность приобретает определение степени стабильности материала по отношению к переходу в хрупкое состояние в реальных условиях его 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 (K_{CV} , K_{CU}).
3. Вязкость разрушения (K_{IC} , K_{Jc}).

Принципиальная особенность этих трех основных механических 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 эти характеристики имеют разную размерность и, в принципе, не могут быть однозначно выраженными одна через другую, несмотря на неоднократные попытки сделать это. В прикладном плане это порождает, так называемую, проблему переноса (transferability problem) результатов механических испытаний на элементы конструкций.

Характерной чертой используемых в настоящее время характеристик вязкости является то, что они были предложены еще в прошлом веке, а возраст теста Шарпи перешагнул столетний рубеж. Парадокс нынешней ситуации состоит в том, что достижения современной физики прочности и пластичности в плане понимания микромеханизмов пластической деформации и разрушения твердых тел практически не используется при аттестации материалов. Положительной тенденцией на этом фоне является интенсивно развивающийся в последнее время Локальный подход к разрушению. В рамках этого подхода методика определения вязкости разрушения K_{IC} учитывает микромеханизм иницирования разрушения (скольный (хрупкий) или ямочный (вязкий)). Если в первых работах это делалось достаточно формально, путем постулирования применимости для описания хрупкого разрушения распределения Вейбулла [1, 2], то в последнее время предпринимаются попытки сформулировать критерий иницирования хрупкого разрушения с учетом реальных микромеханизмов 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 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. Классическим примером этого является пластификация материала при переходе от растяжения к сжатию. Это означает, что хрупкость и пластичность есть характеристиками механического *состояния* материала. Схемы механического состояния были предложены еще 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 параметры, описывающие механическое состояние и предложить методику для его экспериментального определения.

В работах [11, 12] было показано, что возможность перехода металла из пластичного (вязкого) 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 могут быть определены экспериментально.

Цель настоящей работы заключается в том, чтобы, основываясь на разработанных ранее физических представлениях о механическом состоянии металла, предложить обобщенную характеристику способности металла сопротивляться переходу из пластичного (вязкого) состояния в хрупкое и продемонстрировать принципиальную возможность использования этой характеристики для прогнозирования стабильности пластического состояния металла, содержащего трещиноподобные дефекты.

2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ

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 эта неоднородность микродеформаций обусловлена несовместностями микропластических деформаций, которые возникают на границах действительных зерен (в сталях ферритных зерен, перлитных коллоидов, мартенситных и бейнитных пакетов), а так же на межфазных границах. Эти несовместности приводят 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 или цементитных пластин в перлите). Подробно закономерности образования и свойства ЗТ рассмотрены в работах [14–17]. Отличительной чертой поведения ЗТ в металлах и сплавах является короткое время их жизни. Это связано с тем, что если к моменту взрывообразного образования ЗТ в вершине дисло-

кационного скопления или в результате скола карбидной частицы, условие Гриффитса для нее не выполнялось, т.е. она оказалась докритической, то остановившись, такая зародышевая трещина затупляется и выходит из «игры», в том плане, что не может конкурировать со «свежими» острыми ЗТ, которые непрерывно генерируются в процессе пластической деформации при дальнейшем нагружении металла. Такие отрелаксировавшие 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 заключается принципиальное отличие микромеханизма хрупкого, а точнее квазихрупкого 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 еще в ранних моделях микроскола [19], а также была положена в основу статистической модели хрупкого разрушения металлов [16] и, предложенной в [5] новой версии Локального подхода, в которых принципиальную роль играет плотность «активных» ЗТ. Следует отметить, что авторы работы [20], анализируя трудности общепринятой БЕРЕМИН-версии Локального подхода, пришли к выводу, что ключевой причиной этих трудностей является предположение о сохранении активности ЗТ в ‘process zone’ 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 зародышевые трещины далеки от потери устойчивости. При этом в качестве количественной меры устойчивости зародышевых 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 $p_s \leq 1$ зародышевые трещины в момент образования теряют устойчивость. Это означает, что появление областей локальной текучести в окрестности концентраторов напряжений или начало общей текучести гладких образцов будет вызывать разрушение металла. На макроуровне такое механическое состояние металла будет восприниматься как нестабильное (хрупкое). Если зародышевые трещины устойчивы $p_s > 1$, то на макроуровне это будет проявляться в возможности пластической деформации металла без опас-

ности внезапного хрупкого разрушения. В этом случае механическое состояние 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, $p_{s\min}^{\text{Al}} \approx 4,8$, $p_{s\min}^{\text{Ni}} \approx 6,0$), а также обосновать возможность вязко-хрупкого перехода в металлах и сплавах с ОЦК-решеткой в интервале температур 77–300 К.

Выражение (1) определяет степень стабильности одной зародышевой трещины. Достижение предельного состояния при хрупком разрушении металла связано с потерей устойчивости не менее одной ЗТ из ансамбля, содержащего N_a таких трещин [16]. В этой связи механическое состояние металла на макроуровне может быть описано следующим образом [13]:

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

где σ_f — величина макроскопического напряжения хрупкого (квазихрупкого) разрушения металла, т.е. величина макронапряжения, при котором не менее одна ЗТ теряет устойчивость, σ_{11}^{in} — уровень растягивающих макронапряжений, действующих в металле при образовании ЗТ при заданной величине пластической деформации.

