

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.4

Сопrotивление разрушению листовых металлов и тонкостенных конструкций. Сообщение 2. Задачи исследования, предпосылки и основополагающие новшества

В. П. Науменко^а, И. В. Лиманский^б

^а Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

^б Государственное предприятие “АНТОНОВ”, Киев, Украина

Рассмотрены задачи обширной программы исследований развития трещин в плоских и трубчатых образцах из хрупких и пластичных материалов различной физической природы. В результате ее реализации разработаны научные основы нового подхода к оценке разрушения листовых металлов и тонкостенных конструкций. Показано, что первоочередной задачей при построении приемлемого с практической точки зрения закона переноса является получение экспериментальных данных об эволюции геометрии полости трещины, начиная с момента ее возникновения и до разделения образца на части.

Ключевые слова: листовые металлы, тонкостенные конструкции, стесненность деформаций, двухосность нагружения, прерывистое разрушение, равновесный рост трещины, профиль трещины.

Введение. В рамках прикладной механики разрушения термином закон переноса (transferability law) обозначают функциональную связь между данными статических испытаний на одноосное растяжение (изгиб) относительно небольшого образца с начальной трещиной (рис. 1) и данными о разрушении произвольно нагруженной детали. Предполагается, что протяженность детали вдоль линии роста трещины может быть на порядки больше или меньше ширины образца $2W_0$.

На основе результатов реализации обширной программы поисковых исследований [1–56] и критического анализа известных работ, отдельные фрагменты которого представлены в [10, 24, 29, 43, 46, 56], был сформулирован следующий тезис. Закон переноса данных о разрушении стандартных образцов из материалов того или иного класса можно построить только при наличии некоторого минимально необходимого набора результатов взаимосогласованных экспериментальных и теоретических исследований. Этот набор должен отражать закономерности развития трещин в достаточно широком диапазоне пространственных масштабов, охватывающем, как минимум, макро- и мезоскопический уровни шкалы линейных размеров.

Авторам не известны законы переноса, которые бы уже использовались для расчетного определения показателей целостности и остаточной прочности тонкостенных деталей крупногабаритных конструкций. Поискам таких законов посвящены многочисленные исследования, в том числе и выполненные авторами на образцах из металлических материалов (рис. 1, 2, б, в). Следует отметить, что размеры проблемной области $ABCD$ пластин при испытании на одноосное растяжение изменялись в довольно широком диапазоне: $2W_0 = 12...1200$ мм и $2H_0 = 2...3600$ мм.

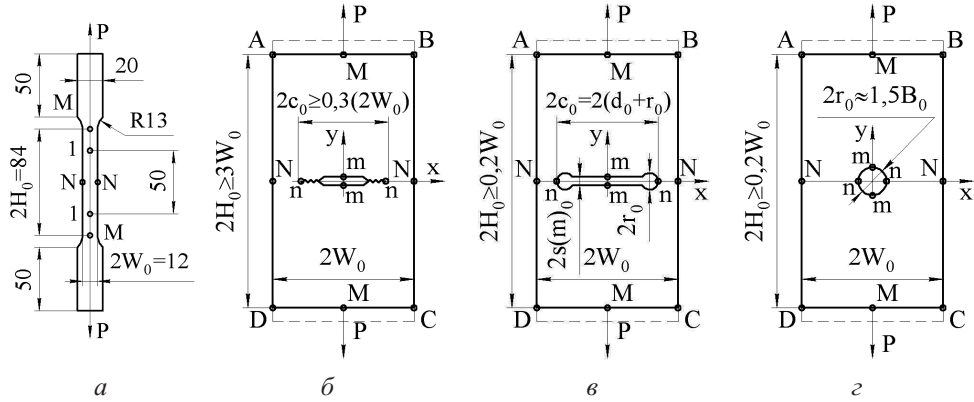


Рис. 1. Образцы из тонколистовых металлических материалов, разрушавшиеся при квазистатическом приложении растягивающей нагрузки P в условиях, близких к плоскому напряженному состоянию: $a, б, в, z$ – соответственно образцы S(T), M(T), MDR(T) и MR(T). (Размеры указаны в мм.)

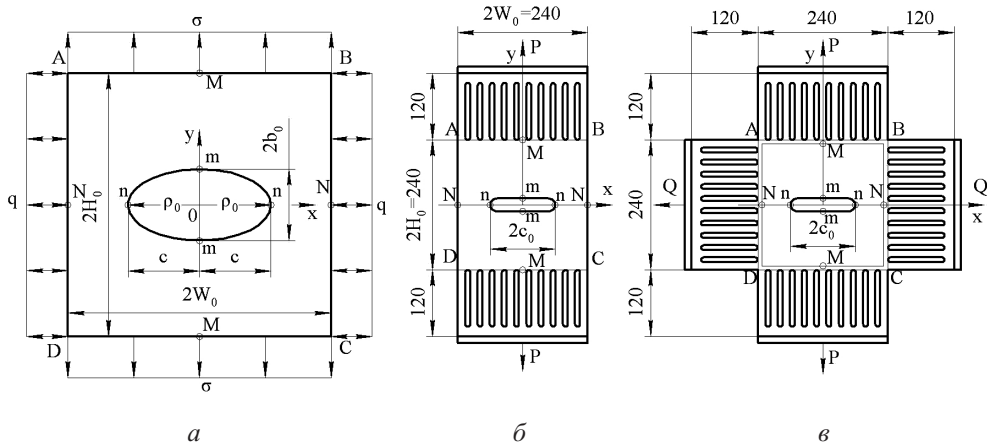


Рис. 2. Базовый конструктивный элемент (a) и образцы из тонколистовых металлов с вырезами $(s(m))_0 = r_0 = 0,06$ мм) разной длины, использовавшиеся в исследованиях роста центральной трещины про одноосном и пропорциональном двухосном нагружении: $б, в$ – соответственно образцы MM(T) и MM(T-TC). (Размеры указаны в мм.)

Из многочисленных публикаций, где приведены результаты исследований детерминистического (не статистического) масштабного эффекта, наиболее пригодными для построения законов переноса являются данные о зарождении и стабильном росте сквозной трещины отрыва в образцах и конструкциях из бетонов и горных пород. Их габаритные размеры изменялись от десятка миллиметров до десятка метров. Механическое поведение этих, называемых квазихрупкими, материалов вне зоны развития процесса разрушения (ЗПР), как правило, мало отличается от поведения линейно-упругого тела. Поэтому размеры области нелинейного деформирования (микрорастрескивания) в образце с трещиной близки к размерам ЗПР. И наоборот, при испытании металлических материалов протяженность зоны нелинейного (пластического) деформирования обычно во много раз больше протяженности ЗПР. Следовательно, осуществить математический анализ развития трещин в телах конечных размеров из квазихрупких материалов значительно проще, чем в случае упругопластического разрушения.

Тем не менее, судя по большому количеству конкурирующих теорий детерминистического масштабного эффекта, в исследованиях разрушения квазихрупких материалов, часть из которых рассмотрена в работах [57–59], задача построения достаточно общих законов переноса далека от приемлемого решения. Здесь термин закон переноса используется как синоним термина закон размерного масштабирования (size-scaling law, size-effect law). Этим термином часто обозначают связь между характеристиками конструкционной прочности и абсолютными размерами испытуемого образца.

Отсутствие минимально необходимого набора экспериментальных данных нельзя восполнить продуцированием все новых и новых теорий разрушения, использующих разнообразные допущения, правдоподобные предположения и даже прозорливые догадки. Разработчики такого рода теорий обычно относят результаты математического моделирования к числу приоритетных, полагая, что данные экспериментальных исследований (физическое моделирование) являются второстепенными или вспомогательными. Здесь представляется уместным привести весьма актуальное, хотя и давнее, высказывание С. П. Тимошенко [60]: “Каким образом локально высокий уровень напряжений ослабляет деталь в процессе эксплуатации? Удовлетворительный ответ на этот важный вопрос может быть получен только на основе экспериментальных исследований”.

В свете изложенного подхода конечная цель нашей программы широкомасштабных экспериментальных исследований хрупкого и упругопластического разрушения технических материалов различной физической природы может быть сформулирована следующим образом. Необходимо разработать научные основы нового, содержащего элементы качественной новизны, подхода к оценке разрушения листовых металлов и тонкостенных конструкций. Мы полагаем, что с помощью этого подхода может быть установлен закон переноса данных о стабильном росте сквозной трещины в типичном элементе тонкостенных конструкций из металлических материалов.

1. Программа поисковых исследований. В рамках этой программы [1–56], предусматривающей проведение широкомасштабных экспериментальных исследований, можно выделить три основных этапа. Первоначально необходимо было получить достаточно представительный набор первичных данных о развитии трещин в плоских и трубчатых образцах из материалов различной физической природы. Нас интересовали закономерности упругохрупкого и упругопластического разрушения отрывом в однородных полях растягивающих и/или сжимающих напряжений. Размеры концентраторов напряжений и образцов из листовых металлов варьировались в широких пределах, обеспечивающих получение данных о росте трещин в условиях маломасштабной, развитой и общей текучести.

Второй этап программы предусматривал разработку методологии многоуровневой (иерархической) оценки способности листовых металлов и тонкостенных конструкций сопротивляться зарождению и развитию сквозной макротрещины отрыва. Эта методология включает в себя три взаимосогласованные и последовательно реализуемые процедуры испытаний прямоугольных пластин на одноосное растяжение (рис. 1, в, г). Путем перехода от низшего к высшему иерархическому уровню пользователь может осуществлять предельно упрощенную (метод L1), стандартную (метод L2) и всестороннюю (метод L3) оценки сопротивления материала стабильному разрушению [55].

Главной задачей третьего этапа является построение простейшего закона переноса данных о стабильном росте центральной трещины в типичном элементе тонкостенных конструкций. Таковым мы считаем тонкую прямоугольную пластину произвольных габаритных размеров $2W_0$ и $2H_0$ с центральным круговым отверстием (рис. 1, г). Ее жестко защемленные границы в процессе квазистатического приложения нагрузки удаляются от оси Ox с достаточно малой скоростью, которая не изменяется вплоть до момента полной потери несущей способности.

2. Новые экспериментальные факты. В рамках программы поисковых исследований были проведены статические испытания плоских и трубчатых образцов разных типов и размеров, содержащих достаточно протяженные сквозные и поверхностные трещины. Положение вершин этих трещин в образцах из металлических и хрупких неметаллических материалов, как и очертания берегов трещин, в большинстве случаев можно было определить с требуемой для инженерных расчетов точностью. Ниже представлены только те экспериментальные факты, которые, во-первых, содержат элементы познавательной или методологической новизны и, во-вторых, опровергают либо ставят под сомнение общепринятые представления классической механики разрушения.

1. Профиль трещины в полностью разгруженном образце существенно зависит от свойств испытуемого материала, конфигурации и абсолютных размеров образца, типа начальной трещины (сквозная – поверхностная, краевая – центральная), ее размеров и величины приростов, а также от всей истории предшествующих температурно-временных и силовых воздействий на материал образца [14, 17, 24, 26, 29, 43, 51, 53]. Например, профиль центральной трещины в разгруженных пластинах из стеклообразных материалов может иметь гантелеобразную или близкую к эллипсу форму.

2. На некотором расстоянии от вершин центральной трещины отрыва, растущей в хрупком неметаллическом или пластичном металлическом материале, очертания ее берегов имеют вид плавно смыкающихся кривых. При этом каждая из четырех ветвей профиля трещины в полностью разрушенном образце содержит, по крайней мере, одну точку перегиба [24, 35, 36, 50, 53].

