

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACSnumbers: 02.70.Dh, 46.50.+a, 62.20.mj, 62.20.mm, 62.20.mt, 81.40.Np, 81.70.Bt

Факторы, определяющие уровень чувствительности конструкционных сталей к концентрации напряжений

С. А. Котречко, В. Н. Грищенко, С. А. Мамедов

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

Работа посвящена установлению факторов, влияющих на способность конструкционных сталей сопротивляться хрупкому разрушению в условиях концентрации напряжений. На основании анализа современных представлений о процессе зарождения и потере устойчивости зародышевых трещин в предельно малом объёме ('process zone') в вершине концентратора установлено, что степень превышения локальным напряжением инициирования разрушения σ_f в вершине концентратора уровня хрупкой прочности R_{MC} (параметр $k_V = \sigma_f / R_{MC}$) является одним из основных показателей способности конструкционных сталей сопротивляться хрупкому разрушению в условиях концентрации напряжений. Установлены закономерности изменения параметра k_V в зависимости от прочности сталей и их структурного состояния. Определены диапазоны прочности, в которых конструкционные стали в разных структурных состояниях обладают наибольшей стойкостью к воздействию концентрации напряжений.

Роботу присвячено встановленню факторів, які впливають на здатність конструкційних сталей чинити опір крихкому руйнуванню в умовах концентрації напружень. На основі аналізу сучасних уявлень про процес зародження та втрату стабільності зародкових тріщин у надзвичайно малому об'ємі ('process zone') у вістрі концентратора встановлено, що ступінь перевищення локальним напруженням ініціювання крихкого руйнування σ_f у вершині концентратора рівня крихкої міцності R_{MC} (параметр $k_V = \sigma_f / R_{MC}$) являє собою один з основних показників здатності сталей чинити опір крихкому руйнуванню в умовах концентрації напружень. Встановлено закономірності зміни параметра k_V залежно від міцності та структурного стану сталей. Визначено діапазони міцності, в котрих конструкційні сталі у різних структурних станах найбільш стійкі в умовах концентрації напружень.

The work is concerned with revealing of factors, which influence the ability of constructional steels to resist brittle fracture under the conditions of

‘stress concentration’. Derived from the analysis of contemporary knowledge on both the origin and the loss of stability in fresh cracks around the ultimate small volume of ‘process zone’ at the tip of concentrator, the degree of local stress of initiation fracture exceeding brittle strength R_{MC} (coefficient $k_V = \sigma_f/R_{MC}$) is one of the basic indicators of constructional-steels’ capability to resist brittle fracture under the stress concentration influence. The dependences of k_V variation on strength of steel and its structural state are determined. The ranges of strength are determined, in which constructional steels with different structures possess the strongest resistance to the stress concentrations.

Ключевые слова: хрупкое разрушение, концентратор напряжений, конструкционные стали.

(Получено 18 февраля 2015 г.; окончат. вариант — 16 марта 2015 г.)

1. ВСТУПЛЕНИЕ

Особенность современного состояния физики разрушения заключается в том, что, с одной стороны, сформирована система представлений, позволяющих понять микроскопическую природу инициирования хрупкого разрушения и на этой основе установить связь между параметрами микроструктуры металла (сплава) и уровнем его хрупкой прочности [1, 2]. С другой стороны, стало очевидным, что использование этих представлений для прогнозирования прочности металла при его нагружении в условиях конструкции, т.е. для анализа служебных свойств металлов и конструкционных сплавов, требуется развитие этих представлений применительно к условиям инициирования разрушения в локальной области в окрестности концентратора напряжений. Специфика процесса разрушения в этих условиях заключается в том, что оно инициируется в предельно малых объёмах (с макроскопической точки зрения 0,003–0,1 мм³) ‘process zone’ в условиях сильно неоднородных силовых полей и двух-, трёхосного напряжённого состояния. В связи с этим, в науке о прочности и разрушении появилось новое направление, получившее название локальный подход (ЛП) к разрушению [3].

Особенность общепринятых версий ЛП заключалась в феноменологическом описании инициирования хрупкого разрушения в окрестности концентраторов напряжений (трещин или надрезов) [3, 4, 16–19]. Основы физических представлений о закономерностях разрушения в неоднородных силовых полях были сформулированы в работах [26, 27].

