

Локальный подход к анализу хрупкого разрушения и его физическая интерпретация

С. А. Котречко

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

Дан обзор исследований по разработке локального подхода к описанию хрупкого разрушения металлов и сплавов. Показано, что разработка статистического критерия локального разрушения металла в окрестности концентратора напряжений является ключевой проблемой локального подхода. Обоснована возможность описания процесса хрупкого (квазихрупкого) разрушения металла перед надрезом исходя из “первых принципов”, т.е. из анализа процессов образования и катастрофического роста зародышевых трещин. Установлены физические эффекты, которые должны учитываться при разработке локального критерия разрушения. Рассмотрены основные факторы, определяющие размер “process zone”, и установлена его зависимость от величины относительного градиента интенсивности локальных пластических деформаций. Проанализирована правомерность применения распределения Вейбулла для описания квазихрупкого разрушения металлов. Показано, что параметры Вейбулла не являются константами материала как это постулируется в общепринятом варианте локального подхода. Их значения зависят от локальной пластической деформации и напряженного состояния металла в окрестности концентратора.

Ключевые слова: локальный подход, зародышевая трещина, микронапряжения, микроструктура, пластическая деформация, локальное напряжение хрупкого разрушения, распределение Вейбулла, представительный объем.

Введение. В настоящее время одним из интенсивно развивающихся направлений в области механики и физики разрушения является так называемый локальный подход к описанию разрушения (Local approach to fracture). Локальный подход (ЛП) предполагает описание разрушения тела с трещиной или надрезом исходя из анализа локальной картины разрушения материала в окрестности концентратора. В этой интерпретации предложенные в работах [1, 2] критерии разрушения можно рассматривать как первые попытки использования ЛП для описания хрупкого разрушения образцов с надрезами. Более совершенный вариант ЛП предложен в [3] (см. также [4, 5]), где впервые наряду с локальным напряжением разрушения σ_F применяется еще одна характеристика – характеристическое расстояние X_c . Такой подход позволил сформулировать условия разрушения в вершине магистральной трещины, где наблюдается существенно неоднородное распределение напряжений. Позже аналогичная модель разрушения была предложена в [6].

Термин “локальный подход” получил широкое распространение в научных публикациях после известной работы [7]. Одна из особенностей предложенного в этой работе варианта ЛП – статистическое описание процесса разрушения металла в окрестности вершины магистральной трещины или надреза. Эффективность статистических критериев локального разрушения заключается в первую очередь в возможности учета масштабного эффекта,

связанного с локализацией в предельно малом объеме области, где инициируется разрушение, а также в более полном описании эффектов, обусловленных влиянием микроструктуры металла на характеристики разрушения [8–11]. Поэтому ЛП можно рассматривать как предпринятую в механике попытку обосновать процесс разрушения на реальной физической основе. Можно выделить три области, весьма продуктивного применения ЛП:

механика разрушения (прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости по результатам испытаний небольших образцов с кольцевыми надрезами; поиск зависимости между ударной вязкостью и трещиностойкостью);

материаловедение (влияние параметров микроструктуры на хрупкую прочность и вязкость металлов и сплавов в условиях, которые реализуются при нагружении металла в конструкциях, т.е. влияние микроструктуры на целостность конструкций);

физика разрушения (особенности микромеханизмов зарождения и развития разрушения при больших градиентах напряжений и деформаций, а также сложном напряженном состоянии).

Главная задача ЛП состоит в разработке критерия локального разрушения металла. Основное требование к указанному критерию – инвариантность к типу концентратора (надрез или острая макротрещина) и его параметрам. Это означает, что такой подход позволяет с единых позиций описывать процесс разрушения образцов, имеющих разную геометрию при различных схемах нагружения. В статистическом варианте критерия локального разрушения для определения вероятности макроразрушения F_c образца с надрезом или острой трещиной, в вершине которых имеет место неоднородное распределение напряжений и деформаций, его моделируют как совокупность определенным образом выбранных ячеек объемом V_j . Для каждой ячейки рассчитывается вероятность ее разрушения F_{V_j} (элементарная вероятность):

$$F_{V_j} = F(\sigma_1 > \sigma_c; \bar{e} > e_{in}), \quad (1)$$

где σ_1 – главное локальное напряжение, действующее в ячейке; σ_c – критическое напряжение, при котором образовавшиеся в ячейке зародышевые трещины теряют устойчивость; \bar{e} – интенсивность локальных пластических деформаций; e_{in} – критическое значение макроскопической деформации, при котором в металле образуются зародышевые трещины.

Поскольку для определения локальных напряжений и деформаций в настоящее время используется метод конечных элементов, размер ячейки обычно приравнивается к размеру конечного элемента. Поэтому зависимость (1) определяет вероятность разрушения металла в объеме, равном объему конечного элемента. Условие разрушения всего образца с надрезом или трещиной, состоящего из M таких ячеек (конечных элементов), определяется как

$$1 - \prod_{i=1}^M [1 - F_{V_j}] = F_c, \quad (2)$$

где F_c – допуск на вероятность рассматриваемого события. С практической точки зрения представляют интерес значения $F_c = 0,01$ (определяет нижний порог для напряжения разрушения); $F_c = 0,99$ (верхний порог) и $F_c = 0,5$ (при симметричной функции плотности вероятности разрушения соответствует вероятности реализации средней величины напряжения разрушения).

В прикладном плане эффективность статистического подхода заключается в том, что он позволяет прогнозировать температурную зависимость вязкости разрушения (трещиностойкости) по результатам испытаний относительно небольших образцов с надрезами. При этом представляется возможным прогнозировать не только среднее значение вязкости разрушения, но и возможные пределы разброса искомой величины, что особенно важно при проектировании ответственных изделий (корпусы реакторов, сосуды давления и т.п.), где требуется знание нижней границы вязкости разрушения.

Главной проблемой статистического подхода является определение функции вероятности разрушения ячейки V_j . В большинстве работ постулируется возможность применения с этой целью распределения Вейбулла:

$$F_{V_j}(\sigma_F) = 1 - \exp \left[- \frac{V_j}{V_0} \left(\frac{\sigma_F - \sigma_{th}}{\sigma_u} \right)^m \right], \quad (3)$$

где σ_{th} – пороговое напряжение (нижняя граница прочности); m – параметр, определяющий форму функции вероятности; σ_u характеризует чувствительность напряжения разрушения металла к изменению его объема (параметр масштаба); V_0 – эталонный объем. При этом вводится еще один постулат о том, что параметры распределения $V_0, m, \sigma_u, \sigma_{th}$ являются константами материала, которые не зависят от его напряженно-деформированного состояния в окрестности концентратора напряжений.