3. Обнаружены существенные и неустраняемые в рамках классической механики разрушения различия между величинами напряжений, деформаций и смещений, относящимися к профилю реальной трещины, и таковыми для профиля математически острого разреза [14, 15, 17–19, 24, 26, 27, 29, 31, 43]. В частности, экспериментальные K_I -гарировки, построенные по очертаниям профиля сквозной трещины в одноосно сжатых пластинах из стеклообразных (предельно хрупких) материалов, имеют ярко выраженный аномальный характер. Оказалось, что текущие значения параметра K_I не изменяются с изменением длины трещины и вместе с тем они существенно зависят от свойств материала пластины.

4. Рост центральной трещины можно считать равновесным при выполнении следующих требований: левая и правая части полости геометрически подобны; обе локализованные шейки, будучи геометрически подобными, перемещаются синхронно с перемещениями линии фронта трещины; обе линии фронта трещины достаточно удалены от каких-либо поверхностей; линии фронта трещины неизменны и подобны друг другу [12, 13, 17, 26, 27, 36, 39–44, 50–53].

5. Сопротивление материала стабильному росту трещины зависит от трехмерных эффектов, которые по мере удлинения трещины изменяют конфигурацию линии ее фронта. В настоящее время нет возможности описать эти эффекты даже в простейшем случае развития поверхностной полуэллиптической трещины в пластине, испытываемой на одноосное растяжение [15, 17]. Например, K_R -кривые, относящиеся к разным точкам фронта такой трещины в хрупком стеклообразном материале, могут отличаться друг от друга не только количественно, но и качественно [17].

6. По данным испытаний плоского образца, содержащего сквозную трещину, невозможно получить инвариантные характеристики K_{Ic} и J_{Ic} для пластичных сталей даже при условии полного отсутствия утяжек и пластических деформаций в наружных слоях образца из охрупченного материала [1–3].

7. Базирующиеся на классических теориях разрушения Гриффитса–Ирвина и Черепанова–Райса предсказания не согласуются между собой и с результатами экспе-

риментов при переходе от одноосного к двухосному нагружению тела с центральной трещиной нормального отрыва [7, 11, 13, 14, 19, 21, 24, 25, 27, 29–31, 33, 37, 38, 45, 46, 51, 53].

8. Геометрические параметры полости центральной трещины, разделившей тонкую пластину из листового металла на две части, существенно зависят от формы, размеров и расположения начального концентратора напряжений [42, 44, 50, 53].

3. **Эффекты двухосности нагружения.** Согласно стандартам [61–67] для построения уточненной диаграммы оценки разрушения (ДОР) необходимо знать, как минимум, зависимости стартовых величин J -интеграла и предельной нагрузки P_y от показателя двухосности нагружения $k = (q/\sigma)$ в плоскости xOy (рис. 2). Здесь σ и q – однородные напряжения, приложенные к несстесненным и свободно деформирующимся внешним границам так называемого базового конструктивного элемента (БКЭ).

3.1. **Разрушение отрывом при растяжении и сжатии.** При анализе известных литературных источников во внимание принимались не только “удобные”, но и “неудобные” экспериментальные факты, т.е. те, которые невозможно объяснить с позиций классических теорий механики разрушения. Неудобными являются сведения о стабильном росте трещин отрыва при одно-, двух- и трехосном сжатии. Наибольший интерес для построения искомого закона переноса представляет сравнительный анализ разрушения БКЭ (рис. 2,а) при растяжении ($\sigma > 0$ и $q = 0$) и сжатии ($\sigma = 0$ и $q < 0$). Случаю сжатия соответствует предельно низкий уровень глобальной стесненности деформаций ($k = -\infty$).

Явление разрушения отрывом при сжатии хрупких и квазихрупких материалов издавна известно специалистам в области исследований целостности строительных конструкций, туннелей и подземных выработок. На достаточно больших глубинах вблизи неподкрепленных поверхностей выработки образуются упорядоченные системы приповерхностных трещин. Первоначально трещины растут медленно вдоль указанных поверхностей, т.е. стабильно и по схеме нормального отрыва. Подобным образом разрушаются стержни, трубы и оболочки из хрупких неметаллических материалов, к внешним поверхностям которых приложено гидростатическое давление.

В фундаментальной монографии [68] Бриджмен пишет: “Разрыв может произойти по плоскости, перпендикулярно к которой нет компоненты напряжений. Это в высшей мере парадоксальное явление с точки зрения традиционных представлений о разрыве”. Далее он отмечает: “Получен разрыв в стекле при гидростатическом давлении 26000 кг/см^2 и наложенном растягивающем напряжении 10900 кг/см^2 , так что суммарное напряжение, перпендикулярное к плоскости, по которой произошел разрыв, представляет собой напряжение сжатия, равное 15100 кг/см^2 .”

Истоки концептуальной несовместимости теорий разрушения отрывом при растяжении и сжатии обнаруживаются при сравнении двух основополагающих работ Гриффитса [69, 70]. Среди известных попыток преодоления этой разобщенности выделяется работа [71]. Ее автор задачу о растяжении относит к классическим, а задачу о сжатии – к неклассическим проблемам механики разрушения. В первом случае он предлагает использовать однопараметрический вариант теории Гриффитса–Ирвина, а во втором – подход с позиций трехмерной линеаризованной теории устойчивости деформируемых тел. Тем самым в анализ хрупкого разрушения неявным образом введена следующая гипотеза. Физические процессы и микромеханизмы образования свободных поверхностей в зоне развития процесса разрушения можно трансформировать путем изменения направления и знака нагрузки (растяжение, знак “+” и сжатие, знак “–”). Следовательно, исходные предпосылки теории разрушения отрывом при растяжении должны качественно отличаться от таковых теории разрушения отрывом при сжатии.

Точка зрения авторов настоящей работы диаметрально противоположная и базируется на идее единообразного математического описания профиля трещины, развивающейся в условиях одно- и двухосного приложения растягивающих и (или) сжимающих нагрузок. Разумеется, что приемлемой является та теория разрушения, которая правильно предсказывает форму и размеры всей полости трещины, а не только ее отдельных участков. Напомним, что классические теории разрушения позволяют рассчитывать смещения берегов трещины лишь на достаточно малых расстояниях от линии ее фронта. Определяемый с их помощью полный профиль разреза обычно отличается от такового для реальной трещины как в количественном, так и в качественном отношении [14, 15, 25, 26, 43, 53, 56].

3.2. Модель центральной трещины. Несовместимость теорий разрушения при растяжении и сжатии обусловлена общепринятым использованием предельно упрощенной процедуры моделирования полости реальной трещины. Начальный профиль центральной трещины длиной $2c$ при анализе разрушения обычно представляется равенством $2a = 2c$, где $2a$ – длина математически острого разреза. Следовательно, расстояния $2s(x, c)_u$ между противоположными берегами трещины, измеренные после ее выращивания и разгрузки образца (рис. 4 в [56]), исключаются из рассмотрения по умолчанию.

В исходном (ненагруженном) состоянии реальная трещина представляет собой полость, поперечные размеры которой зависят от истории ее выращивания и свойств материала пластины. Начальным раскрытием $2s(x, c)_u$ можно пренебречь, но только в тех случаях, когда трещина имеет некоторую достаточно большую протяженность и когда БКЭ разрушается при относительно малых значениях показателя двухосности нагружения $k = (q/\sigma)$. Рассматриваемое сходство в поведении разреза и моделируемой им трещины исчезает при изучении задачи о развитии трещины отрыва в однородном поле сжимающих напряжений [13, 14, 18, 19, 21, 24, 25, 26, 29, 68].

В качестве универсальной модели центральной трещины в БКЭ предложено [5, 21, 24, 25, 27, 29, 31, 53] использовать так называемое эквивалентное эллиптическое отверстие (рис. 2,а). Радиус кривизны его вершин ρ_0 определяется из условия подобия упругого поведения полости трещины в прямоугольной пластине из листового материала с полостью эллиптического отверстия в этой пластине. Большая полуось отверстия l задана равенством $l = c$, малая полуось b – соотношением $b_0 = (\rho_0 l)^{0.5}$. Величина ρ_0 определяется по результатам измерений длины реальной трещины $2c$ и величин упругой податливости, которые должны быть измерены в экстремальных точках m и n на профиле реальной трещины (рис. 2,а).

3.3. Упругохрупкое разрушение. Простейший критерий стартового состояния трещины в БКЭ при произвольном соотношении напряжений σ и q может быть представлен в виде [24, 31, 53]

$$\rho_i = \frac{v(m)_i^2}{c} = \rho_0 \frac{[1 + C_n(\sigma_i/E)]^2}{[1 + C_m(\sigma_i/E)]}, \quad (1)$$

где C_n и C_m – коэффициенты концентрации напряжений в экстремальных точках n и m на контуре отверстия $x = \pm l$, $y = 0$ и $x = 0$, $y = \pm b_0$ соответственно,

$$C_n = F_v \left[1 + 2\sqrt{\frac{c}{\rho_0}} - k \right]; \quad C_m = F_u \left[k + 2k\sqrt{\frac{\rho_0}{c}} - 1 \right] \quad (2)$$

($k = q/\sigma$ – показатель двухосности поля номинальных напряжений). Безразмерная упругая податливость эллиптического отверстия поперек $F_v = \frac{v(x=0, k)E}{\{b_0(1-k) + 2c\}\sigma}$ и

вдоль $F_u = \frac{u(x=c, k)E}{\{k(c+2b_0) - c\}\sigma}$ оси Ox (рис. 2,а) зависит только от безразмерных

параметров ρ_0/c , c/W_0 и H_0/W_0 . Если учесть, что отношение F_v/F_u не зависит от показателя k , то радиус ρ_0 может быть определен из соотношений (1) и (2) по стартовым величинам нагрузки P_i и смещений $v(m)_i$, измеренным при испытаниях образцов ММ(Т) (рис. 2,б), являющихся физическим прототипом БКЭ.

Предполагаем, что радиус ρ_i в выражении (1) является характеристическим линейным размером для испытываемого упругохрупкого материала. По аналогии с характеристикой СТOD – δ_i он может быть использован в качестве меры сопротивляемости материала пластины инициированию разрушения при заданном соотношении номинальных напряжений σ и q (рис 2,а). Однако радиус ρ_i для трещин в хрупких и квазихрупких материалах, так же как и раскрытие вершины трещины δ_i , практически невозможно измерять с приемлемой для инженерных расчетов точностью. В связи с этим предложен энергетический критерий разрушения, определяемый по измерениям величин внешних нагрузок.

Скорость изменения потенциальной энергии $J_i(k)$ в процессе разрушения БКЭ из идеально хрупкого материала при $c \leq 0,1W_0$ и $0,1H_0$ можно представить в виде [21, 24]:

$$J_i(k) = \frac{\pi\sigma_i^2 c}{E'} \left[1 + 0,5 \frac{\rho_0}{c} k^2 + 0,375 \left(\frac{\rho_0}{c} \right)^{1/2} (1-k)^2 \right], \quad (3)$$

где $E' = E$ для плоского напряженного состояния и $E' = E/(1-\nu^2)$ для плоской деформации; E – модуль упругости; ν – коэффициент Пуассона; ρ_0 – радиус кривизны вершины трещины, моделируемой эллиптическим отверстием. Если, согласно теории Гриффитса–Ирвина, принять условие $\rho_0 = 0$, то из уравнения (3) получим $J_i(k) = G_i(k)$, где $G_i(k)$ – скорость высвобождения упругой энергии для любого значения k при бесконечно малом удлинении математического разреза.

Для проверки обоснованности соотношения (3), так же как и в [69], воспользуемся результатами испытаний трубчатых образцов из силикатного стекла [19, 24, 45]. В соответствии с теорией Гриффитса–Ирвина, величина $G_i(k)$, будучи мерой трещиностойкости идеально хрупкого материала, по определению не зависит от показателя k , поскольку $\rho_0 = 0$. В действительности, при уменьшении k , т.е. при снижении уровня глобальной стесненности деформаций, скорость высвобождения упругой энергии $G_i(k)$ падает, поскольку уменьшается напряжение σ_i . В случае сжатия ($q = q_i$) сквозные трещины в стеклянных трубах росли стабильно по схеме отрыва, несмотря на то что при $\sigma = 0$ параметр $G_i(k) = 0$.