Ключевой характеристикой в ЛП является величина локального напряжения σ_f инициирования хрупкого разрушения в вершине концентратора. Именно её уровень определяет глобальную прочность элемента конструкции, т.е. предельный уровень номинальных

(средних) напряжений, при котором возможно хрупкое разрушение. С другой стороны, способность металла сопротивляться хрупкому разрушению в простейших условиях одноосного растяжения стандартных образцов характеризуется минимальным напряжением хрупкого разрушения в области вязко-хрупкого перехода, которое получило название сопротивление микросколу R_{MC} . Особенность этой характеристики заключается в наличии однозначной связи между уровнем R_{MC} и параметрами микроструктуры железа и конструкционных сталей [2, 5]. В конструкционных сталях такими структурными элементами являются размер действительного зерна d (мартенситного, бейнитного пакета, перлитной колонии) или карбидной частицы d_c (диаметр частицы зернистого цементита или толщина цементитной пластины в перлитной колонии).

Было установлено, что уровень R_{MC} определяется величиной критического напряжения, необходимого для потери устойчивости зародышевых трещин (ЗТ) [2]. Длина ЗТ определяется размером микроструктурных элементов (диаметров действительных зёрен или карбидных частиц), в которых эти трещины образуются.

В рамках разработанных физических представлений о микромеханизме квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов [23–25] было показано, что одной из особенностей процесса иницирования хрупкого разрушения в условиях концентрации напряжений является влияние на величину σ_f не только размеров ЗТ, но и их количества в ‘process zone’. Это приводит, на первый взгляд, к парадоксальному эффекту, который заключается в превышении величины σ_f над R_{MC} [2, 7], это превышение связано с предельно малыми размерами ‘process zone’ и является стохастическим по своей природе.

Цель настоящей работы заключается в том, чтобы для широкого интервала значений прочности $\sigma_{0,2} = 365–1530$ МПа установить закономерность изменения степени превышения σ_f над R_{MC} и определить факторы, которые влияют на величину этого превышения в конструкционных сталях.

2. МЕТОДИКА

Экспериментальные исследования предусматривали выполнение серии низкотемпературных испытаний на одноосное растяжение стандартных гладких цилиндрических образцов и образцов с кольцевым концентратором $\rho = 0,25$ мм в интервале температур от -196°C до $+20^\circ\text{C}$ и цилиндрических образцов с кольцевыми надрезами радиусом 2 мм при температуре -196°C . По результатам испытаний гладких образцов строились температурные зависимости $\sigma_{0,2}$, S_k , ψ , n , на основе которых выполнялись дальнейшие расчёты методом конечных элементов (МКЭ), по результатам испытаний образ-

цов с надрезом рассчитывались среднее напряжение разрушения в минимальном сечении

$$\sigma_{NF} = \frac{4P_F}{\pi d_K^2} \quad (1)$$

и величина средней деформации

$$e_F = \ln \frac{1}{1 - \psi}. \quad (2)$$

Определение минимального уровня хрупкой прочности R_{MC} выполнялось по разработанной в [8] методике.

Методика определения локального напряжения разрушения σ_f образцов с концентраторами $\rho = 0,25$ мм предусматривала моделирование методом конечных элементов процесса нагружения образца с концентратором до разрушающего усилия, зафиксированного экспериментально. При этом величина локального напряжения инициирования хрупкого разрушения σ_f определялась по максимальному значению главного растягивающего напряжения σ_{11} , которое достигается в вершине концентратора при разрушающей нагрузке.

Исследования выполняли на конструкционных сталях Ст40, Ст3, Ст55, 30ХГСА, 15Х2НМФА после отжига, нормализации и закалки с отпуском, что обеспечивало получение широкого спектра структурных состояний и интервала изменения прочности 365–1530 МПа.

3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Как отмечалось выше, следствием локализации процесса инициирования разрушения в ‘process zone’ является зависимость величины σ_f от объема ‘process zone’, что в свою очередь определяется вероятностью F_n потери устойчивости не менее одной зародышевой трещины из ансамбля трещин в ‘process zone’.

Общепринятая зависимость вероятности разрушения вследствие потери устойчивости ЗТ имеет следующий вид:

$$F_n = 1 - [1 - F_0]^{\rho V}, \quad (3)$$

где F_0 — вероятность потери устойчивости одной ЗТ, ρ — плотность ЗТ, V — объем, а $\rho V = N$ — общее количество ЗТ в объеме V .