В получившем в настоящее время широкое распространение “Veremim”-варианте локального подхода [7] фактически используется двухпараметрическое распределение Вейбулла, т.е. предполагается, что пороговое напряжение σ_{th} равно нулю. Таким образом, создается весьма парадоксальная ситуация. С одной стороны, ЛП рассматривается как попытка описания разрушения на основе реального микромеханизма разрушения, с другой стороны, главное звено ЛП (критерий разрушения) – феноменологическое. Это значительно ограничивает область применения ЛП, в частности в физике разрушения и материаловедении. При решении задач, собственно, механики разрушения ограниченность такого подхода проявляется в нарушении исходного постулата об инвариантности параметров Вейбулла по отношению к величине радиуса надреза и типа образцов. Согласно имеющимся экспериментальным данным, непостоянство параметров Вейбулла отмечается в первую очередь при изменении напряженно-деформированного состояния металла в широком интервале, т.е. при сопоставлении данных о разрушении образцов с концентраторами напряжений и гладких (ненадрезанных) образцов. Так, например, в [12] было показано, что параметры распределения Вейбулла можно подобрать таким образом, чтобы описать эффект

влияния радиуса надреза на величину разрушающего напряжения при температуре 77 К. В этом случае для ненадрезанных образцов расчетные значения разрушающего напряжения на 30% выше, чем экспериментальные. В [13] путем соответствующего подбора параметров Вейбулла удалось с хорошей точностью спрогнозировать температурные зависимости номинального разрушающего напряжения образцов при изгибе и трещиностойкости стали на нижнем шельфе. Сопоставление параметров распределения Вейбулла с экспериментальными данными, полученными при одноосном растяжении образцов, показывает, что расчетное значение нижнего порога хрупкой прочности стали σ_{th} на 60% превышает экспериментальную величину минимального напряжения хрупкого разрушения ненадрезанных образцов. Это лишено физического смысла, поскольку по определению пороговое напряжение является нижней границей прочности материала в хрупком состоянии.

В работе [14] показано, что параметры Вейбулла зависят от типа образца и геометрии надреза. Установлено, что величина параметра формы распределения Вейбулла m , определенная для образцов типа Шарпи, может быть в два раза больше, чем для цилиндрических образцов с кольцевым надрезом, и примерно в четыре раза больше, чем для образцов с трещиной. В то же время значение напряжения σ_u для образцов типа Шарпи, наоборот, приблизительно в 1,5 раза меньше, чем для образцов, испытываемых на растяжение, и в 1,8 раза меньше, чем для образцов с трещиной. Кроме того, параметры Вейбулла, определенные при испытании образцов типа Шарпи и образцов с трещиной, изменяются с изменением температуры испытаний. Существенное изменение параметров Вейбулла наблюдалось при увеличении радиуса надреза с 0,2 до 1,0 мм [15]. Одним из путей устранения этих противоречий является разработка физического критерия разрушения, который предполагает описание процесса разрушения исходя из анализа элементарных актов образования и катастрофического роста зародышевых трещин в металлах и сплавах. Только при таком подходе представляется возможным описать эффекты, связанные с влиянием на процесс разрушения как микроструктуры металла, так и его напряженно-деформированного состояния в окрестности надреза или острой трещины.

Цель настоящей работы заключается в анализе локального подхода к разрушению с позиции разработанной автором физической модели квазихрупкого разрушения металлов и сплавов.

Физическая модель квазихрупкого разрушения поликристаллического металла. Согласно существующим представлениям, причиной хрупкого (квазихрупкого) разрушения металлов и сплавов являются зародышевые трещины. Эти дефекты играют такую же фундаментальную роль в процессе хрупкого разрушения, как дислокации при пластической деформации. Изначально в металле зародышевые трещины не присутствуют, они образуются в процессе пластической деформации вследствие несовместностей пластических деформаций в кристаллических телах, что обусловлено неоднородностью протекания микропластической деформации в кристаллической структуре. Эти несовместности возникают на границах зерен или

межфазных границах и служат источниками мощных полей микронапряжений, достаточных для возникновения в кристалле несплошностей в виде субмикротрещин. На начальных стадиях пластической деформации наиболее адекватной моделью пластической несовместности является заблокированное плоское дислокационное скопление. Исходя из этих представлений в работе [16] для размера зародышевой трещины a было получено выражение

$$a = \frac{\rho}{\gamma} \left(\frac{\delta \tau_c}{\beta} \right)^2 \frac{d_g}{\bar{\varepsilon}}, \quad (4)$$

где $\beta, \rho, \delta, \tau_c$ – константы [16]; d_g – размер зерна; $\bar{\varepsilon}$ – эквивалентная микропластическая деформация (интенсивность микропластических деформаций); γ – удельная энергия разрушения кристаллической решетки в вершине зародышевой трещины;

$$\bar{\varepsilon} \geq \varepsilon_{in} \quad (5)$$

(ε_{in} – минимальная микропластическая деформация, необходимая для образования субмикротрещин).

В поликристалле размер зерна d_g и микропластическая деформация $\bar{\varepsilon}$ – величины случайные, поэтому длина зародышевой трещины a также случайная величина, распределение которой приведено на рис. 1 [16]. Видно, что характер распределения размеров зародышевых трещин значительно зависит от пластических деформаций, что не учитывается в общепринятых моделях. Следует подчеркнуть, что пластическая деформация, которая меньше критической ε_{in} , не влияет на максимальную длину зародышевых трещин. Однако именно она определяет нижнюю границу для величины напряжения разрушения.

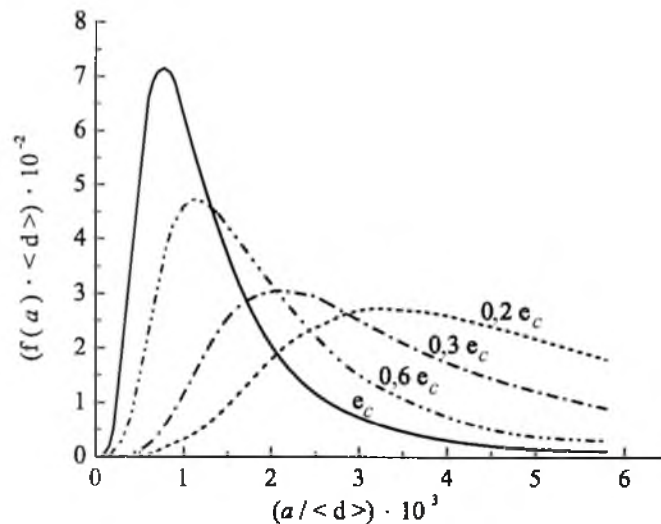


Рис. 1. Плотность распределения длин зародышевых трещин a при разных значениях пластической деформации: e_c – критическая деформация; $\langle d \rangle$ – средний размер зерна.