Однако снижение стесненности деформаций должно сопровождаться не уменьшением, а наоборот, существенным увеличением сопротивления материала разрушению отрывом. Это одно из основополагающих новшеств, установленных с помощью упомянутых ранее [56] двухпараметрических теорий механики разрушения, которое подтверждено результатами многих экспериментальных исследований трещиностойкости металлических и хрупких неметаллических материалов. И действительно, результаты испытаний труб из силикатного стекла свидетельствуют о том, что энергоемкость процесса равновесного роста трещины при одноосном сжатии приблизительно в 64 раза выше, чем при одноосном растяжении, когда $G_i(k=0) \approx 3,1 \text{ Дж/м}^2$ [19, 24, 45].

3.4. **Разрушение в условиях общей текучести.** Ранее [12, 27] приведены результаты экспериментального и теоретического исследований влияния двухосности нагружения на скачкообразное возникновение полос пластичности и старт трещины в крестообразных образцах из пластичной стали (рис. 2,6). Показано, что это влияние не только усиливается, но и претерпевает качественные изменения по мере перехода от условий маломасштабной текучести при плоском напряженном состоянии к условиям развитой и затем общей текучести. Предложен новый подход к анализу экспериментальных зависимостей стартовых значений J_i -интеграла и раскрытия вершины трещины δ_i от показателя двухосности k , которые были установлены в работе [12]. В частности, характеристика $J_i(k)$ может быть вычислена с помощью приближенного выражения [27]

$$J_i(k) \approx \frac{J_i(0)}{(1-\lambda + \lambda^2)^{0,5}} \left[\frac{\operatorname{tg} \theta(\lambda)}{\operatorname{tg} \theta(0)} \right]. \quad (4)$$

Здесь

$$\lambda = k \left(1 - \frac{c}{W_0} \right),$$

где $J_i(0)$ – стартовое значение J_i -интеграла при одноосном растяжении при $k = 0$; θ – угол, ограничивающий две треугольные области общего пластического течения. Границы этих областей совпадают с характеристическими линиями поля линий скольжения, которые исходят из вершины трещины и пересекают вертикальные грани центрального квадрата.

Удовлетворительное соответствие между расчетной и экспериментальной кривыми $J_i(k)$ подтвердило справедливость следующего вывода [27]. Стартовые значения J_i -интеграла определяются преимущественно по скорости диссипации энергии пластических деформаций вне зоны развития процесса разрушения. Иначе говоря, в условиях общей текучести их нельзя использовать как меру сопротивляемости материала образованию свободных поверхностей в концевой области трещины. Это утверждение согласуется с выводами, полученными в обстоятельном теоретическом исследовании [72].

С целью обоснования формулы (4) будем использовать установленную ранее [27] приближенную зависимость предельной нагрузки P_Y от длины трещины c и показателя двухосности k :

$$P_Y \approx \frac{2\sigma_Y(W_0 - c)B_0}{\left[1 - k \left(1 - \frac{c}{W_0} \right) + k^2 \left(1 - \frac{c}{W_0} \right)^2 \right]^{0,5}}, \quad (5)$$

где σ_Y – предел текучести материала при одноосном растяжении; B_0 – толщина пластины.

Применимость формулы (5) в диапазоне ($0 \leq k \leq 1$) подтвердили результаты численных расчетов нагрузки P_Y для пластины с центральной трещиной [33]. В дальнейшем ее использовали при разработке и экспериментальной апробации усовершенствованной версии Европейского стандарта SINTAP [66].

Следует отметить, что в работе [33] приведена также формула расчета нагрузки P_Y для случая двухосного нагружения пластины, разрушающейся при плоской деформации. Соответствующее поле линий скольжения и условие текучести Мизеса использовали для определения напряжений перед вершиной трещины. Результаты

расчета по этой формуле сопоставляли с численными данными. Показано, что нижняя граница для нагрузки P_Y соответствует условию $k[2 - (c/W_0)] \leq 1$.

4. Концепция многоуровневой оценки разрушения. Ниже сформулированы исходные предпосылки нового подхода к определению характеристик сопротивления развитию трещин при плоском напряженном состоянии. Обоснованы выбор модельного материала, конфигурации образца и методики его испытаний, которые использовались в ходе экспериментальной апробации этого подхода.

4.1. Исходные предпосылки. Результаты и выводы исследований авторов [1–56] согласуются с таковыми, полученными в многочисленных публикациях по рассматриваемой тематике. Это позволяет нам использовать их в качестве исходных предпосылок, положенных в основу нового подхода к исследованию развития трещин в листовых металлах. Формулировки предпосылок приведены ниже в виде списка требований к методологии многоуровневой оценки разрушения.

1. В стандартные методы оценки разрушения листовых металлов и тонкостенных конструкций целесообразно ввести представление об эталонном уровне глобальной стесненности деформаций. Это новшество позволит четко, хотя и условно, отделить материаловедческий аспект решаемой практической задачи (определение механических свойств материала детали) от ее конструкционного аспекта (установление границы раздела между опасными и безопасными состояниями детали).

2. Лабораторный образец и процедура его испытаний должны быть пригодными для экспериментального определения характеристик трещиностойкости листового металла при разных уровнях глобальной стесненности деформаций. Уровень стесненности деформаций в реальной детали может существенно отличаться от такового в образце некоторой предпочтительной конфигурации, используемой в качестве конфигурации стандартного образца. Поэтому результатам испытаний стандартного образца, разрушающегося при эталонном уровне стесненности деформаций, целесообразно приписать смысл характеристик трещиностойкости материала как такового.

3. Микромеханизмы образования свободных поверхностей вблизи линии фронта трещины, растущей при квазистатическом приложении растягивающей нагрузки, должны быть неизменными с момента возникновения трещины и до деления образца на части.

4. Методика получения и интерпретации первичных данных должна быть пригодной для установления взаимосвязей между всеми характерными событиями и стадиями процесса разрушения образца, в том числе, если на экспериментальной диаграмме имеются участки упорядоченного чередования скачкообразных приростов и самопроизвольных остановок трещины.

5. Величины критериальных параметров разрушения необходимо определять по данным синхронных измерений нагрузки, смещений и приростов трещины в образцах, имеющих приемлемые для обычной лаборатории размеры. Разумеется, что показатели способности материала сопротивляться росту трещины, относящиеся к различным характерным событиям и стадиям процесса разрушения, должны иметь одну и ту же размерность, т.е. один и тот же физический смысл.

6. Чувствительность характеристик трещиностойкости материала к изменению уровня глобальной стесненности деформаций, скорости роста трещины и депланации ее берегов следует оценивать по данным однотипных испытаний образцов одинаковой ширины $2W_0$, которые в момент полной потери несущей способности имеют приблизительно одинаковую протяженность полностью развитой трещины.

7. Процедуры ускоренных (метод L1) и стандартных (метод L2) испытаний, так же как и получаемые с их помощью характеристики трещиностойкости листового металла, должны быть неотъемлемыми составными частями процедуры и результатов всесторонней оценки (метод L3) способности испытываемого материала оказывать сопротивление развитию сквозной трещины отрыва.

4.2. Модельный материал. Для иллюстрации предлагаемых методологических новшеств будем использовать результаты испытаний образцов из алюминиевого сплава Д16АТ толщиной $B_0 = 1,4 \dots 1,5$ мм (рис. 1, 2, б, в). Химический состав, структура и свойства данного сплава практически идентичны таковым алюминиевого сплава AL2024-T3 в состоянии поставки, который является одним из традиционных модельных материалов механики упругопластического разрушения. Отметим, что тестирование критерия разрушения $K = K_c$ на образцах (рис. 1, б) из сплава AL2024-T3 впервые было осуществлено еще в 1957 году автором этого критерия Дж. Ирвином. Образцы из данного сплава и его аналогов чаще, чем образцы из любых других металлов, использовались в широко известных программах межлабораторных исследований, цель которых – апробация методов инженерной оценки разрушения.

В процессе испытаний стандартных образцов S(T) шириной $2W_0 = 12$ мм (рис. 1, а), вырезанных под различными углами θ к направлению прокатки, были определены характеристики сплава Д16АТ в лабораторных условиях. Этому материалу свойственна заметная плоскостная анизотропия. Для поперечных ($\theta = 90^\circ$) и продольных ($\theta = 0$) образцов мы получили следующие усредненные механические характеристики сплава Д16АТ в лабораторных условиях: $E = 67$ и 68 ГПа; $\sigma_{0,2} = 299$ и 338 МПа; $\sigma_b = 446$ и 467 МПа соответственно.

При дальнейших испытаниях были обнаружены заметные различия между поведением растущей трещины в образцах MR(T) с поперечным и продольным направлением прокатки. Речь идет о неизбежных (хаотических) колебаниях траектории роста трещины относительно оси Ox (рис. 1, з). Они оказались минимальными в тех образцах, которые в ходе испытаний подвергались растяжению поперек линии прокатки. В этом случае ошибки воспроизводимости данных о профиле трещины всегда были меньше аналогичных ошибок для иных направлений приложения нагрузки P . Поэтому далее приведены данные, относящиеся только к случаю роста трещины в заготовках из сплава Д16АТ вдоль направления прокатки.

4.3. Базовый образец и процедура его испытаний. При экспериментальных исследованиях разрушения листовых металлов уже многие десятилетия широко используется образец M(T) с проблемной областью ABCD (рис. 1, б), удовлетворяющей размерному требованию ($2H_0 \geq 3W_0$). Данная область содержит достаточно длинный центральный вырез, из вершин которого должны быть выращены достаточно острые и протяженные усталостные трещины нормального отрыва ($c_0 \geq 0,3W_0$). Требования к остроте и длине начального выреза и усталостной трещины приведены в стандарте [73].

Стереотип приоритетности испытаний образца M(T) свойствен практически всем национальным и международным стандартам, предназначенным для определения характеристики K_c листовых металлов. Более того, разработчики новейших нормативных документов [74, 75] считают конфигурацию образца M(T) предпочтительной, т.е. одной из наиболее подходящих для определения критической величины ψ_c угла СТОА- ψ раскрытия вершины растущей трещины. При этом используются следующие размерные ограничения (рис. 1, б): $2W_0 \geq 300$ мм, c_0/B_0 и $(W_0 - c_0)/B_0 \geq 4$, с помощью которых обеспечивают выполнение условий малой стесненности деформаций.

На наш взгляд, более подходящим образцом, с точки зрения перечисленных в разд. 4.1 требований, является прямоугольная пластина, в центре которой содержится малое несовершенство. Представление о малых структурных, физических и геометрических несовершенствах обычно используют в исследованиях, посвященных построению так называемых предельных диаграмм формоизменения листовых металлов (forming limit diagrams). Как показано ранее [47–55], для наших целей наиболее подходящим является геометрическое несовершенство в виде сквозного кругового отверстия (рис. 1, з).

Для обеспечения взаимосогласованности процедуры испытаний лабораторных образцов с процедурой последующих инженерных расчетов детали введено понятие образец базовой конфигурации [53–55] (рис. 1, в, з). Предполагается, что радиус кривизны r_0 свободных поверхностей в окрестности точек n инициирования процесса разрушения (рис. 1, в, з) всегда один и тот же. Он не изменяется с изменением формы и размеров образца, а также протяженности $2d_0$ достаточно узкого выреза (на рис. 1, в $s(m)_0 \leq 0,2r_0$). Для образцов, имеющих так называемые приемлемые размеры, ранее [47–50] было предложено использовать в качестве первого приближения следующие размерные требования: $(W_0)^* = 40B_0$ и $(r_0)^* = 0,7B_0$.