Применительно к рассматриваемой проблеме ключевой характеристикой является плотность ρ ЗТ. Выражение для плотности ЗТ может быть получено в рамках предложенной в [2, 20–22] модели образования ЗТ в результате несовместности микропластических

деформаций, которые возникают в процессе пластической деформации поликристаллического металла. Согласно этой модели условие образования ЗТ имеет вид:

$$CL \left[\bar{\sigma} (k_{\sigma} t - M) + \xi_{\tau} \right]^2 \geq \tau_c, \quad (4)$$

где C — константа, которая определяется упругими постоянными решётки, L — длина дислокационного скопления, $\bar{\sigma}$ — интенсивность касательных макронапряжений, $k_{\sigma} = D_{\xi_{ns}}^{1/2} / \bar{\sigma}$ — коэффициент, в котором $D_{\xi_{ns}}$ — дисперсия касательных микронапряжений ξ_{ns} в системах скольжения, $t = \xi_{ns} / D_{\xi_{ns}}^{1/2}$ — безразмерная величина касательных напряжений ξ_{ns} , «приложенных» к дислокационным скоплениям, M — ориентационный фактор, τ_c — критическое касательное напряжение образования зародышевой трещины.

В уравнении (4) ξ_{τ} определяет величину касательных микронапряжений, обусловленных взаимодействием зерна средней ориентации M с пластически деформированной матрицей. При деформации $\bar{e} \leq e_c$

$$\xi_{\tau} = k_{\tau 1} \sqrt{\bar{e} / d}. \quad (5)$$

Если $\bar{e} > e_c$,

$$\xi_{\tau} = k_{\tau 1} \sqrt{\frac{\bar{e}}{d}} - k_{\tau 2} \left(\frac{\bar{e}}{e_c} - 1 \right). \quad (6)$$

$k_{\tau 1}$ и $k_{\tau 2}$ — коэффициенты. Величина флуктуаций напряжений в системе скольжения, где формируются дислокационные скопления, определяется выражением $\bar{\sigma}(k_{\sigma} t - M)$.

Условие образования заблокированного дислокационного скопления имеет вид:

$$\sqrt{L/r} \left[\bar{\sigma} (k_{\sigma} t - M) + \xi_{\tau} \right] \leq m \tau_Y, \quad (7)$$

где r — расстояние от границы зерна до источника дислокаций в соседнем зерне ($r \ll L$), τ_Y — критическое касательное напряжение начала работы такого источника, m — ориентационный фактор для дислокационного источника. Если пренебречь флуктуацией r , выражение вероятности образования дислокационного скопления можно представить следующим образом:

$$P_{\text{nucl}} = 2 \int_{t_c}^{t_{\text{max}}} g(t) \left[\int_m^{m_{\text{max}}} g(m) dm \right] dt, \quad (8)$$

где

$$m = [\bar{\sigma}(k_{\sigma}t - M) + \xi_{\tau}] / [\tau_Y \sqrt{r/L}]. \quad (9)$$

Тут $g(m)$ — функция распределения плотности, которая задаётся распределением ориентаций границ зёрен. В соответствии с выражением (4) критическое значение t_c описывается зависимостью:

$$t_c = \frac{1}{k_{\sigma}} \left[M + \frac{1}{\bar{\sigma}} \left(\sqrt{\frac{\tau_c}{CL}} - \xi_{\tau} \right) \right]. \quad (10)$$

В общем случае, скорость генерации дислокационных скоплений в единице объёма может быть записана как:

$$\rho = k_{\rho} P_{\text{nucl}}, \quad (11)$$

где k_{ρ} — коэффициент, зависящий от плотности карбидных частиц и разориентации зёрен.

Как было показано в работе [24], превышение локального напряжения σ_f над уровнем хрупкой прочности R_{MC} обусловлено зависимостью вероятности разрушения от количества зародышевых трещин (ρV), которые генерируются в ‘process zone’ (зависимость (3)). Для анализа факторов, которые контролируют этот эффект целесообразно использовать распределение Вейбулла [9]. В работах [10, 11] было показано, что это распределение может быть использовано для аппроксимации хрупкого разрушения поликристаллических металлов. Применительно к рассматриваемой задаче распределение Вейбулла удобно представить в виде:

$$F_n(\sigma_f) = 1 - \exp[c\rho V(\sigma_f - \sigma_{th})^m], \quad (12)$$

где $F_n(\sigma_f)$ — вероятность разрушения при уровне действующих напряжений σ_f , σ_{th} — пороговое напряжение разрушения, ρ — плотность зародышевых трещин, V — объём ‘process zone’, $\rho V = N$ — количество ЗТ, c и m — константы.

Соответственно, рассматривая σ_f как наиболее вероятное локальное напряжения разрушения, из (12) получим¹:

$$\sigma_f = \sigma_{th} + (c\rho V)^{-1/m} (1 - 1/m)^{1/m}. \quad (13)$$

Как было показано в работе [6], существует связь между величиной порогового напряжения σ_{th} и уровнем хрупкой прочности R_{MC} :

$$\sigma_{th} = \alpha R_{MC}, \quad (14)$$

¹ В работе [24] было показано, что локальное напряжение разрушения может быть определено как наиболее вероятное напряжение разрушения в ‘process zone’.