Одна из особенностей зародышевых трещин – чувствительность к микронапряжениям [17], что обусловлено их субмикроскопическими размерами. Обычно длина таких трещин не превышает 0,05–1,0 мкм. К сожалению, в общепринятых моделях этот эффект не учитывается. Ранее показано [16], что по эффекту влияния на зародышевую трещину следует различать микронапряжения ξ_{ij} , вызываемые упругими деформациями, и микронапряжения ξ_{ij}^p , генерируемые дислокациями. В первом приближении микронапряжения ξ_{ij} однородно распределены в пределах зерна и изменяются при переходе от зерна к зерну. Величина дисперсии $D(\xi_{ij})$ этих напряжений зависит от макронапряженного состояния поликристаллического агрегата, т.е. от соотношения главных макронапряжений $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$. Для определения дисперсии $D(\xi_{ij})$ микронапряжений ξ_{ij} можно воспользоваться предложенными в [18] аналитическими зависимостями:

$$D(\xi_{11}) = D_I \sigma_1^2 + D_{II} (\sigma_2 + \sigma_3)^2 + 2[\mu_I (\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_1 \sigma_3) + \mu_{II} \sigma_2 \sigma_3]; \quad (6)$$

$$D(\xi_{22}) = D_I \sigma_2^2 + D_{II} (\sigma_1 + \sigma_3)^2 + 2[\mu_I (\sigma_2 \sigma_1 + \sigma_2 \sigma_3) + \mu_{II} \sigma_1 \sigma_3]; \quad (7)$$

$$D(\xi_{33}) = D_I \sigma_3^2 + D_{II} (\sigma_1 + \sigma_2)^2 + 2[\mu_I (\sigma_3 \sigma_1 + \sigma_3 \sigma_2) + \mu_{II} \sigma_1 \sigma_2], \quad (8)$$

где $D_I, D_{II}, \mu_I, \mu_{II}$ – коэффициенты, зависящие от упругих постоянных кристаллической решетки и закона распределения ориентаций зерен. Так, для нетекстурированного поликристаллического железа эти коэффициенты соответственно равны: $D_I = 1,7 \cdot 10^{-2}$, $D_{II} = \mu_{II} = 0,66 \cdot 10^{-2}$, $\mu_I = 0,72 \cdot 10^{-2}$.

Из (6)–(8) следует, что даже при одноосном растяжении поликристалла ($\sigma_1 > 0, \sigma_2 = \sigma_3 = 0$) отдельные зерна находятся в многоосном напряженном состоянии ($\xi_{11} \neq 0, \xi_{22} \neq 0, \xi_{33} \neq 0$). При этом имеет место значительная флуктуация этих микронапряжений. Например, при одноосном растяжении железа значения ξ_{11} находятся в интервале $0,6\sigma_1 \dots 1,4\sigma_1$, а значения ξ_{22} и ξ_{33} изменяются от $-0,24\sigma_1$ до $+0,24\sigma_1$.

Особенность учета второй составляющей поля микронапряжений, т.е. ξ_{ij}^p , заключается в том, что на потерю устойчивости и переход в катастрофический рост зародышевой трещины оказывают влияние только те дислокационные напряжения, которые действуют в области, где инициируется зародышевая трещина в момент ее возникновения [19, 20]. Следует подчеркнуть, что характер и параметры дислокационной структуры в области возникновения зародышевой трещины (например, в приграничной области) могут значительно отличаться от таковых для исходной структуры. Накопление дислокаций одного знака является главной особенностью дислокационной структуры в областях образования зародышевых трещин. Микронапряжения, создаваемые такими дислокационными структурами, неоднородно распределены в пространстве, поэтому их влияние на предельное

равновесие зародышевых трещин определяется величиной эффективных растягивающих напряжений $\bar{\xi}$. Последние зависят от длины зародышевой трещины и степени неоднородности поля микронапряжений. Общая закономерность изменения значений $\bar{\xi}$ заключается в том, что они увеличиваются с ростом пластической деформации ($\bar{\xi} \sim \sqrt{e}$) в интервале типичных для квазихрупкого разрушения деформаций (от 0,0005 до 0,05...0,10). Этот эффект позволяет объяснить наличие ниспадающей ветви на зависимости разрушающее напряжение – величина пластической деформации (рис. 2). Соответственно условие неустойчивого равновесия субмикротрещины в двухмерном приближении имеет вид

$$\xi_{11} + \bar{\xi} = \frac{K}{\sqrt{a}} \varphi(\theta, \eta), \quad (9)$$

где η – параметр вида микронапряженного состояния,

$$\eta = \xi_{22} / \xi_{11}; \quad (10)$$

ξ_{11} и ξ_{22} – главные растягивающие микронапряжения; θ – угол между плоскостью трещины и направлением ξ_{11} ; K – коэффициент, характеризующий сопротивление металла распространению зародышевой трещины; $\varphi(\theta, \eta)$ – функция, описывающая влияние микронапряженного состояния η и ориентации зародышевой трещины θ на величину гриффитсовского напряжения [16]. Из (5) следует выражение для определения критической величины растягивающих микронапряжений ξ_c , при которой зародышевая трещина становится неустойчивой:

$$\xi_c = \frac{K}{\sqrt{a}} \varphi(\theta, \eta) - \bar{\xi}. \quad (11)$$

Располагая значением ξ_c , можно получить выражение для плотности вероятности его распределения $f_1(\xi_c)$ и определить вероятность потери устойчивости и катастрофического роста зародышевой трещины случайной длины и ориентации при заданном уровне макронапряжений σ_F [16]:

$$F_{V_0}(\sigma_F) = 0,5 \int_{\xi_c^{\min}}^{\xi_c^{\max}} f_1(\xi_c) \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{\xi_c - \sigma_F}{\sqrt{2} I(\xi_{11}) \sigma_c} \right) \right] d\xi_c, \quad (12)$$

где

$$f_1(\xi_c) = dF_1(\xi_c) / d\xi_c; \quad (13)$$

$F_1(\xi_c)$ – вероятность потери устойчивости зародышевой трещины при заданной величине нормальных микронапряжений ξ_c (выражение для этой функции в явном виде приведено в работе [16]); $I(\xi_{11})$ – коэффициент вариации микронапряжений ξ_{11} .