Микромеханизмы разрушения вблизи каждой точки траектории роста трещины в образцах MR(T) и MDR(T) были всегда одинаковыми, начиная с момента возникновения трещин у точек n (рис. 1, в, з) и до разделения образца на части. Трещины росли вдоль оси Ox только по смешанной форме отрыва и продольного сдвига (форма I + III). И наоборот, усталостные трещины в образцах M(T) (рис. 1, б) всегда стартовали вблизи средней точки линии фронта и росли по форме I. Только после прироста, превышающего толщину образца B_0 , трещины начинали распространяться по форме I + III.

Многоуровневая оценка трещиностойкости листового металла предусматривает проведение испытаний образцов MR(T) с разными размерами $2H_0$ и $2W_0$. Наименьшая величина соотношения этих размеров (на рис. 1, з $H_0/W_0 = 0,1$) обеспечивает соблюдение в центральной части гладкого образца ($2H_0 = 5B_0$ и $2r_0 = 0$) условий поперечной плоской деформации [76]. Для такого образца усредненная величина $\bar{\epsilon}_i$ эквивалентной деформации ϵ_i в момент инициирования процесса разрушения в окрестности его центральной точки принимает предельно низкое значение. Это значение соответствует локальному минимуму на обобщенной зависимости $\bar{\epsilon}_i$ от усредненной величины \bar{h} показателя трехосности напряжений $h = \sigma_m / \sigma_{eq}$, где σ_m – гидростатическое напряжение; σ_{eq} – эквивалентное напряжение [77, 78].

Результатам испытаний образцов MR(T) с соотношением размеров проблемной области ($H_0/W_0 = 0,1$) приписан смысл стандартных характеристик трещиностойкости испытываемого материала. Их величины соответствуют эталонному уровню глобальной стесненности деформаций. В этом случае для пластины с точечным несовершенством ($2r_0 = 0$) усредненной мерой локальной стесненности служит равенство $\bar{h} = 1/3$ [76–78]. Показатель стесненности деформаций \bar{h} для большинства тонкостенных конструкций изменяется в диапазоне $1/3 \dots 2/3$. Такие конструкции обычно работают в условиях одно- и (или) двухосного растяжения, если выполняется требование ($0 \leq k \leq 1$).

Замена точечного несовершенства ($2r_0 = 0$) отверстием (рис. 1, з) приводит к изменению уровня стесненности деформаций в каждой точке траектории роста трещины. Такие изменения существенно зависят от соотношения размеров H_0/W_0 проблемной области. Ранее [43] в качестве обобщенной меры отклонений от эталонного уровня стесненности деформаций было предложено использовать величину $u(N)_f$ смещения крайних точек профиля полностью развитой трещины, которая плавно уменьшается по мере уменьшения соотношения H_0/W_0 . Например, переход от квадратной проблемной области образца MR(T) к стандартной $H_0/W_0 = 0,1$ уменьшает смещение $u(N)_f$ в 3,4 раза.

Растягивающая нагрузка прикладывалась к образцам путем контролируемого перемещения штока гидроцилиндра испытательной машины с постоянной скоростью. Скорость движения активного захвата машины при испытаниях образцов шириной $2W_0 = 120$ мм варьировалась от 0,001 до 1 мм/с. При малых скоростях перемещения захвата (0,01 и 0,001 мм/с) все командные процессы (переключение скорости нагружения, пауза в процессе нагружения и смена направления движения активного захвата) осуществлялись как в автоматическом режиме, так и с пульта ручного управления.

В ходе испытаний измерялись и синхронно регистрировались следующие параметры: текущее время эксперимента t ; растягивающая нагрузка P ; смещение штока гидроцилиндра нагружающего устройства $2v(L)$ или смещение $2v(M)$ заземленных границ образца вдоль оси Oy ; смещение $2u(N)$ точек N вдоль оси Ox ; смещение $2v(m)$ точек m вдоль оси Oy и смещение $2u(n)$ точек n вдоль оси Ox . Кроме того, при испытаниях, проводившихся без использования противодеформирующих плит, осуществлялась непрерывная регистрация смещений $w(m)$ точек m вдоль нормали к плоскости xOy (рис. 1).

Все эти величины обычно измерялись с частотой 5 Гц, а в некоторых случаях с частотой 100 Гц. Одновременно цифровой фотокамерой (разрешение 8 Мрпх, частота 5 Гц) производилась видеосъемка профиля отверстия и профиля трещины. При испытаниях удлиненных образцов ($2H_0 \geq 2W_0$) в отдельных случаях мы использовали противодеформирующие плиты, ограничивающие смещения $w(x, y)$ поверхностей образца в поперечном к плоскости xOy направлении.

5. Проблема построения закона переноса. При исследованиях разрушения образцов MR(T) и MDR(T) из сплава Д16АТ установлены новые факты и закономерности, которые необходимо учитывать при разработке любого закона переноса, в том числе и простейшего (упомянутого в разд. 1). Требуется установить простые, т.е. приемлемые для инженерных расчетов, соотношения между величинами нагрузки P , приростов трещины $2\Delta c$ и приростов смещений точек m, n и M, N на границах малых и больших пластин (рис. 1,з). Приемлемыми считаются соотношения, позволяющие определять форму и размеры профиля трещины с момента ее возникновения и до разделения образца на части. Ширина наибольшего образца должна превышать размер $2W_0$ наименьшей пластины, по крайней мере, на два порядка. Предполагается, что пластина разрушается в условиях, близких к плоскому напряженному состоянию, если ее размеры $2W_0, 2H_0 \geq 10B_0$.

5.1. Скачкообразный рост трещины. Уругопластическое разрушение тела с трещиной в общем случае можно представить как явление чередования двух взаимосвязанных процессов, а именно: прерывистого удлинения трещины и прерывистого расширения ее полости. Один из принципиально важных результатов теоретических исследований скачкообразного роста трещины известен под названием энергетический парадокс Райса. Согласно данным работы [79] при выполнении условия непрерывности процесса разрушения, представленного в виде $\Delta c \rightarrow 0$, где Δc – прирост трещины в теле из неупрочняющегося уругопластического материала, скорость высвобождения уругой энергии G равна нулю. В этом случае вся работа внешних сил расходуется на формирование и продвижение пластической зоны, т.е. отсутствует источник дополнительной энергии, необходимой для преодоления сил когезионного сцепления между частицами материала внутри концевой области (КО) растущей трещины.

Существование парадокса Райса вначале было подтверждено, а затем частично опровергнуто результатами численных расчетов уругопластического разрушения пластины из линейно-упрочняющегося материала. В работах [80, 81] показано, что в случае непрерывного роста центральной трещины введенный энергетический параметр G^Δ стремится к нулю. Однако при повторном (более детальном) рассмотрении этой задачи было установлено, что в действительности параметр G^Δ стремится к некоторому конечному значению скорости высвобождения уругой энергии G [82].

Наш отказ от повсеместного использования гипотезы о непрерывности процесса разрушения обусловлен стремлением разработать инженерную методику согласованного определения локальных параметров КО трещины, относящихся к процессу разрушения как таковому, и глобальных параметров, характеризующих процесс пластического деформирования материала испытываемого образца. Прежде всего необхо-

димо было выбрать такую конфигурацию и размеры образца с начальным концентратором напряжений, которые бы позволили получить экспериментальные диаграммы с достаточно протяженным участком скачкообразного роста трещины.

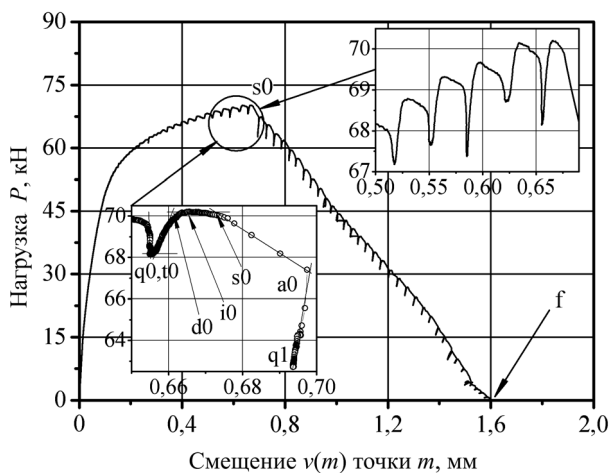
Для решения этой задачи были проведены сравнительные исследования разрушения образцов (рис. 1, б–з), имеющих одинаковую ширину $2W_0$ и разные геометрические параметры начального выреза. Оказалось, что перспективной альтернативой образцу М(Т) является образец MR(Т) с эталонным уровнем стесненности деформаций. Конфигурация этого образца позволяет: реализовать процесс упорядоченной прерывистости роста трещины; свести к пренебрежимо низкому уровню эффекты потери устойчивости и скорости роста трещины в исследованиях разрушения листовых металлов; изменять уровень стесненности деформаций путем изменения соотношения размеров $2H_0$ и $2W_0$; обеспечить неизменность микромеханизмов разрушения с момента зарождения естественной трещины и до разделения образца на части; однозначно идентифицировать момент зарождения трещины простым и универсальным способом.

На диаграмме испытаний стандартного образца MR(Т) точка s_0 соответствует моменту образования полностью развитых наклонных полос пластичности, который совпадает с моментом старта трещины (рис. 3, а). Представляет интерес факт наличия и подобия скачков нагрузки на восходящих и нисходящих ветвях диаграмм испытаний рассматриваемого образца. По мере увеличения смещений $\Delta v(m)$, $\Delta v(M)$, $\Delta v(L)$ самопроизвольные падения нагрузки ΔP становятся сопоставимыми с такими на стадии прерывистого разрушения. Можно сделать вывод, что в условиях общей текучести макроскопические поля напряжений и деформаций контролируют процесс накопления повреждений как на стадии зарождения трещины, так и в процессе ее роста.

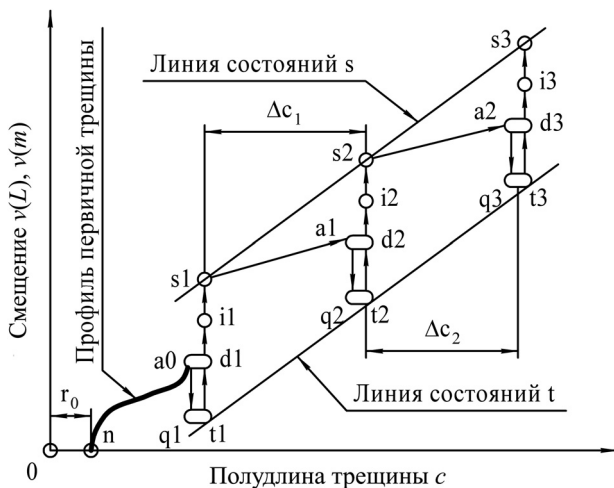
Упорядоченные участки нарастания и падения нагрузки на нисходящей ветви диаграммы отражают циклические изменения геометрии полости отверстия и двух трещин, выходящих на его контур. Каждый цикл состоит из шести стадий (рис. 3): $(q-t)$ – временной интервал неизменности очертаний указанной полости; $(t-d)$ – увеличение поперечных размеров полости вследствие накопления локализованных пластических деформаций; $(d-i)$ – скачкообразное продвижение полос пластичности внутри зон локализованных деформаций; $(i-s)$ – формирование предельно ослабленных поверхностей, т.е. полностью развитых зон процесса разрушения; $(s-a)$ – снятие сил когезионного сцепления между поверхностями зон процесса разрушения, отождествляемое с образованием трещин; $(a-q)$ – закрытие полости отверстия и трещин вследствие самопроизвольной разгрузки образца.

5.2. Ссылочный профиль центральной трещины. Таковым предложено считать правую (нижнюю) ветвь профиля полностью развитой трещины (рис. 4, а). В ее очертаниях как бы запечатлены все сведения о процессах, происходящих внутри КО растущей трещины. Полагаем, что между остаточными деформациями в охватывающих тот или иной участок траектории роста сквозной трещины в приповерхностных слоях материала (рис. 4, а) и параметрами ее профиля на этом участке должны существовать устойчивые корреляционные связи.