В этой зависимости P_{ms} имеет смысл параметра, характеризующего стабильность механического состояния, поскольку степень превышения его величины над единицей показывает удаленность от точки перехода в хрупкое состояние. Как известно, хрупкое разрушение элементов конструкций, как правило, инициируется в локальных областях в окрестности различного рода концентраторов напряжений. В таких ситуациях под напряжением хрупкого разрушения следует понимать значение локального напряжения σ_f инициирования хрупкого разрушения в окрестности концентратора напряжений (по своей физической природе и методике расчета локальное напряжение инициирования разрушения σ_f является макроскопической характеристикой металла). В общем случае неоднородного поля напряжений и деформаций, создаваемого концентраторами напряжений, выражение для σ_f имеет вид:

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

где R_{MC} — минимальное напряжение разрушения стандартного цилиндрического образца при одноосном растяжении в интервале температур вязко-хрупкого перехода (рис. 1) (как показано в рабо-

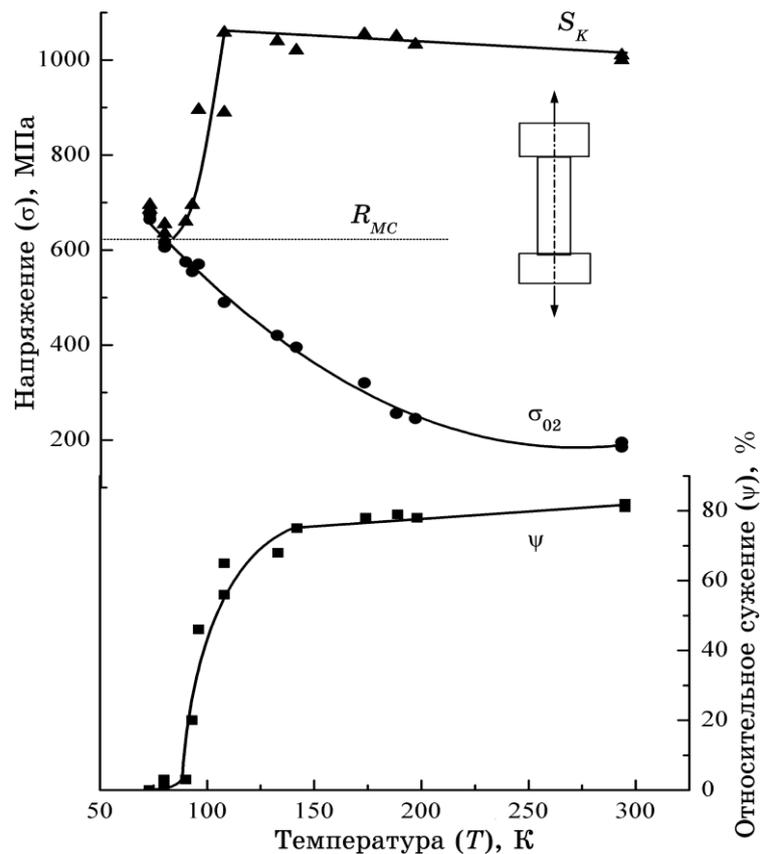


Рис. 1. Температурная зависимость характеристик прочности и пластичности технического чистого железа: σ_{02} — предел текучести, S_K — напряжение разрушения в шейке, ψ — относительное сужение, R_{MC} — хрупкая прочность.

тах [19, 21], это напряжение является мерой «хрупкой прочности» металла); k_v — коэффициент, показывающий во сколько раз величина локального напряжения σ_f инициирования хрупкого разрушения в окрестности надреза или макротрещины превышает уровень хрупкой прочности R_{MC} ; k_e характеризует влияние пластической деформации на уровень хрупкой прочности металла [21, 22].

Физический смысл коэффициента k_v заключается в том, что он является мерой масштабного эффекта, который проявляется при локализации разрушения в предельно малых объемах ('process zone') перед надрезом или макротрещиной. При этом в качестве точки отсчета, относительно которой оценивается этот эффект, взято минимальное напряжение хрупкого разрушения R_{MC} в интервале температур вязко хрупкого перехода, определяемое на стандартных цилиндрических образцах объемом порядка 1000 мм^3 . Соглас-

но экспериментальным данным значение k_v для трещины достигает значений порядка $k_v = 1,5-2,0$ для надрезов величина k_v ниже и зависит от остроты надреза [21].

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 ее величина составляет $e_c \approx 0,02$. При деформациях, больших и меньших этой критической e_c , напряжение разрушения в условиях одноосного растяжения растет. При деформации $e \approx 0,2\%$ $k_e \approx 1,35$, а при деформациях порядка 20–30%, когда еще наблюдается квазихрупкое разрушение, его значение составляет $k_v = 1,3-1,4$.

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

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

где j — коэффициент перенапряжения, связанный с многоосностью напряженного состояния ($j = \sigma_1 / \sigma_i$), σ_1 — максимальное главное напряжение, σ_i — интенсивность напряжений [23] («эквивалентное напряжение» в англоязычной литературе); q_T и q_u — коэффициенты, позволяющие учесть увеличение предела текучести при снижении температуры и увеличении скорости нагружения; e_f — интенсивность пластической деформации [23] («эквивалентная деформация») в очаге инициирования разрушения в окрестности надреза или магистральной трещины; n — показатель деформационного упрочнения по Холломону ($\sigma_e = \sigma_T (e_f / e_T)^n$); σ_T — величина предела текучести в условиях одноосного растяжения при комнатной температуре; e_T — пластическая деформация на пределе текучести (для конструкционных сталей обычно $e_T = 0,2\%$).

Как отмечалось выше, необходимым условием образования зародышевых трещин является пластическая деформация, в этой связи ключевой характеристикой в (4) является величина предела текучести σ_T , поскольку она определяет исходный уровень растягивающих напряжений, при котором в металле начинают образовываться ЗТ. Однако, при переходе от одноосного к двух- и трехосному растяжению этот уровень повышается. Степень повышения характеризуется параметром j , максимальное значение которого реализуется в вершине макротрещины и может достигать значений 2,5–3,0. Поскольку зародышевые трещины непрерывно генерируются в процессе пластической деформации, то степень роста растягивающих напряжений в результате деформационного упрочнения описывается выражением $(e_f / e_T)^n$. Как отмечалось выше эффект температуры и скорости деформации характеризуется параметрами q_T q_u .