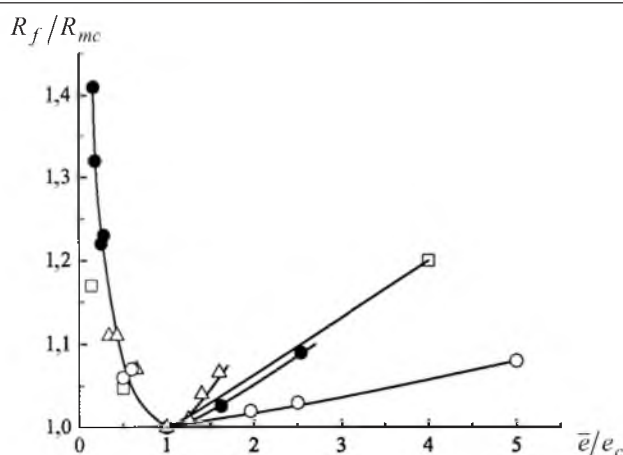


Рис. 2. Влияние пластической деформации \bar{e} на величину напряжения хрупкого разрушения при одноосном растяжении R_f : ○ – сталь 45 (отжиг); ● – сталь Ст. 3сп (нормализация); □ – сталь У7А (отжиг); △ – технически чистое железо (R_{mc} – минимальное напряжение хрупкого разрушения металла [16]).

Зависимость (12) описывает вероятность потери устойчивости одной зародышевой трещины, что соответствует вероятности разрушения эталонного объема V_0 при заданном уровне макронапряжений σ_F в модели Вейбулла. В процессе пластической деформации поликристалла в ячейке объемом V_j образуется ансамбль из N_j субмикротрещин. Вероятность катастрофического распространения $F_{V_j}(\sigma_F)$ не менее одной из них, т.е. вероятность хрупкого разрушения ячейки, описывается известной зависимостью

$$F_{V_j}(\sigma_F) = 1 - [1 - F_{V_0}(\sigma_F)]^{N_j}. \quad (14)$$

Как отмечалось выше, зародышевые трещины образуются в процессе пластической деформации материала, их плотность зависит от степени пластической деформации, повышаясь с ростом ее величины. Это означает, что значение N_j не является постоянным, как это принято считать в существующих моделях, а также зависит от деформации, увеличиваясь с ее ростом.

Рассмотренные представления относительно микромеханизма хрупкого (квазихрупкого) разрушения поликристаллического металла позволяют выделить основные факторы, которые влияют на хрупкую прочность металлов и сплавов:

размеры зародышевых трещин, которые задаются размерами действительных зерен (в сталях, содержащих крупные карбидные частицы, размеры зародышевых трещин определяются распределением диаметров этих частиц);

распределение зародышевых трещин по ориентациям, зависящее от распределения ориентаций зерен, обусловлено наличием или отсутствием текстуры;

плотность зародышевых трещин, которая зависит от величины пластической деформации, предшествующей разрушению;

микронапряжения в области образования зародышевых трещин, также зависящие от пластической деформации.

Закономерности влияния этих факторов на разрушение металла при одноосном растяжении и однородном распределении макронапряжений и макродеформаций подробно рассмотрены ранее [16].

Особенность разрушения металла в окрестности надреза определяется в первую очередь [20, 21] локализацией процесса разрушения в предельно малом объеме – “process zone”, широким интервалом значений локальной пластической деформации, а также наличием двух- и трехосного растяжения.

Факторы, определяющие размер “process zone”. Одним из факторов, оказывающих значительное влияние на закономерности разрушения металла в условиях концентрации напряжений, является размер области, где инициируется хрупкое разрушение. В силу масштабного эффекта объем этой области определяет величину локального напряжения разрушения (рис. 3). Ранее [16, 20] было показано, что масштабный эффект при квазихрупком разрушении металла имеет ряд особенностей, одна из которых – зависимость масштабного эффекта от степени пластической деформации, предшествующей разрушению: чем больше величина пластической деформации, тем слабее проявляется зависимость разрушающего напряжения от объема металла. Физический смысл этого эффекта состоит в том, что количество зародышевых трещин не является постоянной величиной.

Как отмечалось выше, плотность зародышевых трещин зависит от пластической деформации: чем выше пластическая деформация, тем больше образуется зародышевых трещин и тем меньше чувствительность разрушающего напряжения к объему материала. Вторая особенность заключается в том, что в области предельно малых объемов зависимость разрушающего напряжения от логарифма объема отклоняется от линейной (рис. 3). Заметим, что отклонение указанной зависимости существенно увеличивается с понижением пластической деформации, т.е. с уменьшением количества образующихся в нагружаемом объеме зародышевых трещин. Линейная зависимость разрушающего напряжения от логарифма объема соответствует распределению Вейбулла, поэтому отклонение от этой зависимости означает некорректность использования распределения Вейбулла для описания эффекта влияния объема металла V на вероятность разрушения при малых значениях V^* . Это следует из известного положения, что распределение Вейбулла с хорошей точностью аппроксимирует зависимость (15) только при больших значениях N_j . В случае малых N_j распределение Вейбулла завышает вероятность разрушения и соответственно занижает значение среднего разрушающего напряжения. Такой нелинейный эффект играет важную роль при разрушении в условиях концентрации напряжений, поскольку разрушение в окрестности надрезов и острых трещин инициируется в “process zone”, объем который характеризуется предельно малыми значениями.

* В физической интерпретации малые значения объема соответствуют малым значениям количества зародышевых трещин.