Протяженность приростов трещины контролируется остаточными пластическими деформациями в областях приповерхностной поврежденности (рис. 4, а). Точки f (рис. 3, а) обозначают момент пересечения вершинами растущей трещины вертикальных границ образца в точках N (рис. 1). Кривую $v(n)_n$ будем называть ссылочным профилем трещины, или n -соотношением (рис. 4, 5). Если депланационные смещения $w(x, y)$, направленные перпендикулярно к срединной плоскости тонкой пластины (на рис. 1 $x \parallel y$), пренебрежимо малы, геометрию полости трещины можно определить достаточно просто и точно по ее профилю на лицевых поверхностях образца. Для построения профиля трещины используем расстояния $2v(x)$ между



а



б

Рис. 3. Диаграмма испытаний стандартного образца MR(T) размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм (а) и идеализированная траектория скачкообразных изменений координат вершины начальной трещины при фиксированном положении крайней точки n на ее профилях. (Схематически показаны первые три цикла самопроизвольной остановки трещины (точки a), закрытия ее берегов ($a-q$), постоянства геометрии трещины ($q-t$), раскрытия ($t-s$) и роста ($s-a$) трещины (б)).

ответными точками на берегах реальной трещины. Расстояния $2v(x)$ для левой и правой ветвей трещины измеряли отдельно микроскопом на одной или на обеих поверхностях пластины. Усредненные результаты измерений, преобразуем профиль реальной трещины в эквивалентный профиль идеализированной трещины.

Идеализированный профиль полностью развитой трещины (рис. 4,а) состоит из четырех геометрически подобных кривых $v(x)$, которые расположены симметрично относительно осей $0x$ и $0y$. Он эквивалентен реальному профилю в смысле равенства максимальных размеров $2c_f$ и $2v(m)_f$ полости трещины. Каждому из шести периодически повторяющихся событий скачкообразного роста трещины (рис. 3) соответствуют свои очертания $v(x)$ ее профиля. Линии, соединяющие точки одинаковых событий (на рис. 3,б линии s и t), обозначают виртуальный (непрерывный) рост трещины.

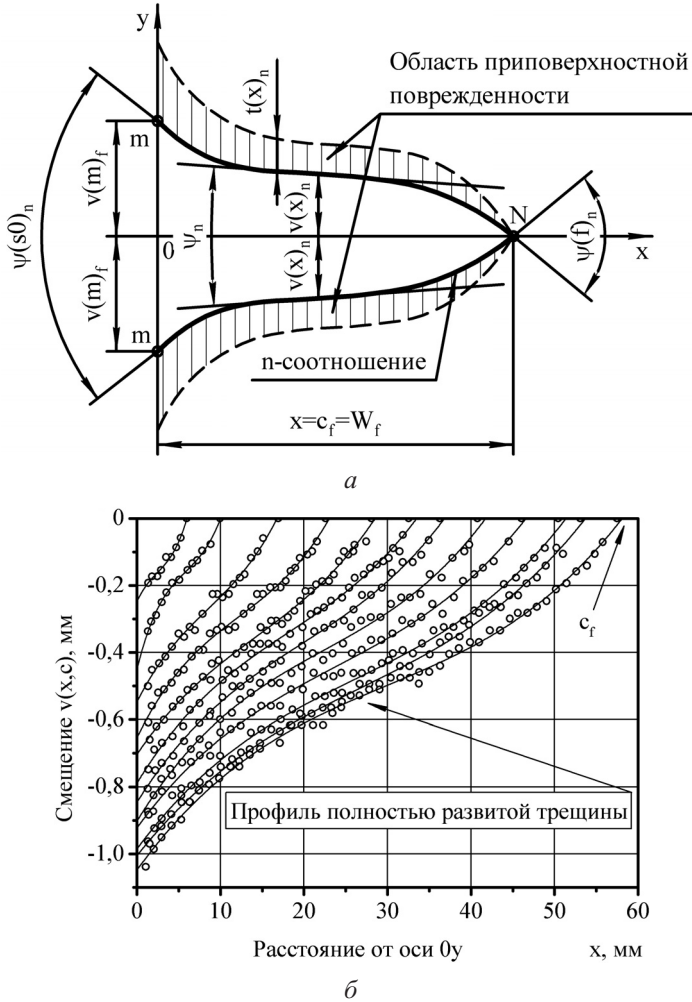
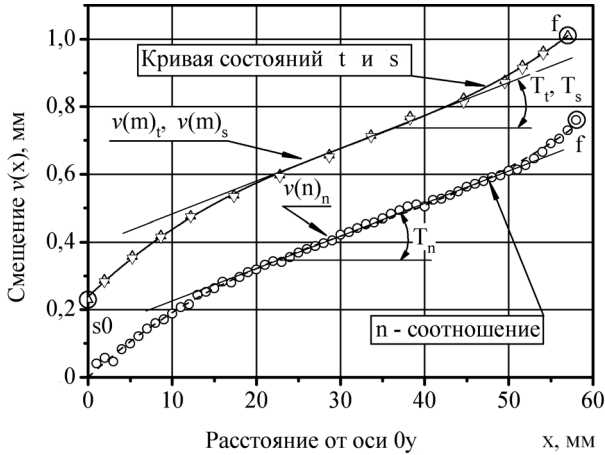


Рис. 4. Правая половина профиля полностью развитой трещины (а) и экспериментально установленные очертания трещины, растущей в образце MR(T) с проблемной областью размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 120$ мм и $2r_0 = 2$ мм (б).

5.3. **Равновесный рост трещины.** Авторы трактуют понятие равновесный рост трещины на основе анализа очертаний ссылочного профиля трещины, что качественно отличается от наиболее распространенного трактования [83]. Типичные профили полностью развитых трещин, сформировавшихся при разных уровнях глобальной стесненности деформаций, показаны на рис. 5. Под термином равновесное разрушение будем понимать непрерывный (виртуальный) процесс образования свободных поверхностей, в ходе которого угол раскрытия берегов полностью развитой трещины не изменяется (на рис. 5 углы $\psi_n = 2\Gamma_n$ и $2\Gamma_{n3}$).

Полиномы, аппроксимирующие n -соотношения, т.е. зависимость смещений $v(x)_n$ от прироста трещины $\Delta c = x - c_0$, продифференцированы по переменной x . В результате определены значения угла $\psi(x)_n$ раскрытия вершины трещины в каждой точке ее траектории на изломе образцов (рис. 6). Полученную таким образом кривую $\psi(x)_n$ можно упрощенно представить тремя прямыми отрезками. Точки $(s_0, c, b$ и $f)$ пересечения этих касательных к кривой $\psi(x)_n$ друг с другом и с координатными осями определяют характерные величины углов $\psi(s_0)_n$, ψ_n и $\psi(f)_n$ – рис. 6,а.



а



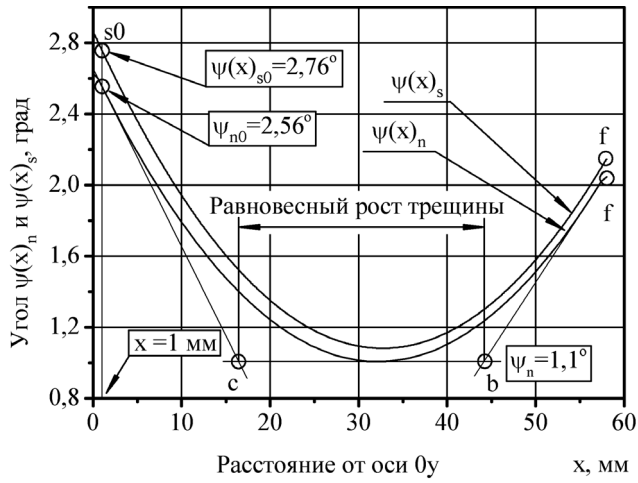
б

Рис. 5. Кривые непрерывного (виртуального) роста трещины в образцах MR(T) размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм (а) и MDR(T) размером $2W_0 = 1200$ мм, $2H_0 = 600$ мм, $2d_0 = 58$ мм и $2r_0 = 2$ мм (б).

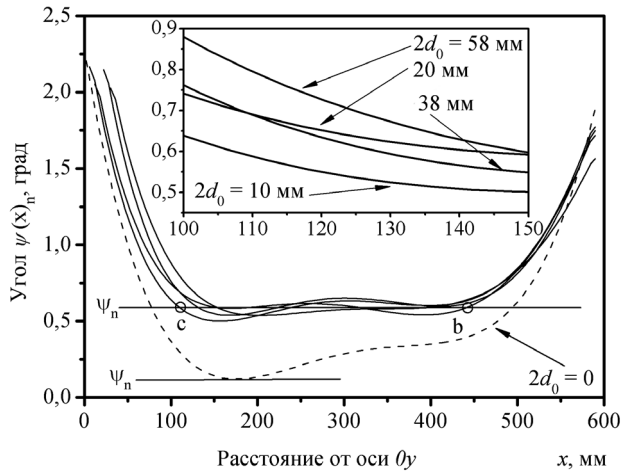
Критическим событием считается момент условного начала стадии равновесного разрушения (на рис. 6 точки c). На участке $c_c \leq c \leq c_b$ выполняется приближенное равенство $\psi(x)_n \approx \psi_n$. Величина ψ_n , будучи базисной характеристикой сопротивления разрушению материала данного конкретного образца, обозначена как $\text{СТОА-}\psi_n$ по аналогии с обозначением характеристики $\text{СТОА-}\psi_c$ [74, 75]. Важной с практической точки зрения является также величина угла $\psi(s0)_n$, характеризующая сопротивление материала инициированию разрушения. Сведения о различиях между углами ψ_n и $\psi(f)_n$, т.е. о влиянии близости КО трещины к границам образца MR(T), могут быть полезными при оценке эффектов взаимодействия растущей трещины с поверхностями иных концентраторов напряжений.

5.4. Деформационная и энергетическая характеристики трещиностойкости.

После самопроизвольной остановки трещины и закрытия ее берегов (на рис. 3 стадия $a-q$) в рабочем сечении образца возникает специфическое поле остаточных напряжений, обеспечивающее неизменность профиля трещины (стадия $q-t$). Этот временной интервал (рис. 7,а) завершается по достижении нагрузкой величины P_t . Как



a



б

Рис. 6. Полиномиальная аппроксимация n -соотношений для образцов MR(T) с проблемной областью размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм (a) и MDR(T) размером $2W_0 = 1200$ мм, $2H_0 = 600$ мм, $2d_0 = 58$ мм и $2r_0 = 2$ мм (б).

видно из данных, приведенных на рис. 8,а, в диапазоне относительно коротких трещин ($c \leq W_0$) стадия q - t соответствует условию неизменности профиля трещины, а следовательно, и уровня поврежденности материала внутри КО трещины. Это условие можно записать в виде равенства $\sigma_N = \sigma_{Nt}^*$, где σ_N – усредненное напряжение в рабочем сечении образца; σ_{Nt}^* – максимальное напряжение σ_N , при котором рост изолированной (не взаимодействующей со свободными границами образца) трещины в испытуемом образце невозможен. Для образца MR(T) из сплава Д16АТ, разрушающегося при эталонном уровне стесненности деформаций, характеристика $\sigma_{Nt}^* = 350$ МПа.