Подставляя (3) и (4) в (2), получим:

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

Выражение (5) позволяет на количественном уровне описать влияние на стабильность механического состояния как его свойств (σ_T , n и R_{MC}), определяемых при испытаниях на одноосное растяжение, так и напряженно-деформированное состояние (j , e_f) и также температурно-скоростных условий нагружения (q_T , q_u). В этой связи 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, определяемых при этих испытаниях (σ_T , n , R_{MC}).

Учитывая, 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 , которая равна $e_c \approx 2\%$, получим:

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

Подставив (6) в (5), получим:

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

где

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

q_σ — параметр, описывающий охрупчивающее действие, связанное с наличием двух-, трехосного растяжения и неоднородным распределением напряжений и деформаций в окрестности концентратора; q_e характеризует охрупчивающий эффект, обусловленный локализацией пластической деформации в вершине надреза или магистральной трещины:

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

Как следует из (8) и (9), в общем случае охрупчивающее действие концентратора напряжений обусловлено двумя эффектами: (i) локальным двух-, трехосным напряженным состоянием и сильно не-

однородным его распределением в окрестности концентратора (параметр q_c), а так же (ii) эффектом локального деформационным 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 этих силовых эквивалентов заключается в том, что независимо от их физической природы, степень влияния того или иного фактора на устойчивость зародышевых трещин описывается, в конечном итоге, тем, насколько этот фактор изменяет уровень растягивающих напряжений, действующих в момент образования ЗТ. В макроскопических понятиях это означает, что охрупчивающее действие того или иного фактора определяется величиной создаваемого этим фактором перенапряжения над уровнем 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 следует, что это всего лишь частный случай. Согласно (1), (5), охрупчивание металла, вызванное такими разными, на первый взгляд, факторами, как образование крупнозернистой структуры и перенапряжение в вершине концентратора напряжений, имеет единую физическую природу, которая заключается в уменьшении стабильности в ансамбле зародышевых трещин в момент их образования. Разница заключается лишь в том, с изменением какой составляющей ξ_c или ξ_{11}^{in} связано это уменьшение стабильности. Так, например, переход материала из пластичного состояния в хрупкое в окрестности концентратора напряжений связан с увеличением уровня растягивающих напряжений, действующих в момент образования зародышевых трещин ξ_{11}^{in} , в то время как хрупкость крупнозернистого металла связана с уменьшением критического напряжения ξ_c потери устойчивости зародышевых трещин. Охрупчивание сплавов после твердорастворного упрочнения связано с увеличением ξ_{11}^{in} и т.п.

Введение понятия силового эквивалента позволяет концептуально замкнуть предложенную систему представлений, поскольку устанавливает 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 проблемы переноса (transferability problem) при прогнозировании хрупкого разрушения элементов конструкций.

В зависимости от условий нагружения металла в конструкции количество факторов охрупчивания в (7) может изменяться, поэто-

му 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) интересна также тем, что она свидетельствует о взаимном усилении охрупчивающего действия одного фактора другим (синергетический эффект). Это хорошо согласуется с известным фактом, что охрупчивающее действие, например трещины, усиливается с понижением температуры ($q_T > 1$) и увеличением скорости нагружения ($q_u > 1$). Выражения (10) и (11) не только позволяют объяснить, почему это происходит, но и дают количественное описание этого эффекта.

Сопоставляя предлагаемый параметр механического состояния P_{ms} с рассмотренными выше тремя основными механическими характеристиками ψ , KCV и K_{IC} следует отметить, что предложенный параметр нельзя свести ни к одной из них. Смысл соотношения между параметрами механического состояния и стандартными характеристиками пластичности и трещиностойкости заключается в том, что P_{ms} (K_{ms}) определяют 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 сопровождать разрушение в тех или иных условиях испытания.

3. СТАБИЛЬНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ В ОКРЕСТНОСТИ ВЕРШИНЫ МАКРОТРЕЩИНЫ

Известно, что хрупкое разрушение металла в конструкции, как правило, инициируется в окрестности различного рода концентраторов напряжений и, в первую очередь, трещиноподобных дефектов. Зависимость (7) получена для самого общего случая неоднородного силового поля, поэтому она может быть использована для прогнозирования стабильности пластического состояния металла в окрестности вершины макротрещины.

При квазистатическом нагружении ($q_u = 1$) выражение для P_{ms}

можно получить из общей зависимости (7) с учетом (8) и (9) (в данном случае $q_T = 1$; это означает, что значение K_{ms} определено не только для комнатной, но и для любой текущей температуры):

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{\frac{j}{k_v k_e} \left(\frac{e_f}{e_c} \right)^n}. \quad (12)$$

Согласно существующим представлениям рост магистральной трещины в металле связан с образованием и потерей устойчивости зародышевых трещин в локальной области ('process zone') перед вершиной трещины. В этой связи в зависимости (12) под j и e_f следует понимать значения жесткости напряженного состояния и интенсивности локальной пластической деформации в точке в пределах 'process zone' (P.Z.), где вероятность разрушения максимальна. Как показано в [5, 24], 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 локального напряжения разрушения σ_f над R_{MC} и зависит как от величины объема 'process zone' V_{pz} , так и значения интенсивности локальной пластической деформации металла e_f . Как отмечалось выше, значение k_e однозначно определяется величиной локальной деформации e_f в P.Z. Значения этих параметров могут быть рассчитаны путем компьютерного моделирования разрушения образца с трещиной в рамках предложенной в работах [5, 22, 24] версии Локального подхода. В то же время, существует достаточно простой способ экспериментального определения величины всего знаменателя зависимости (12), который, как отмечалось выше, характеризует охрупчивающее действие трещины (параметра E_m). Действительно, в момент разрушения образца с трещиной $P_{ms} = 1$ 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 заданного значения 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} , при которой еще выполняется условие плоской деформации, т.е. максимальной температуры, при которой для образца заданной толщины возможно определение K_{IC} . Так, для технически чистого железа и типичных конструкционных сталей среднего значения $E_m(T_{CL})$, полученное на стандартных изгибных образцах толщиной 18 мм составляет $E_m(T_{CL}) \approx 1,30$ (это значение $E_m(T_{CL})$, отличается от приве-

денного 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 $(0,1)^{-n}$. Это значение определяет уровень K_{ms} , ниже которого сталь в условиях перенапряжения, создаваемого в вершине трещины, переходит в нестабильное состояние, а образцы или элементы конструкции с этими трещинами разрушаются хрупко.