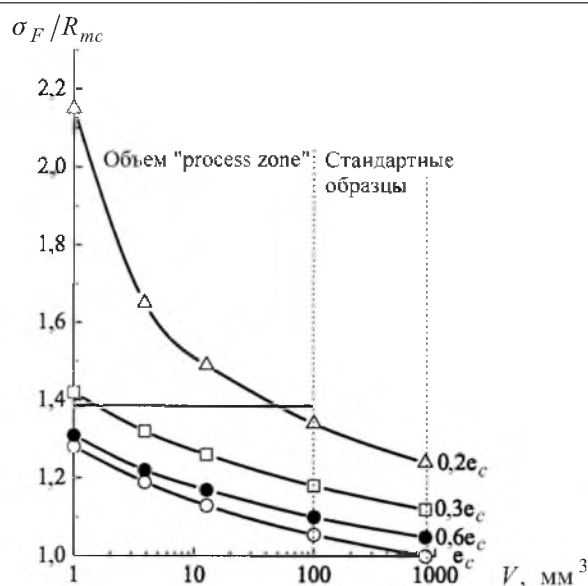


Рис. 3. Зависимость нормированной величины разрушающего напряжения поликристаллического железа σ_F/R_{mc} от объема V и предшествующей разрушению пластической деформации.

В статистической интерпретации под размером “process zone” X_{p-z} необходимо понимать область в окрестности надреза, где вероятность разрушения отличается от нуля (рис. 4). Результаты экспериментальных исследований разрушения образцов с концентраторами напряжений и последующее компьютерное моделирование свидетельствуют, что значение X_{p-z} зависит от локальной пластической деформации и степени ее неоднородности. Ранее [20] показано, что в качестве первого приближения для обобщенного параметра, характеризующего эффект влияния величины пластической деформации и степени ее неоднородности на протяженность X_{p-z} , можно использовать модуль относительного градиента интенсивности пластической деформации G ($G = |\text{grad}(\bar{e})/\bar{e}|$) – рис. 5. В свою очередь, неоднородность локального поля деформаций G в окрестности надреза задается величиной радиуса надреза и значением относительной нагрузки σ_{NF}/σ_Y (σ_{NF} – номинальное напряжение разрушения образца с концентратором напряжений, σ_Y – предел текучести металла).

Отметим, что в “Beremin”-варианте локального подхода размер “process zone” приравнивается к размеру локальной области пластической деформации. Согласно приведенным на рис. 6 данным, это допущение корректно лишь в области мелкомасштабной текучести. При квазихрупком разрушении в условиях общей текучести значение X_{p-z} намного меньше размера области локальной текучести в минимальном сечении. Это означает, что в отличие от “Beremin”-варианта локального подхода, предлагаемый его физический вариант позволяет распространить описание квазихрупкого разрушения также на область, в которой разрушению предшествует общая текучесть, т.е. на область нелинейной механики разрушения.

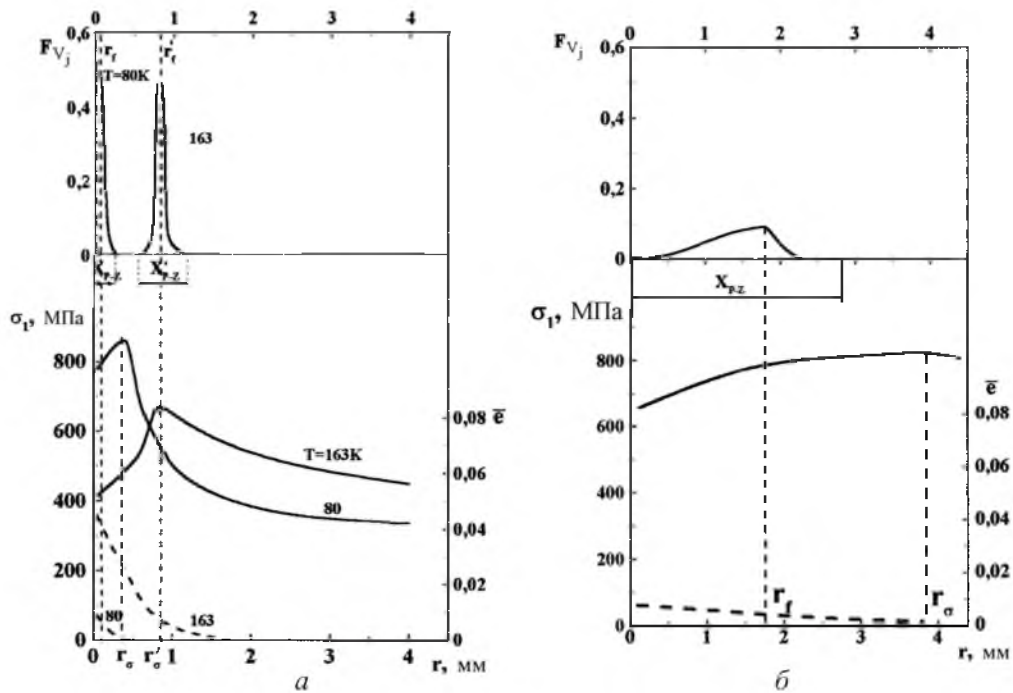


Рис. 4. Распределение главных растягивающих напряжений σ_1 , эквивалентных пластических деформаций $\bar{\epsilon}$ и вероятности разрушения F_{V_j} в минимальном сечении надрезанных образцов из технического чистого железа при различных температурах испытания: a – радиус надреза 0,6 мм, глубина надреза 2,5 мм, максимальный диаметр образца 14 мм; b – радиус надреза 4 мм, глубина надреза 3,0 мм, максимальный диаметр образца 14 мм.

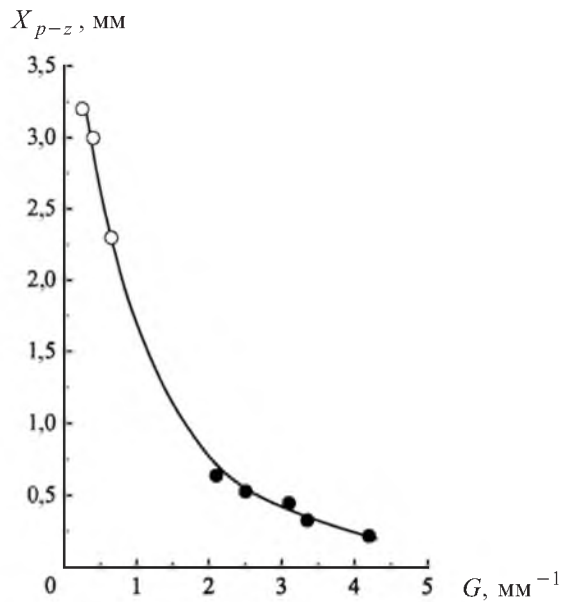


Рис. 5. Зависимость длины “process zone” в минимальном сечении образца X_{p-z} от величины модуля относительного градиента эквивалентных деформаций G : ● – радиус надреза 0,6 мм; ○ – радиус надреза 4 мм.