Для определения деформационной и энергетической характеристик трещиностойкости материала по данным испытаний образца MR(T) необходимо рассмотреть каждый цикл скачкообразных изменений нагрузки и смещений в отдельности (рис. 7 и 8,б). Деформационная характеристика, т.е. угол раскрытия вершины трещины

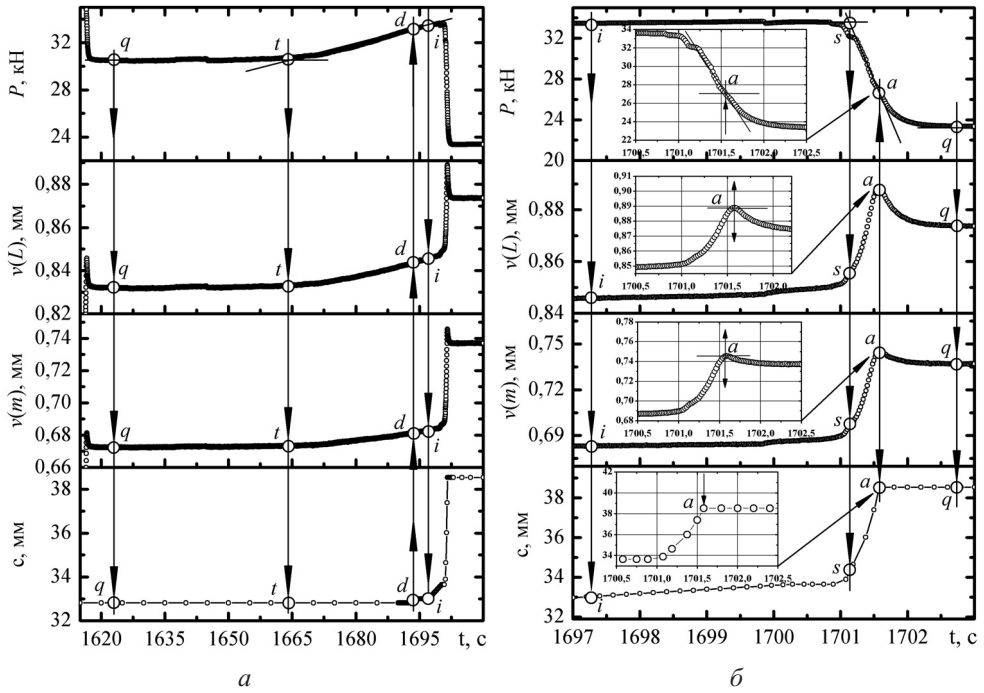


Рис. 7. Временная развертка одного из циклов скачкообразного роста трещины в образце MR(T) с проблемной областью размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм, в центре которой содержится отверстие диаметром $2r_0 = 2$ мм.

СТОА- $\psi(x)_{tot} = \psi(x)_n + \psi(x)_s$, определяется по диаграмме $P - v(m)$, а энергетическая характеристика $D_{tot} = D_{rem} + D_{loc}$ – по диаграмме $P - v(L)$. Первые составляющие угла $\psi(x)_{tot}$ и скорости диссипации энергии D_{tot} ($\psi(x)_n$ и D_{rem}) характеризуют непрерывное (виртуальное) разрушение, вторые составляющие ($\psi(x)_s$ и D_{loc}) – прерывистое (реальное) разрушение.

Угол $\psi(x)_s$ рассчитывается по формуле

$$\psi(x)_{sj} = 2 \arctg \left(\frac{\delta(x)_{sj}}{2\Delta c_{j+1}} \right). \tag{6}$$

Здесь

$$\delta(x)_{sj} = 2[v(m)_{sj} - v(m)_{u0}] \left(\frac{\Delta c_{j+1}}{c_{sj} + \Delta c_{j+1}} \right),$$

где $v(m)_s$ – смещение точки m в момент s ; $v(m)_{u0}$ – смещение точки m , определяемое по точке пересечения линии полной (условной) разгрузки образца в точке (q_0, t_0) на диаграмме $P - v(m)$, которая параллельна линии упругого деформирования образца на этой диаграмме (рис. 3,а); c_s – полудлина трещины перед ее продвижением; Δc – протяженность прироста трещины, $j = 1, 2, 3, \dots$. Предполагается, что протяженность полностью развитой зоны процесса разрушения всегда равна протяженности соответствующего прироста трещины Δc . При выводе формулы (6) не использовалось распространенное предположение о том, что в условиях общей текучести приросты смещений точек приложения нагрузки равны приростам раскрытия вершины трещины [84].

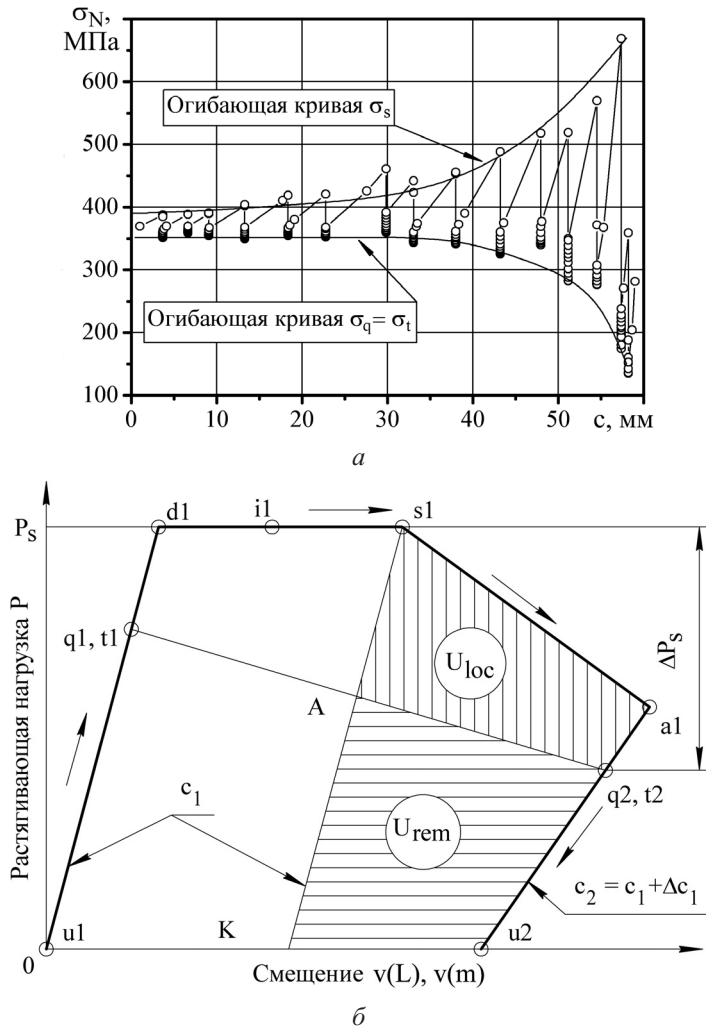


Рис. 8. Зависимость напряжений σ_N от длины трещины c в стандартном образце MR(T) (а) и схема одного цикла скачкообразного изменения нагрузки P , смещений $v(L)$, $v(m)$ и длины трещины c после условной разгрузки образца (состояния t и u) (б).

Глобальную D_{rem} и локальную D_{loc} составляющие энергетической характеристики D_{tot} рассчитывали соответственно по формулам

$$D_{rem} = \frac{U_{rem}}{2B_0 \Delta c}; \quad D_{loc} = \frac{U_{loc}}{2B_0 \Delta c}, \quad (7)$$

где U_{rem} и U_{loc} – площади на диаграмме $P-v(L)$, расположенные соответственно под и над линией $t1-t2$ (рис. 8,б). В отличие от общепринятой трактовки понятия скорости диссипации энергии D , в данном случае речь идет об усредненной величине D_{tot} , относящейся к конечному приросту трещины Δc .

Результаты определения деформационных (рис. 9) и энергетических (рис. 10) характеристик трещиностойкости сплава Д16АТ удовлетворительно согласуются с данными, полученными с использованием стандарта [74], а также с приведенными в литературных источниках для аналогичных алюминиевых сплавов. В частности,

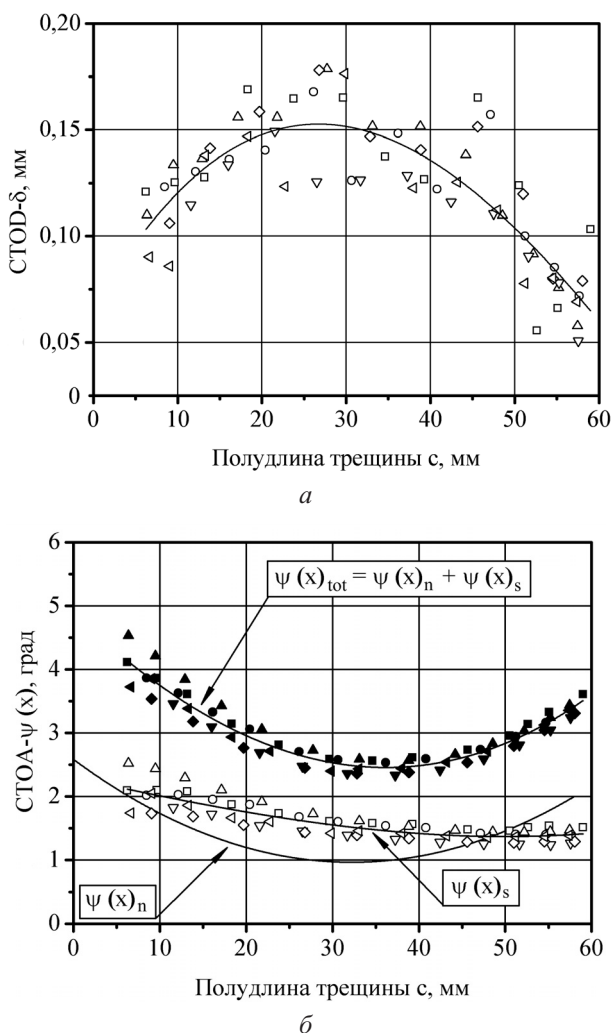
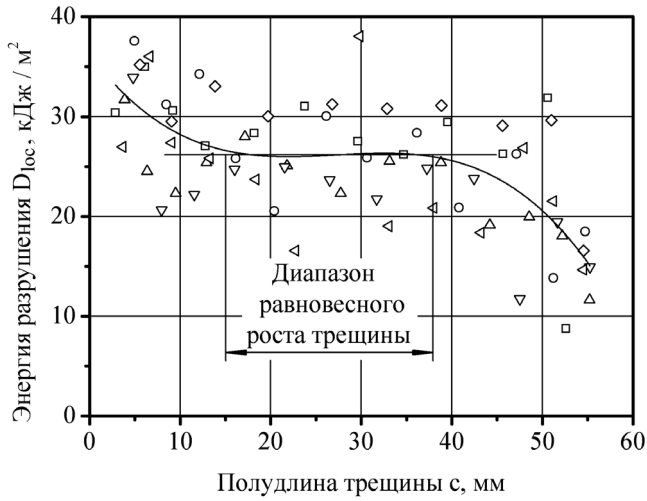


Рис. 9. Изменения величины раскрытия СТOD- δ (а) и угла раскрытия СТOA- $\psi(x)$ (б) вершины трещины, распространяющейся скачкообразно в шести идентичных образцах MR(T) с проблемной областью размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм.

суммарный угол $\psi(x)_{tot}$ раскрытия вершины трещины (рис. 9,б) в диапазоне $10 \leq c_s \leq 60$ мм располагается в поле разброса критической величины угла $\psi_c = 3,0 \pm 0,9$ град, которая была установлена ранее [53] по данным испытаний сплава Д16АТ.

Из трех энергетических характеристик трещиностойкости сплава Д16АТ D_{loc} , D_{rem} и D_{tot} только первая частично удовлетворяет требованию независимости от прироста трещины в диапазоне равновесного разрушения (рис. 10,а). Среднее значение $D_{loc} = 26,2$ кДж/м² хорошо согласуется с величиной $R_0 = 25$ кДж/м², характеризующей рост трещины в алюминиевом сплаве 2024-Т351 при постоянном уровне так называемой локальной вязкости разрушения (crack tip toughness) [85].