Описание перехода из пластического состояния в хрупкое металла в окрестности надреза или магистральной трещины наглядно иллюстрирует тот факт, что определение условий такого перехода связано с необходимостью выбора допуска на величину локальной пластической деформации. Это во многом напоминает ситуацию, связанную с выбором величины остаточной деформации при определении величины 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.) наблюдается в широком интервале изменения локальной деформации ($e \approx 0,002-0,20$).

Как показано на (рис. 2) в качестве критической температуры перехода из пластичного (стабильного) в хрупкое (нестабильное) состояние целесообразно использовать температуру T_{GY} , разрушение происходит в условиях общей текучести. Особенность деформированного состояния металла в окрестности вершины трещины при этой температуре заключается в том, что значение локальной пластической деформации в очаге разрушения e_f близко к величине критической деформации e_c , при которой определяется уровень хрупкой прочности R_{MC} металла при одноосном растяжении. Так, например, согласно данным [25], для С-Мп-стали среднее значение e_f составляет 0,03. Это означает, что в выражении (17) величина $(e_f / e_c)^n \approx 1$ и $k_e \approx 1$, т.е. при этой температуре охрупчивающее действие трещины определяется, в основном двумя факторами: (i) перенапряжением j , создаваемым трехосным растяжением в вершине трещины и (ii) локальным масштабным эффектом, приводящим к превышению в k_v раз величины локального напряжения разрушения σ_f над уровнем хрупкой прочности металла R_{MC}

$$E_m(T_{GY}) \approx \frac{j}{k_v}. \quad (13)$$

В работе [22] было показано, что величина σ_f при этой температуре достигает минимального значения, т.е. значение коэффициента k_v стремится к минимуму. Согласно данным на рис. 2 для стали 10ХСНД в отожженном состоянии при длине трещины $a = 12$ мм и толщине изгибного образца $B = 12$ мм величина $E_m(T_{GY}) \approx 1,50$. Обработка экспериментальных данных для литой стали (0,09 С, 1,18 Мн), приведенных в [26], дает значение $E_m(T_{GY}) \leq 1,60$. ($B = a =$

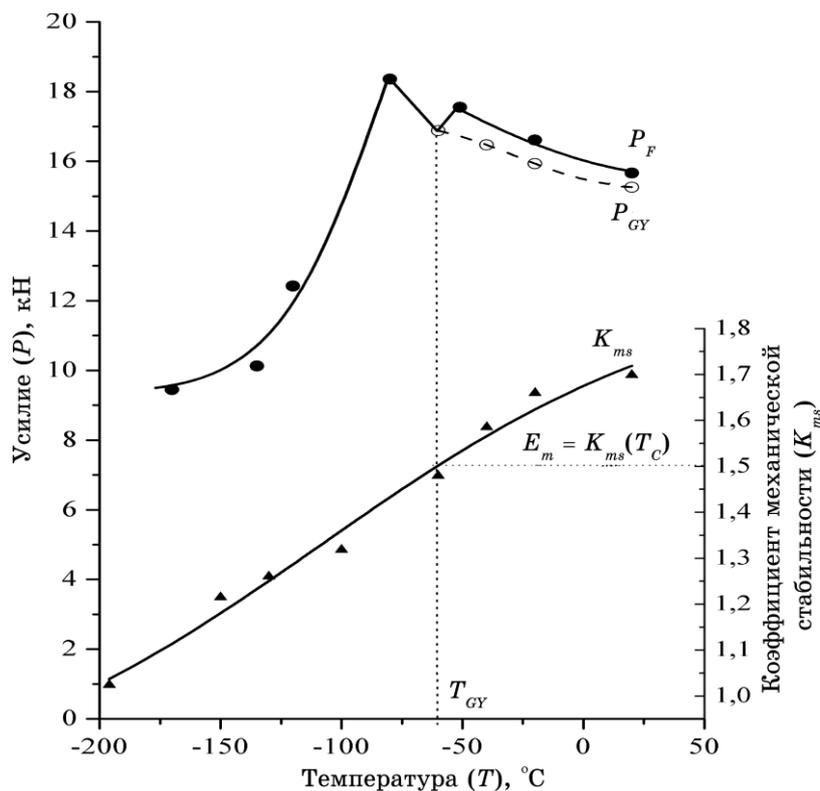


Рис. 2. Экспериментальное определение величины параметра охрупчивающего действия трещины E_m , сталь 10ХСНД: P_F — усилие разрушения, P_{GY} — усилие общей текучести образца, T_{GY} — критическая температура, соответствующая разрушению в условиях общей текучести, K_{ms} — коэффициент механической стабильности.

= 25,4 мм, компактные образцы.) Обработка приведенных в [25], данных низкоуглеродистой С–Mn стали (0,18 С, 1,49 Mn), дает близкие значения $E_m(T_{GY}) \approx 1,55–1,60$ ($B = a = 12$ мм, стандартные образцы для испытаний на трехточечный изгиб).