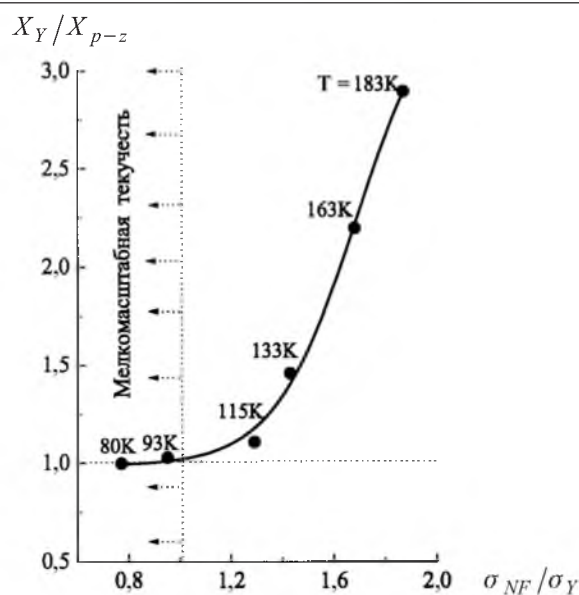


Рис. 6. Влияние относительной величины номинального разрушающего напряжения σ_{NF} / σ_Y на отношение глубины локальной пластической деформации X_Y к длине “process zone” X_{p-z} в минимальном сечении образца с кольцевым надрезом технического чистого железа.

Статистическая интерпретация локального разрушающего напряжения. В настоящее время в качестве меры локального разрушающего напряжения σ_F , как правило, принимают максимальное значение главного растягивающего напряжения σ_1^{\max} в окрестности надреза в момент разрушения образца. Согласно полученным ранее данным [20, 21], такое определение σ_F корректно только при температуре общей текучести и выше. В области более низких температур положения максимумов функции вероятности разрушения и растягивающих напряжений не совпадают (рис. 7). Следовательно, наиболее вероятные значения координат очагов разрушения могут не совпадать с положением максимума главных растягивающих напряжений. Это хорошо согласуется с имеющимися экспериментальными данными [22]. Из предложенной статистической модели следует, что причиной такого несовпадения является зависимость вероятности разрушения не только от уровня растягивающих напряжений, но и от величины пластической деформации. С ростом степени пластической деформации увеличивается количество зародышевых трещин в “process zone”, а также повышается уровень растягивающих микронапряжений, создаваемый дислокациями (составляющая ξ в (12)), вследствие чего положение максимума функции вероятности разрушения смещается к контуру надреза в область больших деформаций (рис. 4,а).

Расчеты показали, что для надрезов с радиусом в вершине $\rho \geq 0,6$ мм значения локального разрушающего напряжения σ_F , определенные по положению максимумов растягивающих напряжений и функции вероятности разрушения, могут отличаться незначительно (на 10...15%), однако величины локальных пластических деформаций в этих точках могут отличаться

на порядок. Расстояния от вершины надреза до соответствующих точек также могут отличаться в несколько раз (рис. 4). Таким образом, в общем случае под локальным разрушающим напряжением σ_F необходимо понимать величину σ_1 в точке перед надрезом, где вероятность инициирования разрушения достигает максимума. По сути, это означает, что в качестве меры критического локального разрушающего напряжения целесообразно использовать его наиболее вероятное значение.

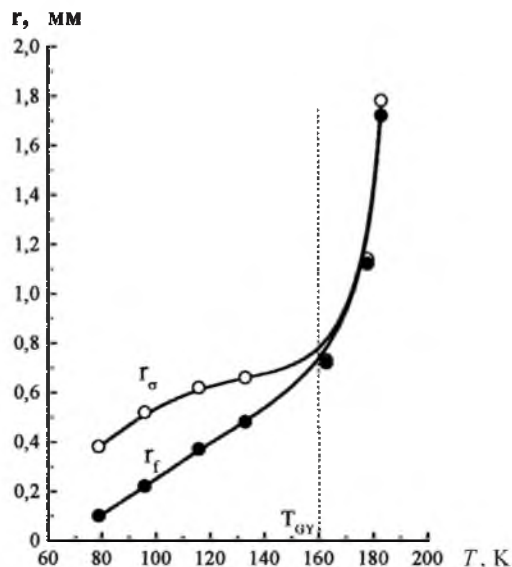


Рис. 7. Закономерности изменения расстояний от вершины кольцевого надреза ($\rho = 0,6$ мм) до положения максимумов растягивающих напряжений r_G и вероятности инициирования разрушения r_f технически чистого железа (T_{GY} – температура общей текучести образца с надрезом).

Влияние трехосности напряженного состояния на величину локального разрушающего напряжения. Характерной особенностью напряженного состояния металла в окрестности надреза является наличие многоосного растяжения. Экспериментально установлено, что при переходе от одноосного растяжения к двухосному напряжение хрупкого разрушения железа и углеродистых сталей уменьшается до 10...20% [23]. В статистических моделях, использующих распределение Вейбулла, этот эффект, как правило, не учитывается. Предполагается, что параметры распределения Вейбулла инвариантны к соотношению значений главных растягивающих напряжений.

Статистический анализ показал, что уменьшение напряжения потери устойчивости зародышевой трещины при переходе от одноосного растяжения к двухосному может иметь место при равномерном распределении ориентаций трещин и малом их количестве (не более 100) [24], а также при неравномерном распределении ориентаций трещин. В первом случае уменьшение напряжения обусловлено малой вероятностью встречи трещины, ориентированной перпендикулярно направлению действия наибольшего растягивающего напряжения ($\theta = 90^\circ$, (11)). В металлах при величине плас-

тической деформации, составляющей несколько процентов, плотность зародышевых трещин может достигать примерно 10^3 мм^{-3} . Это означает, что в стандартных образцах объемом порядка 1000 мм^3 и выше количество зародышевых трещин составляет $\sim 10^6$, т.е. больше 100, однако именно при испытании таких образцов обнаружен эффект влияния двухосного растяжения на напряжение хрупкого разрушения [23]. Ранее показано [16], что неравномерное распределение зародышевых трещин по ориентациям может послужить причиной влияния вида напряженного состояния на напряжения хрупкого разрушения металла. Неравномерное распределение трещин по ориентациям обусловлено тем, что они образуются в процессе пластической деформации, и ориентация плоскостей их залегания определяется ориентацией плоскостей скольжения. При этом наибольший угол между плоскостью зародышевой трещины и направлением действия максимального растягивающего напряжения может составлять менее 90° . Известно, что при $\theta > 90^\circ$ величина критического напряжения зависит от соотношения главных растягивающих напряжений [24].