где $\alpha = 0,7-0,8$.

При этом значение m практически не зависит от размера зерна, а определяется степенью неоднородности зёрненной структуры. Величина c уменьшается с измельчением зерна и зависит от степени неоднородности зёрненной структуры. В широком интервале размеров зёрен $d = 5-120$ мкм для типичных распределений размеров зёрен c изменяется в интервале: $10^{-12}-2,5 \cdot 10^{-7}$.

Согласно (7) плотность ρ генерируемых ЗТ зависит от температуры, которая оказывает влияние на величину τ_Y , при достижении которого происходит разблокировка дислокационного скопления в результате начала работы дислокационного источника в окрестности вершины дислокационного скопления. Зависимость для величины τ_Y можно представить следующим образом:

$$\tau_Y = \tau_a + \tau_{th}, \quad (15)$$

где τ_a — атермическая составляющая, значение которой зависит от параметров источника Франка–Рида в вершине заблокированного дислокационного скопления, τ_{th} — термически зависимая составляющая.

Таким образом, выражение для величины локального напряжения разрушения можно представить в виде:

$$\sigma_f = \alpha R_{MC} + \left[\frac{1}{c\rho(\tau_Y)V} \right]^{1/m} \left(1 - \frac{1}{m} \right)^{1/m}, \quad (16)$$

где $\rho(\tau_Y)$ — зависимость ρ от величины касательных напряжений τ_Y .

Зависимость (16) позволяет в явном виде определить ключевые параметры, влияющие на величину локального напряжения разрушения. Однако при анализе экспериментальных значений локального напряжения разрушения необходимо учесть, что σ_f определяется при критической температуре T_C , которая подбирается таким образом, чтобы обеспечить постоянство объёма V ‘process zone’ (PZ).

Условие инициирования разрушения в вершине концентратора имеет вид:

$$\sigma_{11} = \sigma_f, \quad (17)$$

где σ_{11} — максимальная величина растягивающих напряжений в PZ.

Учитывая, что T_C имеет достаточно низкие значения, в первом приближении членом τ_a в выражении (15) можно пренебречь. Тогда

$$\sigma_{11} \approx j [\sigma_a + 2\tau_{th}(T_C)], \quad (18)$$

где j — жёсткость напряжённого состояния в вершине концентратора [12, 13], σ_a — атермическая составляющая предела текучести металла, $\tau_{th}(T_C)$ — величина термической составляющей касательных напряжений при критической температуре T_C .

Подставляя (16) в (18), с учётом (17) получим:

$$\alpha R_{MC} \left[\frac{1}{c\rho(\tau_0 + \tau_{th}(T_C))V} \right]^{1/m} \left(1 - \frac{1}{m} \right)^{1/m} = j[\sigma_a + 2\tau_{th}(T_C)]. \quad (19)$$

Выражение (19) представляет собой нелинейное уравнение относительно $\tau_{th}(T_C)$. К сожалению нельзя получить решение этого уравнения в явном виде, однако оно позволяет установить основные механические характеристики, которые оказывают влияние на величину локального напряжения разрушения σ_f :

$$\sigma_f = \alpha R_{MC} + f(c, m, \sigma_a, j). \quad (20)$$

Для качественного анализа зависимость (20) можно представить в явном виде, если второй член в (20) аппроксимировать выражением типа $\lambda/\tau_{th}(T_C)$, что может быть обосновано для низких температур. В этом случае:

$$\sigma_f = \alpha R_{MC} + \frac{4j\lambda}{(R_{MC} - j\sigma_a + \sqrt{(j\sigma_a - R_{MC})^2 + 8j\lambda})}. \quad (21)$$

4. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

При моделировании для определения уровня σ_f выполнялась калибровочная процедура. Она заключалась в определении параметров k_p и ρ таким образом, чтобы получить величину хрупкой прочности металла R_{MC} при разрушении в условиях одноосного растяжения стандартного цилиндрического образца и значение номинального (среднего) напряжения разрушения σ_{NF} образца с кольцевым надрезом при температуре -196°C . Используя эти калибровочные параметры и значения констант, приведённые в таблице, рассчитывались температурные зависимости локального напряжения разрушения σ_f при постоянных значениях нагружаемого объёма (рис. 1).

Зависимость (21) позволяет установить основные факторы, определяющие величину локального напряжения инициирования хрупкого разрушения в окрестности концентратора произвольной формы, включая и острые трещины.

Согласно (21), исходный уровень σ_f задаётся величиной хрупкой прочности, которая корректируется в сторону увеличения при

ТАБЛИЦА. Значения величин, используемых в расчётах.