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 ‘process zone’. На рисунке 3 приведена теоретическая зависимость $k_v = f(N_a)$, построенная на основе результатов компьютерного моделирования хрупкого разрушения поликристаллического железа [5, 16]. Используя эту зависимость и экспериментальные данные работы [25] по расстоянию от вершины трещины до очагов инициации разрушения, можно дать теоретическую оценку

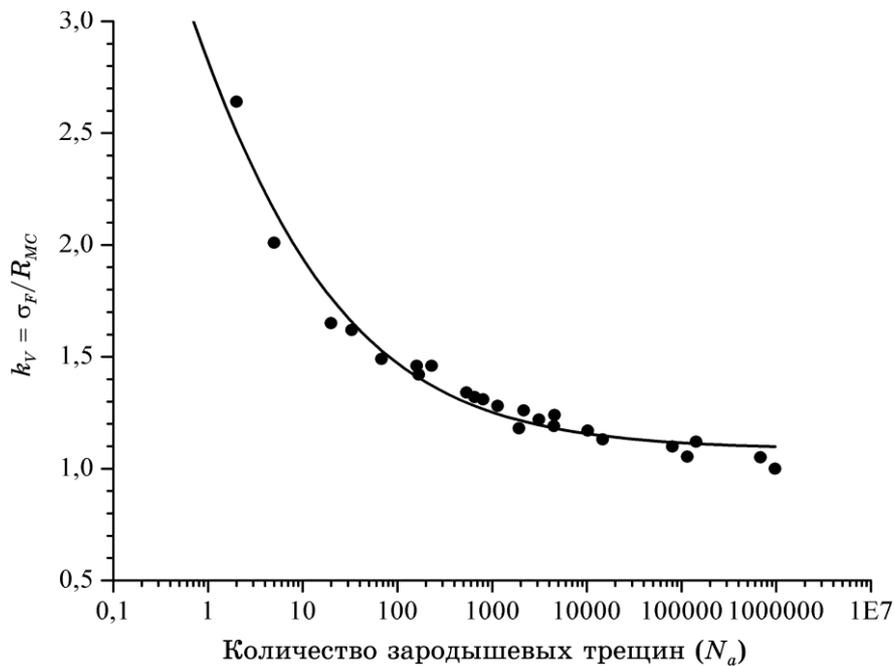


Рис. 3. Зависимость коэффициента k_v , характеризующего величину масштабного эффекта для локального напряжения разрушения, от количества зародышевых трещин N_a .

величины 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-Мп стали при $T = -100^\circ\text{C}$, $X_{pz} \approx 0,1$ мм. В первом приближении объем 'process zone' V_{pz} может быть оценен, как

$$V_{pz} \approx X_{pz}^2 B, \quad (14)$$

где B — толщина образца, в данном случае $B = 12$ мм [25].

В этом случае для оценки количества зародышевых трещин N_a в Р.З. можно использовать следующую зависимость:

$$N_a = X_{pz}^2 B \rho, \quad (15)$$

где ρ — средняя плотность зародышевых трещин в Р.З.

Полагая, что средняя плотность зародышевых трещин, генерируемых в процессе пластической деформации при T_{JC} порядка 100 мм^{-3} , при $X_{pz} \approx 0,1$ мм и $B = 12$ мм, с учетом зависимости $k_v = f(N_a)$ (рис. 3), получим $k_v = 1,9$. Величина перенапряжения в

вершине трещины составляет $j \approx 3$. Подставляя эти значения k_v и j в (13), получим $E_m(T_{CJ}) \approx 1,60$, что хорошо согласуется с экспериментальным значением $E_m \approx 1,55-1,60$.

Из данных на рис. 3 и зависимостей (13) и (15) следует, что при прочих неизменных условиях, увеличение толщины B образца с трещиной должно приводить к увеличению охрупчивающего действия E_m трещины, что качественно согласуется с закономерностями влияния толщины образца на K_{JC} и референсную температуру T_0 в методике «Мастер-кривой» [27].

В общем случае

$$E_m(T_{CJ}) = \frac{j}{k_v(X_{pz}, \rho, B)}. \quad (16)$$

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

Для экспериментального определения критической температуры T_{CJ} и величины параметра охрупчивающего действия трещины $E_m(T_{CJ})$ необходимо величину локальных деформаций выразить через интегральные характеристики, которые могут быть непосредственно определены экспериментально. С этой целью можно воспользоваться известным фактом, что величина локальной деформации пропорциональна глубине δ области локальной текучести в нетто сечении образца с трещиной. В свою очередь значение δ можно выразить через величину J -интеграла:

$$\delta = \frac{J}{\sigma_T} = \frac{K_I^2}{E(1-\nu^2)\sigma_T}, \quad (17)$$

где K_I — коэффициент интенсивности напряжений, E — модуль Юнга, ν — коэффициент Пуассона.

Из (16) и (17) следует, что величина охрупчивающего действия трещины должна зависеть от отношения J/σ_T . Пронормировав величину δ на размер нетто сечения b , можно получить безразмерный параметр L , характеризующий величину макропластической деформации образца с трещиной, значение которого напрямую связано с параметром M , широко используемым в нелинейной механике:

$$L = M^{-1}. \quad (18)$$

Таким образом, значение критической температуры T_C перехода из стабильного состояния металла в нестабильное может быть определено по величине остаточной макропластической деформации L . Оценки показывают, что при критической температуре T_{CJ} значение L^* приблизительно равно $L^* \approx 5,0 \cdot 10^{-3}$.

Идея методики экспериментального определения критической температуры T_{CJ} , а также величины параметра, характеризующего охрупчивающее действие трещины, E_m продемонстрирована на рис. 4 на примере разрушения стандартного 1Т образца (ASTM E