Влияние микроструктуры металла и его напряженно-деформированного состояния на параметры распределения Вейбулла. Как показано выше, функция вероятности разрушения ячейки в окрестности надреза или трещины (14) может быть аппроксимирована распределением Вейбулла только при больших количествах зародышевых трещин N_j в этой ячейке. В то же время трехпараметрическое распределение Вейбулла может быть использовано для аппроксимации функции вероятности F_{V_0} разрушения элементарного (эталонного) объема V_0 (12). В работе [25] было установлено, что

$$F_{V_0}(\sigma_F) \approx 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_F - \sigma_{th}}{\sigma_u} \right)^m \right]. \quad (15)$$

Заметим, что речь идет об аппроксимации функции вероятности разрушения элементарного объема V_0 , а не ячейки V_j . Из предложенной ранее [16, 20] модели следует, что по физическому смыслу элементарный объем V_0 – это объем, приходящийся на одну зародышевую трещину, соответственно вероятность разрушения такого объема – это вероятность потери устойчивости одной зародышевой трещины случайной длины и случайной ориентации, которая описывается зависимостью (12).

В работе [25] функция F_{V_0} (12) была аппроксимирована распределением (16), что позволило выразить рассмотренные выше эффекты в терминах распределения Вейбулла. Например, установлено, что при одноосном растяжении и фиксированной величине пластической деформации ($e = 0,02$) значение параметра формы m в распределении (15) практически не зависит от величины наиболее вероятного зерна (рис. 8). На параметр m влияние оказывает степень неоднородности распределения размеров зерен, его значение уменьшается с ростом разброса последних. Пороговое напряжение

разрушения σ_{th} пропорционально $d_{mpv}^{-1/2}$ (d_{mpv} – наиболее вероятный размер зерна), с увеличением дисперсии размеров зерен оно уменьшается и приблизительно равно $0,7R_{mc}$ (R_{mc} – минимальное напряжение хрупкого разрушения металла при одноосном растяжении стандартных образцов в интервале температур вязкохрупкого перехода). Нормализованная величина параметра масштаба σ_u/σ_{th} возрастает по линейному закону с увеличением дисперсии логарифмов зерен $D_{ln d}$.

На рис. 9 показано влияние предшествующей разрушению пластической деформации на параметры распределения Вейбулла. Как видно, в интервале малых пластических деформаций, которые не превышают критическую e_c (рис. 2), только значение параметра формы m является практически постоянным. С увеличением деформации пороговое напряжение σ_{th} уменьшается приблизительно на 30%, а σ_u , наоборот, возрастает примерно в 2,7 раза.

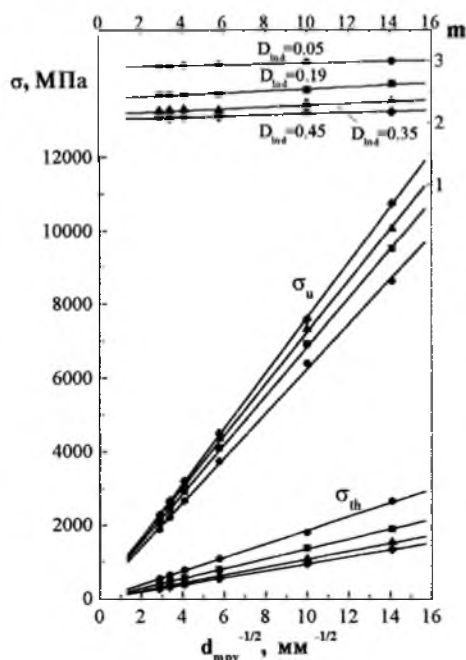


Рис. 8

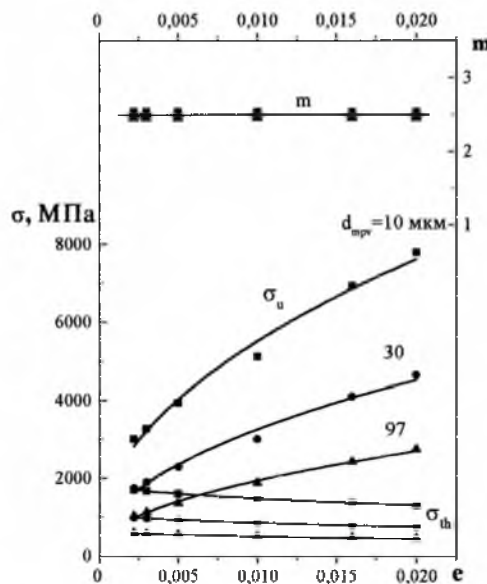


Рис. 9

Рис. 8. Влияние размера наиболее вероятного зерна d_{mpv} и дисперсии значений логарифмов размеров зерен $D_{ln d}$ на параметры распределения Вейбулла.

Рис. 9. Влияние величины пластической деформации ϵ и размера наиболее вероятного зерна d_{mpv} на параметры распределения Вейбулла.

Отметим, что в большинстве существующих критериев разрушения эффекты влияния малых деформаций на параметры Вейбулла не учитываются. Результаты проведенного компьютерного моделирования свидетельствуют также о влиянии напряженного состояния на величину параметров Вейбулла. Так, при переходе от одноосного растяжения к двухосному ($\sigma_1 = \sigma_2$) величина параметра масштаба σ_u уменьшается приблизительно в 1,6 раза.

Выводы

1. “Beremin”-вариант локального подхода к хрупкому разрушению учитывает только одну особенность разрушения образцов с надрезами – масштабный эффект, обусловленный локализацией процесса инициирования разрушения в предельно малом объеме (“process zone”) в окрестности надреза. При этом не учитывается специфика масштабного эффекта в металлах, которая заключается в зависимости его величины от значения локальной пластической деформации.

2. Влияние пластической деформации на масштабный эффект в металлах обусловлено зависимостью плотности зародышевых трещин от величины пластической деформации.