5.5. Объединенная диаграмма разрушения. В общем случае диаграмма представлена семью зависимостями смещения $v(x)$ от виртуального прироста трещины Δc . Для ее построения необходимо иметь два набора данных о разрушении образца MR(T). Первый набор – это данные, полученные при испытаниях, в которых трещина



а

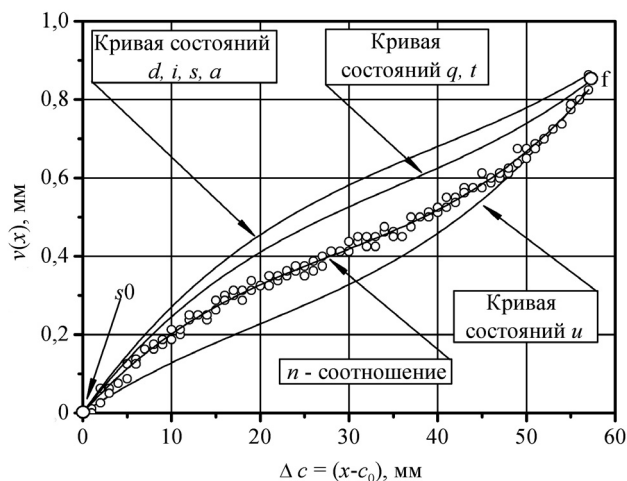


б

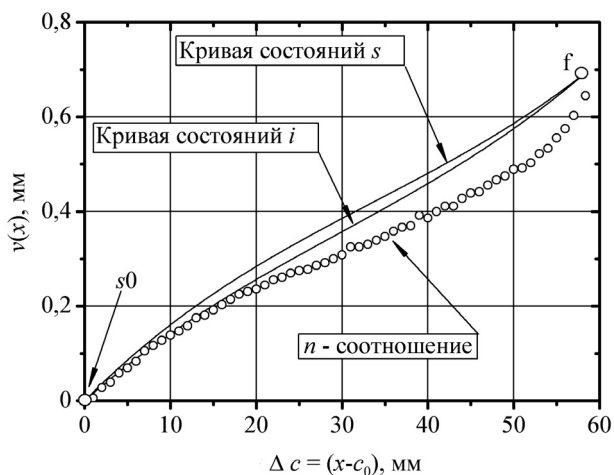
Рис. 10. Изменение усредненных (по площади прироста трещины) значений скорости диссипации энергии на стадии скачкообразного роста трещины в шести идентичных образцах MR(T) с проблемной областью размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм (а) и на стадии пластического деформирования материала вне концевой области трещины (б).

распространялась скачкообразно вследствие самопроизвольных разгрузок образца (рис. 3,а), второй – при испытаниях аналогичного образца с периодически повторяющимися принудительными разгрузками. При этом главной является задача определения параметров профиля трещины $v(x, c)_u$ в полностью разгруженном образце (рис. 4 в [56]).

На рис. 11,а показана объединенная диаграмма разрушения трех одинаковых пластин, при испытаниях которых рост трещины преднамеренно прерывался полными разгрузками. Поэтому она представлена только четырьмя кривыми $v(x)$. Здесь характерные состояния трещины $d-i-s-a$, относящиеся к стадии прерывистого разрушения, обозначены одной предельной кривой. Для сравнения на рис 11,б представлена диаграмма, полученная для случая скачкообразного роста трещины. С помощью этих



а



б

Рис. 11. Объединенная диаграмма разрушения трех образцов MR(T) с проблемной областью размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 120$ мм и $2r_0 = 2$ мм (а) и одного образца MR(T) размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм (б).

диаграмм могут быть определены линейные $v(x)$ и угловые $\psi(x)$ смещения берегов трещины с момента ее возникновения и до разделения пластины на части.

Заключение. Разработаны научные основы нового подхода к оценке разрушения листовых металлов и тонкостенных конструкций, главными составляющими которого являются: эллиптическая модель центральной трещины; критерияльные соотношения, учитывающие эффекты двухосности нагружения; конфигурация образца и процедура испытаний, позволяющие осуществлять многоуровневую оценку разрушения образцов из листовых металлов; метод ускоренного определения угла раскрытия вершины трещины на стадии равновесного разрушения листовых металлов; методика взаимосогласованного определения деформационной и энергетической характеристик трещиностойкости в условиях общей текучести; объединенная диаграмма разрушения, устанавливающая связи между параметрами непрерывного и прерывистого роста трещины.

Резюме

Розглянуто задачі обширної програми досліджень розвитку тріщин у плоских та трубчастих зразках із крихких і пластичних матеріалів різної фізичної природи. У результаті її реалізації розроблено наукові основи нового підходу до оцінки руйнування листових металів і тонкостінних конструкцій. Показано, що першочерговою задачею на шляху до побудови прийнятної з практичної точки зору закону переносу є отримання експериментальних даних про еволюцію геометрії порожнини тріщини, починаючи з моменту її виникнення і до розділення зразка на частини.

1. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Волков Г. С. Влияние стесненности деформаций на вязкость разрушения пластичных сталей // Пробл. прочности. – 1977. – № 11. – С. 45 – 51.
2. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Волков Г. С. Метод оценки вязкости разрушения пластичных материалов в условиях плоской деформации // Там же. – № 12. – С. 3 – 7.
3. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Волков Г. С. Определение трещиностойкости материалов на основе энергетического контурного интеграла. – Киев: Наук. думка, 1978. – 125 с.
4. Писаренко Г. С., Науменко В. П. Управление разрушением в испытаниях на трещиностойкость // Проблемы прочности и пластичности твердых тел. – Л.: Наука, 1979. – С. 108 – 117.
5. Pisarenko G. S. und Naumenko V. P. Mechanik des Sprödbruchs von Bauteilen // Verformung und Bruch: 5 Symp. – Magdeburg: Technische Hochschule. – 1979. – 2. – S. 226 – 230.
6. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Волков Г. С. Об общем подходе к определению трещиностойкости конструкционных материалов // Трещиностойкость материалов и элементов конструкций: Тр. Всесоюз. симпоз. – Киев: Наук. думка, 1980. – С. 3 – 11.
7. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Коваль В. И. Методика экспериментального исследования разрушения при двухосном нагружении // Пробл. прочности. – 1981. – № 3. – С. 5 – 9.
8. Науменко В. П. Метод определения раскрытия вершины трещины в условиях плоской деформации // Там же. – № 9. – С. 28 – 34.
9. Науменко В. П., Раковский В. А. Хрупкое разрушение пластины с трещиной при поперечном сжатии // Там же. – № 10. – С. 7 – 12.
10. Писаренко Г. С., Науменко В. П. Экспериментальные методы механики разрушения материалов // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – № 2. – С. 28 – 41.
11. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Онищенко Е. Е. Методика исследования разрушения листовых материалов при двухосном нагружении // Пробл. прочности. – 1982. – № 3. – С. 3 – 9.
12. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Онищенко Е. Е. Упругопластическое разрушение отрывом тонколистовой стали при двухосном нагружении / АН УССР. Ин-т проблем прочности. – Препр. – Киев, 1983. – 64 с.
13. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Степков В. М. Метод и результаты исследования кинетики разрушения и трещиностойкости хрупких материалов // Пробл. прочности. – 1984. – № 12. – С. 43 – 50.

14. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Митченко О. В., Волков Г. С. Экспериментальное определение величины K_1 при сжатии пластины вдоль линии трещины // Там же. – 1984. – № 11. – С. 3 – 9.
15. Науменко В. П., Неделчев Н. И. Методика и результаты экспериментального определения профиля поверхностной трещины // Там же. – 1985. – № 12. – С. 25 – 30.
16. Науменко В. П., Майстренко А. Л. Определение трещиностойкости хрупких неметаллических материалов // Завод. лаб. – 1985. – № 4. – С. 63 – 70.
17. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Неделчев Н. И. Характеристика трещиностойкости хрупкого материала. Что это такое? // Пробл. прочности. – 1985. – № 11. – С. 17 – 24.
18. Науменко В. П., Митченко О. В. Хрупкое разрушение пластины с отверстием при сжатии // Там же. – 1985. – № 7. – С. 12 – 20.
19. Писаренко Г. С., Науменко В. П., Степков В. М. Хрупкое разрушение при одноосном и двухосном нагружении // Прочность материалов и элементов конструкций при сложном напряженном состоянии. – Киев: Наук. думка, 1986. – С. 196 – 201.
20. Naumenko V. P. Determination of fracture toughness for brittle nonmetallic materials at the subcritical crack growth stage // J. Test. Eval. – 1986. – 14, No. 2. – P. 76 – 80.
21. Науменко В. П. Хрупкое разрушение и прочность материалов при сжатии и растяжении / АН УССР. Ин-т проблем прочности. – Препр. – Киев, 1987. – 38 с.
22. Науменко В. П., Семенец А. И. Трещиностойкость и прочность крупногабаритных пластин из алюминиевых сплавов / АН УССР. Ин-т проблем прочности. – Препр. – Киев, 1990. – 48 с.
23. Naumenko V. P. and Sopenko S. I. The test-method for crack growth resistance and elasticity characteristics evaluation for brittle nonmetallic materials // Fracture Processes in Concrete, Rock and Ceramics (Proc. Int. RILEM/ESIS Conf.), 1991. – P. 397 – 406.
24. Naumenko V. P. Modelling of brittle fracture in tension and compression // Fracture Processes in Concrete, Rock and Ceramics (Proc. Int. RILEM/ESIS Conf.), 1991. – P. 183 – 192.
25. Науменко В. П. Зарождение и рост трещины при сжатии и растяжении // Физ.-хим. механика материалов. – 1991. – № 5. – С. 62 – 66.
26. Науменко В. П., Митченко О. В. Деформационные параметры разрушения отрывом при растяжении и сжатии // Пробл. прочности. – 1991. – № 10. – С. 25 – 31.
27. Naumenko V. P. and Rakovsky V. A. Crack growth onset in biaxially loaded elasto-plastic plates // Defect Assessment in Components – Fundamentals and Applications (ESIS/ECF9) / J. C. Blouel and K.-H. Schwalbe (Eds.) – London, 1991. – P. 363 – 377.
28. Раковский В. А., Науменко В. П., Волков Г. С. и др. Оценка трещиностойкости стали 15Х2НМФА в больших сечениях по результатам испытаний малых образцов // Пробл. прочности. – 1991. – № 5. – С. 23 – 28.
29. Науменко В. П. Задачи Гриффитса и разрушение отрывом при растяжении и сжатии // Физ.-хим. механика материалов. – 1993. – № 4. – С. 75 – 86.
30. Naumenko V. P. and Kolednik O. Load biaxiality effects on the fracture resistance of thin steel plates // ECF 10 – Structural Integrity: Experiments, Models, and Applications. – Berlin, 1994. – P. 911 – 921.