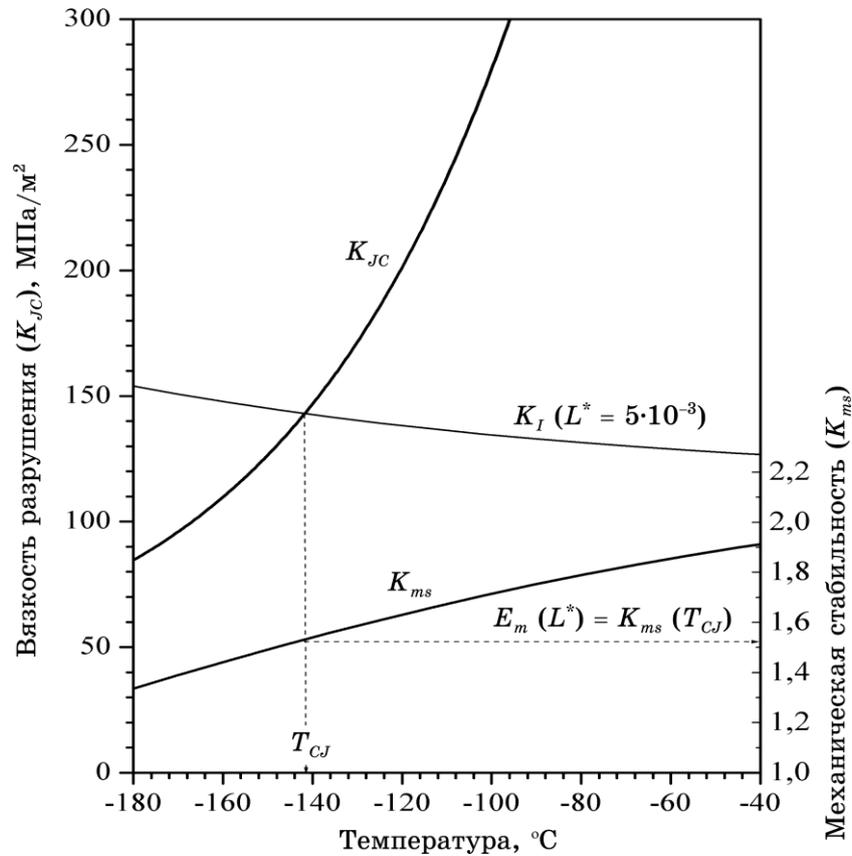


Рис. 4. Температурные зависимости вязкости разрушения K_{JC} , коэффициента механической стабильности K_{ms} корпусной реакторной стали 15X2НМФА и коэффициента интенсивности K_I при относительной глубине области локальной теку части $L^* \approx 5 \cdot 10^{-3}$ для стандартного (ASTM E 1921) 1Т образца: $E_m(T_{CJ})$ — значение параметра охрупчивающего действия трещины при критической температуре T_{CJ} для 1Т образца.

1921) с трещиной для испытания на трехточечный изгиб из реакторной стали 15Х2НМФА. Согласно этому рисунку T_{CJ} соответствует точка пересечения температурных зависимостей вязкости разрушения K_{JC} стали и коэффициента интенсивности напряжений K_I при заданной величине остаточной деформации $L^* = 5,0 \cdot 10^{-3}$:

$$K_I = \sqrt{E(1-\nu^2) b \sigma_{0,2} L^*}. \quad (19)$$

Соответственно, величина охрупчивающего действия трещины $E_m(L^*)$ равна значению K_{ms} при этой температуре.

4. УРОВНИ МЕХАНИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ТИПИЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В предложенной системе представлений о способности металла сопротивляться переходу из пластичного в хрупкое состояние при его нагружении в конструкции в качестве «точки отсчета» использова-

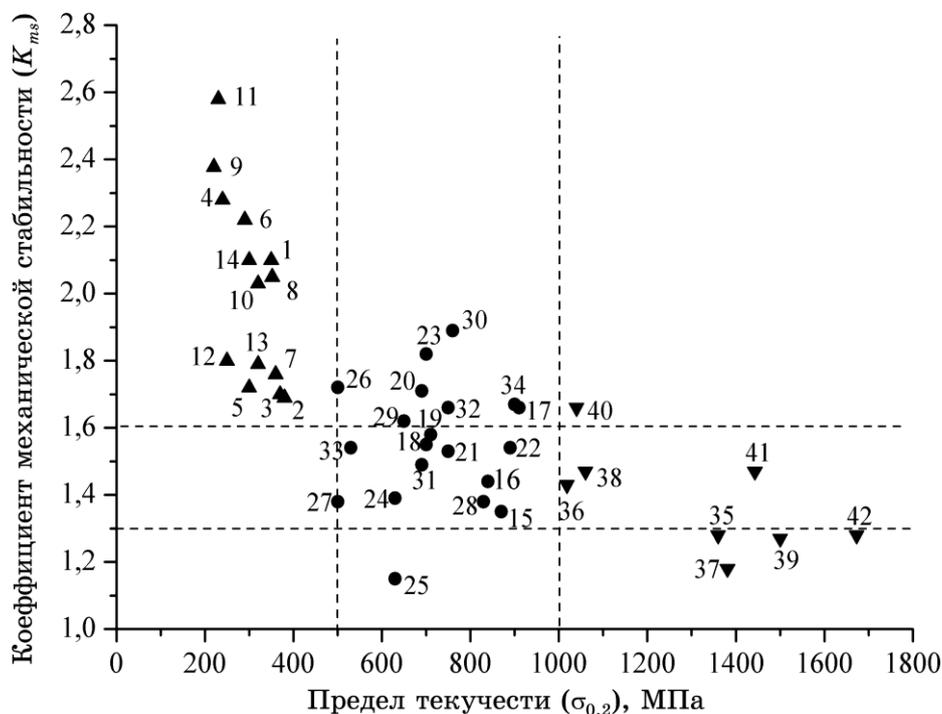


Рис. 5. Влияние прочности на величину коэффициента механической стабильности типичных конструкционных сталей (см. табл. 1). □ — низкопрочные стали ($\sigma_{0,2} < 500$ МПа); □ — среднепрочные стали ($500 \text{ МПа} < \sigma_{0,2} < 1000$ МПа); □ — высокопрочные стали ($\sigma_{0,2} > 1000$ МПа)

но 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 K_{ms} для оценки способности конструкционных сталей сопротивляться хрупкому разрушению, а также анализировать влияние на эту способность упрочнения стали, снижения температуры и т.д.