Величина	Значение
Коэффициент k_σ , (-)	0,225
Коэффициент β , (-)	$14,4 \cdot 10^6$
Коэффициент k_e , (-)	$8,57 \cdot 10^6$
Коэффициент C , (-)	0,0336
Коэффициент k_a , (-)	0,5
Коэффициент интенсивности напряжений k_{Ic} , (МПа·м ^{1/2})	$1,95 \cdot 10^6$
Критическая деформация e_c , (-)	0,02
Средний размер зерна d , (м)	10^{-5}
Фактор Шмидта M , (-)	2,75

уменьшении объёма PZ в вершине концентратора (параметр V в (16)) и уменьшении плотности генерируемых ЗТ (параметр ρ в (16)) при уменьшении температуры. При этом уменьшение размера зерна и повышение степени однородности зёрновой структуры должны приводить не только к увеличению R_{MC} , но и к увеличению прироста величины сопротивления хрупкому разрушению в локальной области у вершины концентратора (второй член в зависимости (20) и (21)), поскольку, как отмечалось выше, значение параметра s уменьшается с измельчением размеров зёрен, а m — уменьшается с понижением дисперсии размеров зёрен [14]. При этом из зависимости (21) следует, что на величину σ_f должен оказывать влияние уровень атермической составляющей σ_a прочности металла и величина жёсткости напряжённого состояния в вершине концентратора j . Влияние этих факторов является следствием зависимости σ_f от температуры (рис. 1). Увеличение σ_a и j приводит к повышению критической температуры хрупкого разрушения и, соответственно, к увеличению σ_f .

Эти эффекты значительно расширяют наши представления о физической природе и свойствах локального напряжения разрушения, по сравнению со сформулированным в середине прошлого века постулатом о независимости величины σ_f от температуры и жёсткости напряжённого состояния металла [12].

Как было показано в [5], явление превышения величины локального напряжения σ_f над уровнем хрупкой прочности R_{MC} металла имеет принципиальное значение при формировании служебных свойств конструкционных металлов и сплавов, которые определяются, в первую очередь, по способности металла оказывать сопротивление хрупкому разрушению в условиях концентрации напряжений. В данном случае имеют место две противоположные тен-

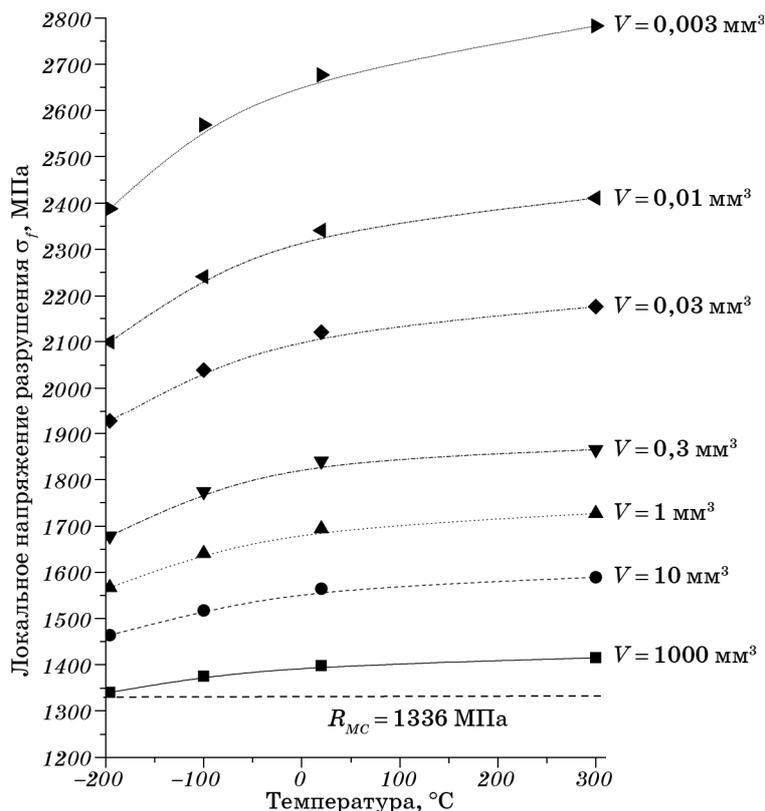


Рис. 1. Зависимость локального напряжения разрушения от температуры при разных объёмах 'process zone'.

денции. С одной стороны, наличие концентратора напряжений приводит к увеличению уровня действующих в металле растягивающих напряжений, а с другой, в силу локального масштабного эффекта (роста σ_f с уменьшением объёма 'process zone') увеличивается сопротивление иницированию хрупкого разрушения.