3. Принятое в “Beremin”-варианте локального подхода предположение о том, что длина “process zone” X_{p-z} в минимальном сечении образца совпадает с соответствующим размером области локальной пластической деформации корректно только при разрушении в области мелкомасштабной текучести. При квазихрупком разрушении в условиях общей текучести значение X_{p-z} может быть в несколько раз меньше глубины области локальной текучести. В общем случае величина X_{p-z} контролируется значением относительного градиента интенсивности локальных пластических деформаций.

4. В металлах чувствительность величины локального разрушающего напряжения к напряженному состоянию обусловлена в основном неравномерным распределением зародышевых трещин по ориентациям.

5. Параметры распределения Вейбулла не являются структурными константами материала и зависят от предшествующей разрушению степени пластической деформации и напряженного состояния металла.

Автор выражает благодарность член.-кор., проф. А. Я. Красовскому за полезные замечания.

Резюме

Наведено огляд досліджень щодо розробки локального підходу до аналізу крихкого руйнування металів та сплавів. Показано, що розробка статистичного критерію локального руйнування металу в околі концентратора напружень є ключовою проблемою локального підходу. Обґрунтовано можливість опису процесу крихкого (квазікрихкого) руйнування металу перед надрізом на основі “перших принципів”, тобто аналізу процесів утворення і катастрофічного росту зародкових тріщин. Розглянуто фізичні ефекти, котрі необхідно враховувати при розробці локального критерію руйнування, й основні фактори, за якими визначають розмір “process zone”. Установлено залежність останнього від величини відносного градієнта інтенсивності локальних пластичних деформацій. Проаналізовано коректність використання розподілу Вейбулла для аналізу квазікрихкого руйнування металів. Показано, що параметри Вейбулла не є константами матеріалу як це постулюється в загально прийнятому варіанті локального підходу. Їх значення залежать від величини локальної пластичної деформації та напружено-деформованого стану металу в околі концентратора.

1. Уэжик Г. В. Сопротивление отрыву и прочность металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1950. – 255 с.
2. Нотт Дж. Основы механики разрушения. – М.: Metallurgia, 1978. – 256 с.
3. Pisarenko G. S. and Krasovsky A. J. Analysis of kinetics of quasibrittle fracture of crystalline materials // Mechanical Behavior of Materials: Proc. Int. Conf. ICM-1 (Kyoto, JSMS, 1972). – Kyoto, 1971. – **1**. – P. 421 – 432.
4. Красовский А. Я. Хрупкость металлов при низких температурах. – Киев: Наук. думка, 1980. – 340 с.
5. Krasovsky A. J. and Pluvinage G. Minimal resistance of engineering materials to brittle fracture as predicted by local approach // J. de Physique IV. – 1966. – **C6**. – P. 215 – 224.
6. Ritchie R. O., Knott J. F., and Rice J. R. On the relation between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel // J. Mech. Phys. Solids. – 1973. – **21**, No. 6. – P. 395 – 410.
7. Beremin F. M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // Met. Trans. – 1983. – **14A**. – P. 2277 – 2287.
8. Fant M. Di, V. Le Cog, Cleizergues O., et al. Development of a simplified approach for using the local approach to fracture // J. de Physique IV. – 1996. – **C6**. – P. 503 – 512.
9. Wiesner C. S. The Local Approach to Cleavage Fracture – Concepts and Applications. – Cambridge: Abington Publishing, 1996. – 103 p.
10. Strnadel B. Critical characteristic ligament for cleavage fracture in spheroidized steels // Theor. Appl. Fract. Mech. – 1993. – No. 19. – P. 105 – 111.
11. Carry D. A. and Knott J. F. Relationship between fracture toughness and microstructure in the cleavage fracture of mild steel // Met. Sci. – 1976. – **10**, No. 1. – P. 1 – 6.
12. Kune K. Einfluß des Spannungszustandes und des Gefüges auf die Spaltbruchspannung von Baustählen. – Aachen: BRD, 1982. – 98 p.
13. Tsann Lin, Evans A. G., and Ritchie R. O. Statistical analysis of cleavage fracture ahead of sharp cracks and rounded notches // Acta Met. – 1986. – **34**, No. 11. – P. 2205 – 2216.
14. Wiesner C. S. and Godthorpe M. R. The effect of temperature and specimen geometry on the parameters of the “Local Approach” to cleavage fracture // J. de Physique IV. – 1996. – **C6**. – P. 295 – 304.
15. Kozak V. and Janik A. The use of the local approach for the brittle fracture behavior of cast steel and its prediction based on the local approach // Transferability of Fracture Mechanical Characteristics / Ed. I. Dlouhy. – Kluwer Academic Publishers, 2001. – P. 105 – 122.
16. Котречко С. А. Статистическая модель хрупкого разрушения поликристаллических металлов // Металлофизика и новейшие технологии. – 1994. – **16**, № 10. – С. 37 – 49.

17. *Котречко С. А.* О влиянии дальнедействующих микронапряжений на потерю устойчивости зародышевых трещин в поликристалле // Там же. – № 7. – С. 60 – 64.
18. *Гурьев А. В., Богданов Е. П.* Влияние структурных напряжений на прочность поликристаллических материалов // Пробл. прочности. – 1984. – № 1. – С. 68 – 73.
19. *Котречко С. А.* Статистическая модель хрупкого разрушения феррито-перлитных сталей // Металлофизика и новейшие технологии. – 2001. – 23, № 1. – С. 103 – 122.
20. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Основы физической теории квази-хрупкого разрушения поликристаллических металлов в неоднородных полях, создаваемых концентраторами напряжений // Там же. – 1998. – 20, № 4. – С. 46 – 58.
21. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Механика и физика квазихрупкого разрушения металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 2. Теоретические представления // Пробл. прочности. – 1999. – № 3. – С. 5 – 16.
22. *Sun J. and Boyd J. D.* Cleavage stress on the delamination plane of a plate steel // Ninth Int. Conf. on Fracture (Sydney, April 1–5 1997). – Sydney, 1997. – P. 507 – 515.
23. *Писаренко Г. С., Лебедев А. А.* Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. – Киев: Наук. думка, 1976. – 415 с.
24. *Витвицкий П. М., Попина С. Ю.* Прочность и критерии хрупкого разрушения стохастически дефектных тел. – Киев: Наук. думка, 1980. – 187 с.
25. *Kotrechko S. A., Meshkov Yu. Ya., and Dlouhy I.* Computer simulation of effect of grain size distribution on Weibull parameter // Theor. Appl. Fract. Mech. – 2001. – 35. – P. 255 – 260.

Поступила 18. 03. 2002