На рисунке 5 приведены значения K_{ms} для типичных конструкционных сталей в широком диапазоне изменения значений их пределов текучести от $\sigma_{0,2} = 120$ МПа до $\sigma_{0,2} = 1670$ МПа. Условно выделено три класса прочности: 1) низкопрочные стали ($\sigma_{0,2} \leq 500$ МПа); 2) стали средней прочности ($500 \text{ МПа} < \sigma_{0,2} \leq 1000$ МПа) и высокопрочные стали ($\sigma_{0,2} > 1000$ МПа). Каждому из этих классов прочности соответствует свой диапазон изменения K_{ms} : низкопрочные стали $2,58 \geq K_{ms} \geq 1,69$; стали средней прочности $1,89 \geq K_{ms} \geq 1,27$; высокопрочные стали $1,66 \geq K_{ms} \geq 1,18$. Согласно этим данным падение уровня механической стабильности с ростом прочности стали характеризует общую тенденцию уменьшения величины K_{ms} при переходе от низкопрочных к высокопрочным сталям. Для оценки достаточности того, или иного значения K_{ms} на рис. 5 нанесены два пороговых уровня K_{ms} .

Первый из них определяет граничное значение $K_{ms}^* = 1,3$, ниже которого трещина длиной 25,4 мм (согласно стандарту E1921 трещина длиной $a = 25,4$ мм при толщине образца $B = 25,4$ мм принята в качестве эталонной) теряет устойчивость при выполнении условий линейной механики разрушения. Это означает, что стали, у которых $K_{ms} \leq 1,3$ следует рассматривать как хрупкие, поскольку уровень их механической стабильности недостаточен для того, чтобы оказывать сопротивление низкоэнергетическому катастрофическому росту трещиноподобных дефектов.

Второй пороговый уровень соответствует значению $K_{ms}^* = 1,53$, при котором стандартный 1Т образец с трещиной длиной 25,4 мм разрушается сколом (квасисколом) с относительным размером области локальной текучести в нетто сечении равной $L = 5 \cdot 10^{-3}$. Стали, у которых $K_{ms} \geq 1,53$ можно рассматривать как достаточно пластичные. Соответственно, степень превышения текущего значения K_{ms} над предельным пороговым значением $K_{ms}^* = 1,53$ характеризует величину запаса механической стабильности стали в 1Т образце.

Согласно данным на рис. 5 практически для всех приведенных низкопрочных сталей $K_{ms} \geq 1,53$; поэтому они должны быть нечувствительными к трещиноподобным дефектам ($a \leq 25,4$ мм) при рассматриваемых 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 ($K_{ms} > 1,53$).

ТАБЛИЦА 1. Марки конструкционных сталей и режимы их обработки.

| № | Сталь | Обработка |
|----|-----------------|------------------------------------------------------------------------------------|
| 1 | сталь 30 | нормализация с 860°C |
| 2 | сталь 15ГС | горячекатаная |
| 3 | 14Г2 | горячекатаная |
| 4 | 1Х13 | горячекатаная |
| 5 | 4Х13 | состояние плавки |
| 6 | 08 кп | горячекатаная |
| 7 | сталь 15 | горячекатаная |
| 8 | сталь 20 | нормализация с 880°C |
| 9 | сталь 50 | отжиг 950°C (2 ч) |
| 10 | сталь 30 | отжиг 970–950°C (5 ч) |
| 11 | сталь 30 | маятниковый отжиг 720–680°C (24 ч) |
| 12 | сталь 10Г | отжиг 920°C (3 ч) |
| 13 | сталь 10Г | сфероидизация |
| 14 | сталь 2ГФТЛ | состояние поставки. |
| 15 | сталь 45 | закалка 840°C в воду + отпуск 550°C |
| 16 | 3Х 13 | нагрев до 1050°C + отпуск 550°C |
| 17 | ЭП410 | закалка 950°C воздух + отпуск 650°C (3 ч) |
| 18 | 38Х | $T_a = 950^\circ\text{C}$, $T_n = 850^\circ\text{C}$, $T_k = 600^\circ\text{C}$ |
| 19 | 38Х | $T_a = 1090^\circ\text{C}$, $T_n = 960^\circ\text{C}$, $T_k = 600^\circ\text{C}$ |
| 20 | 38Х | $T_a = 1030^\circ\text{C}$, $T_n = 880^\circ\text{C}$, $T_k = 600^\circ\text{C}$ |
| 21 | 38Х | $T_a = 1050^\circ\text{C}$, $T_n = 930^\circ\text{C}$, $T_k = 600^\circ$ |
| 21 | 38ХС | закалка 900°C в масло + отпуск 600°C (3 ч) |
| 23 | 40Х | $T_a = 1000^\circ\text{C}$, $T_n = 795^\circ\text{C}$, $T_k = 610^\circ\text{C}$ |
| 24 | 40Х | $T_a = 1000^\circ\text{C}$, $T_n = 920^\circ\text{C}$, $T_k = 670^\circ\text{C}$ |
| 25 | сталь 20 | нормализация |
| 26 | сталь 45 | $T_a = 1000^\circ\text{C}$, $T_n = 880^\circ\text{C}$ |
| 27 | сталь рельсовая | состояние поставки |
| 28 | сталь рельсовая | закалка + отпуск |
| 29 | сталь колесная | состояние поставки |
| 30 | 15Х2НФМА | состояние поставки |
| 31 | азотистые | 0,798 N, 0,15 C, 16,9 Cr, 13,41 Mn |
| 32 | хромо- | 0,783 N, 0,15 C, 16,9 Cr, 13,41 Mn |
| 33 | марганцевые | 0,77 N, 0,15 C, 16,9 Cr, 13,41 Mn |
| 34 | стали | 1,12 N, 0,10 C, 15,73 Cr, 13,14 Mn |
| 35 | 30ХГСА | закалка в масло + отпуск 200 °C |
| 36 | 30ХГСА | закалка 900°C в сол. воду + отпуск 400°C (20 мин) |
| 37 | 30ХГСНА | закалка 900°C + отпуск 210–290°C (3 ч) |
| 38 | 18Х2Н4ВА | закалка от 900°C в масло + отпуск 560°C |
| 39 | 50ХФА | закалка от 850°C в масло + отпуск 400°C |
| 40 | ЭП410 | закалка от 950°C воздух + отпуск 650°C (3 ч) |
| 41 | 20ГС 6А1000 | состояние поставки |
| 42 | 20ГС 15А1000 | состояние поставки |