Приведённые в [5] расчёты показали, что при отсутствии этого эффекта, т.е. при условии $\sigma_f = R_{MC}$, большинство конструкционных сталей средней и высокой прочности нельзя было бы использовать в качестве конструкционных материалов. Поскольку при наличии концентратора радиусом 0,25 мм и глубиной около 1,5 мм они разрушались бы хрупко при комнатных температурах. Таким образом, отношение:

$$k_V = \sigma_f / R_{MC} \quad (22)$$

можно рассматривать как параметр, характеризующий служебные свойства металла в плане его способности оказывать сопротивление

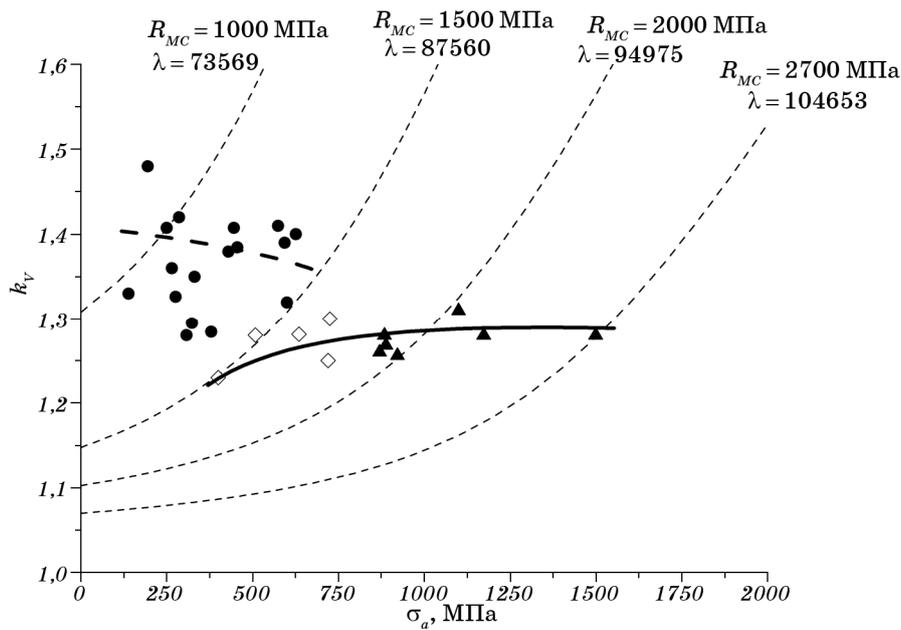


Рис. 2. Зависимость параметра концентраторостойкости от прочности стали (атермической составляющей). ● — ферритно-перлитная структура, ◇ — сорбит и троостит ▲ — отпущенный мартенсит.

разрушению в условиях концентрации напряжений (параметр концентраторостойкости).

Уравнение (22) с учётом (21) можно преобразовать:

$$k_V = \alpha + \frac{4j\lambda}{Rmc} \frac{1}{(R_{MC} - j\sigma_a + \sqrt{(j\sigma_a - R_{MC})^2 + 8j\lambda})}. \quad (23)$$

На рисунке 2 приведена зависимость величины этого параметра от прочности конструкционных сталей, в качестве количественной меры которой использована величина атермической составляющей σ_a предела текучести. Согласно этим данным, в широком интервале изменения прочности стали ($\sigma_a = 140-1500$ МПа, что соответствует интервалу изменения предела текучести $\sigma_{0,2} = 365-1530$ МПа) параметр k_V изменяется в среднем от $k_V = 1,4$ до $k_V = 1,28$.² Соответственно, наилучшими значениями k_V обладают низкопрочные ферритно-перлитные стали. Общая тенденция в изменении k_V заключается в уменьшении этой величины с ростом прочности стали. Инте-

² Как показано в [5] уменьшение величины σ_f/R_{MC} на 10% приводит к существенному (на десятки градусов) увеличению температуры хладноломкости.

ресным является тот факт, что в интервале значений $\sigma_a = 400\text{--}600$ МПа ($\sigma_{0,2} = 430\text{--}650$ МПа) при одинаковых прочностях стали с ферритно-перлитной структурой обладают более высокими значениями k_V , по сравнению со сталями, обладающими структурой сорбита или троостита. При значениях $\sigma_a = 1000$ МПа ($\sigma_{0,2} = 1050$ МПа) стали со структурой отпущенного мартенсита имеют наибольшее значение k_V .

Как следует из (23) и экспериментальных данных, представленных на рис. 2, общая тенденция в уменьшении k_V при переходе от ферритно-перлитных сталей к мартенситным свидетельствует о том, что наблюдаемое при этом увеличение R_{MC} превышает прирост значения параметра λ , от величины которого зависит степень превышения σ_f над R_{MC} .