31. *Naumenko V. P.* Why and how the elastic response of an ideal crack is to be harmonized with that of an actual crack // *Fracture from Defects (Proc. of the ECF 12)* / M. W. Brown, E. R. de los Rios, and K. J. Miller (Eds.). – Vol. 2. – Sheffield, UK, 1998. – P. 1083 – 1088.
32. *Naumenko V. P., Kolednik O., O'Dowd N. P., et al.* Transferability of plane-stress *R*-curves: effect of specimen size and crack length // *Fracture from Defects (Proc. of the ECF 12)* / M. W. Brown, E. R. de los Rios, and K. J. Miller (Eds.). – Vol. 2. – Sheffield, UK, 1998. – P. 631 – 636.
33. *O'Dowd N. P., Kolednik O., and Naumenko V. P.* Elastic-plastic analysis of biaxially loaded center-cracked plates // *Int. J. Solids Struct.* – 1999. – **36**. – P. 5639 – 5661.
34. *Naumenko V. P., Kolednik O., O'Dowd N. P., and Volkov G. S.* Effect of constraint on resistance to stable crack growth in thin aluminum plates // *Life Assessment and Management for Structural Components: Proc. Conf. (Kiev, 6–9 June 2000)* / V. T. Troshchenko (Eq.). – Vol. 1. – Kiev: Logos, 2000. – P. 299 – 304.
35. *Naumenko V. P., Volkov G. S., and Atkins A. G.* Comparison studies of *R*-curves for fatigue and tear cracks in thin aluminium plate // *Fracture Mechanics: Applications and Challenges (Proc. ECF 13)*. – San Sebastian, Spain, 2000.
36. *Naumenko V. P.* A transferring law for prediction of the steady-state crack growth in thin-wall structures // *Life Assessment and Management for Structural Components: Proc. Conf. (Kiev, 6–9 June 2000)* / V. T. Troshchenko (Eq.). – Vol. 1. – Kiev: Logos, 2000. – P. 287 – 298.
37. *Naumenko V. P., Volkov G. S., and Atkins A. G.* Initiation and propagation of ductile tearing: A search for biaxial fracture criterion // *Proc. of the 6th Int. Conf. on Biaxial/Multi-axial Fatigue and Fracture* / M. M. de Freitas (Ed.). Vol. 2. – Lisbon, Portugal, 2001. – P. 975 – 982.
38. *Naumenko V. P. and Atkins A. G.* Characterization of the fracture process zone under biaxial loading // *Proc. of the 10th Int. Conf. on Fracture*. – Honolulu, 2001. – 6 p.
39. *Naumenko V. P.* Single-parameter prediction of stable crack growth in large-scale panels // *Proc. of the 14th Europ. Conf. on Fracture* / A. Neimitz, I. V. Rokach, D. Kocanda, K. Golos (Eds.). – Vol. 2. – Sheffield: EMAS, 2002. – P. 543 – 550.
40. *Naumenko V. P. and Volkov G. S.* Engineering assessment of tear cracks in large-scale panels from thin-sheet aluminium // *Proc. of the 6th Int. Conf. on Engineering Structural Integrity Assessment*. – Manchester, 2002. – 8 p.
41. *Naumenko V. P., Skrypyuk Yu. D., and Volkov G. S.* Steady-state tearing in thin aluminium sheet under uniaxial tension // *Proc. of the 15th Europ. Conf. on Fracture*. – Stockholm, 2004. – 8 p.
42. *Naumenko V. P., Volkov G. S., and Skrypyuk Yu. D.* Assessment of the life cycle for metal sheets under monotonically increased loading // *Structural Integrity Assessment for Life Cycle Management (Proc. of the ESIA 7)*. – Manchester, 2004. – 8 p.
43. *Naumenko V. P. and Volkov G. S.* Assessment of plane stress tearing in terms of various crack driving parameters // *Proc. of the 2th ASTM–ESIS Conf. on Fatigue and Fracture Mechanics* / S. R. Daniewicz, J. C. Newman, and K.-H. Schwalbe (Eds.). – ASTM STP 1461. – West Conshohocken, PA, 2005. – P. 182 – 202.
44. *Naumenko V. P. and Skrypyuk Yu. D.* Assessment of steady state tearing in tension-dominant crack geometries // *Proc. of the 11th Int. Conf. on Fracture*. – Turin, 2005. – 6 p.

45. *Naumenko V. P., Skrypyuk Yu. D., and Nedelchev N. I.* Constraint-dependent fracture toughness of glass and PMMA // Proc. of the 11th Int. Conf. on Fracture. – Turin, 2005. – 6 p.
46. *Науменко В. П.* Разрушение отрывом при растяжении и сжатии // Прочность материалов и конструкций. – Киев: Академперіодика, 2005. – С. 524 – 572.
47. *Naumenko V. P.* Incorporation of length scales in plane stress fracture analysis // Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures (Proc. of the ECF 16) / E. E. Gdoutos (Ed.). – Alexandropoulos, Greece, 2006. – P. 361 – 362.
48. *Naumenko V. P. and Skrypyuk Yu. D.* Sensitivity of crack nucleation parameters to the geometric imperfection // Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures (Proc. of the ECF 16) / E. E. Gdoutos (Ed.). – Alexandropoulos, Greece, 2006. – P. 367 – 368.
49. *Naumenko V. P., Lenzion S. V., and Skrypyuk Yu. D.* Comprehensive assessment of a naturally forming tear crack in thin-sheet aluminium alloy // Proc. of the 8th Int. Conf. on Engineering Structural Integrity Assessment (ESIA8) – Throughlife Management of Structures and Components. – Manchester, UK, 2006. – P. 109 – 119.
50. *Naumenko V. P., Lenzion S. V., and Skrypyuk Yu. D.* Ductile tearing in a narrow and wide strips of thin-sheet aluminium alloy // Proc. of the 8th Int. Conf. on Engineering Structural Integrity Assessment (ESIA8) – Throughlife Management of Structures and Components. – Manchester, UK, 2006. – P. 151 – 161.
51. *Naumenko V. P. and Atkins A. G.* Engineering assessment of ductile tearing in uniaxial and biaxial tension // Int. J. Fatigue. – 2006. – **28**, No. 5-6. – P. 494 – 503.
52. *Naumenko V. P.* An engineering concept of fracture instability // Proc. of the ICMFF8. – Sheffield, 2007. – 8 p.
53. *Naumenko V. P., Lenzion S. V., and Limansky I. V.* Displacement-based assessment of ductile tearing under low-constraint conditions // The Open Mech. Eng. J. – 2008. – **2**. – P. 40 – 59.
54. *Naumenko V. P. and Limansky I. V.* Energy-based assessment of ductile tearing in a thin sheet aluminium alloy // Proc. Eng. – 2009. – **1**. – Issue 1. – P. 63 – 66.
55. *Naumenko V. P.* Through-life assessment of ductile tearing under low-constraint conditions // Proc. of the 12th Int. Conf. on Fracture. – Ottawa, 2009. – 10 p.
56. *Науменко В. П., Лиманский И. В.* Сопротивление разрушению листовых металлов и тонкостенных конструкций. Сообщ. 1. Критический обзор // Пробл. прочности. – 2014. – № 1. – С. 25 – 49.
57. *Hu X. and Wittmann F.* Size effect on toughness induced by crack close to free surface // Eng. Fract. Mech. – 2000. – **65**. – P. 209 – 221.
58. *Carpinteri A., Chiaia B., and Cornetti P.* A scale-invariant cohesive crack model for quasi-brittle materials // Ibid. – 2002. – **69**. – P. 207 – 217.
59. *Bazant Z. P. and Yavari A.* Is the cause of size effect on structural strength fractal or energetic-statistical? // Ibid. – 2005. – **72**. – P. 1–31.
60. *Hetenyi M.* Handbook of Experimental Stress Analysis. – New York: John Wiley, 1950.
61. *SINTAP: Structural Integrity Assessment Procedure.* – Final Report. – EU-Project BE 95-1462. – Brite Euram Programme, Brussels, 1999.
62. *Koçak M., Webster S., Janosch J. J., et al.* (Eds). FITNET Fitness-for-Service (FFS). Vol. 1: Procedure. – Revision MK8. – ISBN 978-3-940923-00-4. – Geesthacht, Germany: GKSS Research Centre, 2008.

63. R6. Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects, Report R6, Revision 4, with including Amendment 7. – Gloucester, UK: British Energy Generation, 2009.
64. *API 579*. Recommended Practice for Fitness-for-Service. – Washington, D.C., 2000.
65. *ISO-27306:2009*. Metallic Materials – Method of Constraint Loss Correction of CTOD Fracture Toughness for Fracture Assessment of Steel Components. – International Organization for Standardization, 2009.
66. *Schödel M., Zerbst U., and Dalle Donne C.* Application of the European flaw assessment procedure SINTAP to thin wall structures subjected to biaxial and mixed mode loadings // *Eng. Fract. Mech.* – 2006. – **73**, No. 5. – P. 626 – 642.
67. *Zerbst U., Pempe A., Scheider I., et al.* Proposed extension of the SINTAP/FITNET thin wall option based on a simple method for reference load determination // *Ibid.* – 2009. – **76**, No. 1. – P. 74 – 87.
68. *Бриджмен П.* Исследование больших пластических деформаций и разрыва. – М.: Изд. иностр. лит. – 1955. – 131 с.
69. *Griffith A. A.* The phenomena of rupture and flow in solids // *Phil. Trans. Roy. Soc.* – 1920. – **A211**. – P. 163 – 198.
70. *Griffith A. A.* Theory of rupture // *Proc. 1st Int. Congr. for Applied Mechanics / S. B. Biezeno and J. M. Burgers (Eds.)*. – Delft: Uitgeverij Waltman, 1924. – P. 55 – 63.
71. *Гузь А. Н.* О неклассических проблемах механики разрушения // *Физ.-хим. механика материалов*. – 1993. – № 3. – С. 86 – 97.
72. *Cotterell B. and Atkins A. G.* A review of the J and I integrals and their implications for crack growth resistance and toughness in ductile fracture // *Int. J. Fract.* – 1996. – **81**. – No. 4. – P. 357 – 372.
73. *ASTM E561-92a*. Standard Practice for R-Curve Determination. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 1992.
74. *ASTM E2472-06*. Standard Test Method for Determination of Resistance to Stable Crack Extension under Low-Constraint Conditions. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2006.
75. *ISO 2288:2007*. Metallic Materials – Method of Test for the Determination of Resistance to Stable Crack Extension Using Specimens of Low Constraint. – International Standard, 2007.
76. *Bao Y.* Dependence of ductile crack formation in tensile tests on stress triaxiality, stress and strain ratios // *Eng. Fract. Mech.* – 2005. – **72**, No. 4. – P. 505 – 522.
77. *Wierzbicki T., Bao Y., Lee Y-W., and Bai Y.* Calibration and evaluation of seven fracture models // *Int. J. Mech. Sci.* – 2005. – **47**, No. 4-6. – P. 719 – 743.
78. *Beese A., Luo M., Bai Y., and Wierzbicki T.* Partially coupled anisotropic fracture model of aluminum sheets // *Eng. Fract. Mech.* – 2010. – **77**, No. 7. – P. 1128 – 1152.
79. *Rice J. R.* An examination of the fracture mechanics energy balance from the point of view of continuum mechanics // *Proc. 1st Int. Conf. on Fracture (Sept. 12–17, 1965, Sendai, Japan) / J. L. Swedlow, T. Yokobori, and T. Kawasaki (Eds.)*. – Vol. 1. – 1966. – P. 309 – 340.
80. *Kfoury A. P. and Miller K. J.* Crack separation energy rate for crack advance in elastic-plastic fracture mechanics // *Proc. Inst. Mech. Eng.* – 1976. – **190**. – P. 571 – 584.

81. *Kfouri A. P. and Rice J. R.* Elastic-plastic separation energy rate for crack advance in finite growth steps // *Fracture 1977: Proc. of the ICF 4* (June 19–24, 1977, Waterloo, Ontario, Canada) / D. R. M. Taplin (Ed.). – Vol. 1. – University of Waterloo Press, 1977. – P. 43 – 59.
82. *Wadier Y.* Reconsidering the paradox of Rice for a linear strain hardening material // *Int. J. Fract.* – 2004. – **127**, No. 1. – P. L125 – L132.
83. *Tvergaard V. and Hutchinson J. W.* The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids // *J. Mech. Phys. Solids.* – 1992. – **40**, No. 6. – P. 1377 – 1397.
84. *Sumpter J. D. G.* The energy dissipation rate approach to tearing instability // *Ibid.* – 2004. – **71**, No. 1. – P. 17 – 37.
85. *Atkins A. G., Chen Z., and Cotterell B.* Prediction of the energy dissipation rate in ductile crack propagation // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 2003. – **26**, No. 1. – P. 67 – 77.

Поступила 11. 06. 2012