Необходимо отметить, что в сталях, у которых $K_{ms} \geq 1,53$, срагивание трещины будет происходить при значительных локальных деформациях в их вершине ($\delta = 5,0 \cdot 10^{-3} b$) и, соответственно, достаточно больших номинальных напряжениях. В этом случае, путем подбора соответствующих коэффициентов запаса прочности можно обеспечить безопасную эксплуатацию конструкции при наличии в них трещиноподобных дефектов.

5. ВЫВОДЫ

I. Микромеханизм перехода металла из пластического состояния стали в хрупкое связан с потерей динамической стабильности в ансамбле зародышевых трещин.

II. Механическое состояние металла может быть описано с помощью следующих трех новых механических характеристик:

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

б) «коэффициента механической стабильности» K_{ms} , который характеризует эту способность в лабораторных условиях испытаний на статическое одноосное растяжение и может рассматриваться как свойство металла в этих стандартных условиях испытаний;

в) «силового эквивалента охрупчивания» E_m , который позволяет охрупчивающее действие разных по физической природе факторов (низкие температуры, динамическая нагрузка, концентрация напряжений, радиационное облучение, деформационное упрочнение и т.п.) описать из единых позиций (в единой шкале) за обусловленным этими факторами (прямо, или опосредствованно) уровнем растягивающих напряжений, которые действуют в металле в процессе генерации зародышевых трещин, то есть при его пластической деформации.

III. Разработанные представления о стабильности пластического состояния металла и введения понятия «силового эквивалента охрупчивания» создают теоретическую базу для решения одной из наиболее актуальной проблем технической механики — проблемы переноса (transferability problem) результатов испытаний образцов на элементы конструкции.

IV. Можно выделить три области, характеризующие механическое состояние стали, которая содержит эталонную (1Т образец по ASTM E 1921, $B = a = 25,4$ мм) трещину: 1) область *нестабильного* пластического состояния $K_{ms} < 1,30$; 2) область *переходного* состояния $1,30 \leq K_{ms} \leq 1,53$; 3) область *стабильного* пластического состояния

$$K_{ms} > 1,53.$$

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. F. M. Beremin, *Metall Trans.*, **A14**: 2277 (1983).
2. F. Mudry, *Nucl. Engng. Des.*, **105**: 65 (1987).
3. G. Bernauer, W. Brocks, and W. Schmitt, *Engng. Fract. Mech.*, **64**: 305 (1999).
4. S. Kotrechko and Yu. Ja. Meshkov, *Materials Science*, **37**, No 4: 583 (2001).
5. С. А. Котречко, *Проблемы прочности*, № 4: 14 (2003).
6. H. Stockl, R. Boschen, W. Schmitt, I. Varfolomeyev, and J. H. Chen, *Engng. Fract. Mech.*, **67**, No 2: 119 (2000).
7. B. Z. Margolin, A. G. Gulenko, and V. A. Shvetsova, *Int. J. Pres. Ves. Pip.*, **75**, No. 12: 843 (1998).
8. M. Kroon and J. Faleskog, *Int. J. Fract.*, **118**: 99 (2002).
9. Я. Б. Фридман, *Механические свойства металлов* (Москва: Машиностроение: 1974).
10. Н. Н. Давиденко, *Динамические испытания металлов* (Москва: ОНТИ: 1936).
11. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, *УФЖ*, **36**, № 7: 1087 (1991).
12. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, Г. С. Меттус, *Металлофизика*, **12**, № 6: 3 (1990).
13. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, Г. С. Меттус, Д. И. Никоненко, *Проблемы прочности*, № 1: 72 (2000).
14. В. И. Владимиров, *ФММ*, **30**, № 3: 450 (1970).
15. В. И. Владимиров, *Физическая природа разрушения металлов* (Москва: Металлургия: 1984).
16. С. А. Котречко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **16**, № 10: 37 (1994).
17. С. А. Котречко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, № 1: 103 (2001).
18. В. И. Бетехтин, В. И. Владимиров, А. Г. Кадомцев, А. И. Петров, *Проблемы прочности*, № 7: 38 (1979).
19. Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко, *Структура металла и хрупкость стальных изделий* (Киев: Наукова думка: 1985).
20. S. R. Bordet, A. D. Karstensen, D. M. Knowles, and C. S. Wiesner, *Engng. Fract. Mech.*, **72**: 435 (2005).
21. С. А. Котречко, *Металлофизика*, **14**, № 5: 37 (1992).
22. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, *Проблемы прочности*, № 3: 5 (1999).
23. Г. С. Писаренко, А. А. Лебедев, *Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии* (Киев: Наукова думка: 1976).
24. S. Kotrechko, *Transferability of Fracture Mechanical Characteristics* (Ed. I. Dlouhy), *NATO Science Series. II. Vol. 78* (Kluwer Academic Publishers: 2002), p. 135.
25. G. Z. Wang, J. H. Chen, and G. H. Liu, *Int. J. Fract.*, **118**: 57 (2002).
26. I. Dlouhy, M. Holzmann, and Z. Chlup, *Transferability of Fracture Mechanical Characteristics* (Ed. I. Dlouhy), *NATO Science Series. II. Vol. 78* (Kluwer Academic Publishers: 2002), p. 47.
27. H. J. Rathbun, G. R. Odette, T. Yamamoto, and G. E. Lucas, *Engng. Fract. Mech.*, **73**: 134 (2006).