Ранее было показано, что увеличение R_{MC} связано с уменьшением размеров зародышевых трещин, которые, в свою очередь, зависят от степени дисперсности микроструктуры стали [15]. Согласно изложенным представлениям, величина параметра λ зависит от значения плотности ЗТ, образующихся в РЗ у вершины концентратора при разрушении металла в условиях критических температур. На сегодняшний день теория, описывающая связь плотности ЗТ в металле с параметрами микроструктуры, находится на стадии разработки, однако из экспериментальных данных следует, что увеличение дисперсности микроструктуры является одним из факторов, способствующих уменьшению плотности генерирования ЗТ.

5. ВЫВОДЫ

1. Для типичных конструкционных сталей величина локального напряжения σ_f инициирования хрупкого разрушения у вершины концентратора в среднем в 1,28–1,40 раза превышает уровень хрупкой прочности R_{MC} , определяемый на стандартных образцах в условиях одноосного растяжения. Степень этого превышения не является константой металла, она изменяется с изменением величины атермической составляющей предела текучести $\sigma_{0,2}$ и жёсткости напряжённого состояния, создаваемого концентратором напряжений. При этом основным фактором, обуславливающим превышение σ_f над R_{MC} , является статистический масштабный эффект, обусловленный локализацией процесса инициирования разрушения в предельно малом объёме ('process zone') в окрестности вершины концентратора.

2. Степень превышения σ_f над R_{MC} (параметр $k_V = \sigma_f / R_{MC}$) зависит от плотности зародышевых трещин, образующихся в 'process zone'. Она характеризует способность металла сопротивляться инициированию хрупкого разрушения в условиях концентрации напряжений и может рассматриваться как показатель качества конструк-

ционных сталей.

3. В интервале значений прочности $\sigma_{0,2} = 430\text{--}650$ МПа конструкционные стали с ферритно-перлитной структурой обладают более высокими значениями k_V по сравнению со структурами сорбита и троостита.

4. Для типичных конструкционных сталей со структурой отпущенного мартенсита наибольшее значение параметра k_V имеют стали с прочностью порядка $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Г. В. Ужик, *Сопротивление отрыву и прочность металлов* (Москва: АН СССР: 1950).
2. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, *Предельная прочность* (Киев: Наукова думка: 2008).
3. F. M. Beremin, *Met. Trans*, **14**: 2277 (1983).
4. Tsann Lin, A. G. Evans, and R. O. Ritchie, *Acta Metal.*, **36**, No. 11: 2205 (1986).
5. Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко, *Структура металла и хрупкость стальных изделий* (Киев: Наукова думка: 1985).
6. S. Kotrechko, *J. Theor. Appl. Mechanics*, **52**, No. 2: 75 (2001).
7. С. А. Котречко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **14**, № 5: 37 (1992).
8. С. А. Котречко, Ю. А. Полушкин, В. Н. Грищенко, С. А. Мамедов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 11: 1517 (2013).
9. П. М. Витвицкий, С. Ю. Попина, *Прочность и критерий хрупкого разрушения стохастически дефектных тел* (Киев: Наукова думка: 1980).
10. Г. П. Зимица, С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, К. П. Рябошапка, Н. Н. Стеценко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, № 6: 821 (2001).
11. Г. П. Зимица, С. А. Котречко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **26**, № 4: 457 (2004).
12. Дж. Ф. Нотт, *Основы механики разрушения* (Москва: Металлургия: 1978).
13. Г. С. Писаренко, А. А. Лебедев, *Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии* (Киев: Наукова думка: 1976).
14. S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov, and I. Dlouhý, *Theor. Appl. Fracture Mechanics*, **47**, No. 2: 171 (2007).
15. Ю. Я. Мешков, *Физические основы разрушения стальных конструкций* (Киев: Наукова думка: 1981).
16. G. S. Pisarenko and A. J. Krasovskiy, *Proc. Int. Conf. ICM-1 (Kyoto, 1971)* (Kyoto: JSMS: 1972), vol. 1, p. 421.
17. M. Di. Fant, V. Le. Cog, and O. Cleizergues, *Journal de Physique IV*, **1**, No. 6: 503 (1996).
18. C. S. Wiesner, *The Local Approach to Cleavage Fracture—Concepts and Applications* (Cambridge: Abington Publishing: 1996), p. 103.
19. B. Strnadel, *Theor. Appl. Fracture Mechanics*, **11**, No. 19: 105 (1993).
20. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, К. П. Рябошапка, Н. Н. Стеценко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **17**, № 1: 51 (1995).
21. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, *Металлофиз. новейшие технол.*, **19**, № 4: 43 (1997).

22. С. А. Котречко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, № 1: 103 (2001).
23. С. А. Котречко, С. А. Мамедов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 8: 1119 (2011).
24. С. А. Котречко, С. А. Мамедов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **33**, № 5: 687 (2011).
25. С. А. Котречко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **16**, № 10: 37 (1994).
26. С. А. Котречко, *Проблемы прочности*, № 4: 14 (2003).
27. С. О. Котречко, Ю. Я. Мешков, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, № 4: 49 (2001).

REFERENCES

1. G. V. Uzhik, *Soprotivlenie Otryvu i Prochnost' Metallov* (Moscow: AN SSSR: 1950) (in Russian).
2. S. A. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Predel'naya Prochnost'* (Kiev: Naukova Dumka: 2008) (in Russian).
3. F. M. Beremin, *Met. Trans.*, **14**: 2277 (1983).
4. Tsann Lin, A. G. Evans, and R. O. Ritchie, *Acta Metal.*, **36**, No. 11: 2205 (1986).
5. Yu. Ya. Meshkov and G. A. Pakhareno, *Struktura Metalla i Khrupkost' Stal'nykh Izdeliy* (Kiev: Naukova Dumka: 1985) (in Russian).
6. S. Kotrechko, *J. Theor. Appl. Mechanics*, **52**, No. 2: 75 (2001).
7. S. A. Kotrechko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **14**, No. 5: 37 (1992) (in Russian).
8. S. O. Kotrechko, Yu. O. Polushkin, V. M. Gryshchenko, and S. O. Mamedov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 11: 1517 (2013) (in Russian).
9. P. M. Vitvitskiy and S. Yu. Popina, *Prochnost' i Kriteriy Khrupkogo Razrusheniya Stokhasticheski Defektnykh Tel [Strength and Brittle Fracture Criterion for Stochastically Defective Solids]* (Kiev: Naukova Dumka: 1980) (in Russian).
10. G. P. Zimina, S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov, K. P. Ryaboshapka, and N. N. Stetsenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **23**, No. 6: 821 (2001) (in Russian).
11. G. P. Zimina and S. A. Kotrechko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **26**, No. 4: 457 (2004) (in Russian).
12. D. F. Nott, *Osnovy Mekhaniki Razrusheniya [Fundamentals of Fracture Mechanics]* (Moscow: Metallurgiya: 1978) (in Russian).
13. G. S. Pisarenko and A. A. Lebedev, *Deformirovanie i Prochnost' Materialov pri Slozhnom Napryazhenom Sostoyanii [Deformation and Strength of Materials under Complex Stress Condition]* (Kiev: Naukova Dumka: 1976) (in Russian).
14. S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov, and I. Dlouhý, *Theor. Appl. Fracture Mechanics*, **47**, No. 2: 171 (2007).
15. Yu. Ya. Meshkov, *Fizicheskie Osnovy Razrusheniya Stal'nykh Konstruktsiy [Physical Foundations of Steel Structures Destruction]* (Kiev: Naukova Dumka: 1981) (in Russian).
16. G. S. Pisarenko and A. J. Krasovsky, *Proc. Int. Conf. ICM-1 (Kyoto, 1971)* (Kyoto: JSMS: 1972), vol. 1, p. 421.
17. M. Di. Fant, V. Le. Cog, and O. Cleizergues, *Journal de Physique IV*, **1**, No. 6:

- 503 (1996).
18. C. S. Wiesner, *The Local Approach to Cleavage Fracture—Concepts and Applications* (Cambridge: Abington Publishing: 1996), p. 103.
 19. B. Strnadel, *Theor. Appl. Fracture Mechanics*, **11**, No. 19: 105 (1993).
 20. S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov, K. P. Ryaboshapka, and N. N. Stetsenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **17**, No. 1: 51 (1995) (in Russian).
 21. S. A. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **19**, No. 4: 43 (1997) (in Russian).
 22. S. A. Kotrechko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **23**, No. 1: 103 (2001) (in Russian).
 23. S. O. Kotrechko and S. O. Mamedov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 8: 1119 (2011).
 24. S. O. Kotrechko and S. O. Mamedov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 5: 687 (2011) (in Russian).
 25. S. A. Kotrechko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **16**, No. 10: 37 (1994) (in Russian).
 26. S. A. Kotrechko, *Problemy Prochnosti*, No. 4: 14 (2003) (in Russian).
 27. S. O. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Fizyko-Khimichna Mekhanika Materialiv*, No. 4: 49 (2001) (in Ukrainian).