

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И ЭНЕРГИИ РАЗРУШЕНИЯ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УДАРНОМ РАСКЛИНИВАНИИ

УДК 539.375

А. С. Еременко, С. А. Новиков, В. А. Сеницын,  
В. А. Пушков, М. М. Якупов

ВНИИ экспериментальной физики, 607200 Саров

**1. Методика испытаний.** Современная механика разрушения характеризуется развитым математическим аппаратом и высоким уровнем экспериментальной техники [1]. Существующие расчетные и экспериментальные методы позволяют находить критерияльные параметры при различных типах нагружения. Разработаны стандартные методы определения трещиностойкости в статике  $K_{1c}$  и в динамике  $K_{1d}$ , динамического коэффициента интенсивности напряжений (КИН) при росте трещины  $K_D$  и ее остановке  $K_{1a}$  [2, 3].

При высокоскоростном нагружении, при характерном времени нагружения  $(1 \div 5) \times 10^{-3}$  с и менее возникают затруднения с применением стандартных схем нагружения, обусловленные динамическими эффектами.

Для определения трещиностойкости и энергии разрушения хрупких материалов при высокоскоростном нагружении авторы применили волновое нагружение образца по методу составного стержня Гопкинсона (ССГ).

Гопкинсон предложил метод определения напряжений в ударно-волновом импульсе, распространяющемся в стержне при его взрывном нагружении, по скорости отлета измерительного стержня, состыкованного с нагружающим стержнем [4]. Разрушающие напряжения хрупких материалов при растяжении гораздо ниже, чем при сжатии, и при интенсивном импульсном нагружении в стержнях образуется откол. По скорости отколовшейся части стержня по методу Гопкинсона находились критические напряжения откола в горных породах (гранит, мрамор и др.) [5].

В [6] рассмотрено определение энергии разрушения в опытах по отколу на основе интегрального энергетического критерия. Кольский усовершенствовал метод Гопкинсона, предложив измерять волновые скорости проходящих импульсов и схему расчета напряжений и деформаций в образце, размещенном между стержнями, по измеренным параметрам падающего, отраженного и прошедшего через образец импульсов [7]. В дальнейшем метод ССГ нашел широкое применение при различных видах одноосных динамических нагружений, в том числе для определения трещиностойкости.

В [8] описаны эксперименты по нахождению динамической трещиностойкости твердых сплавов с нагружением по методу ССГ. Испытывались образцы в виде дисков (таблеток) со сквозным центральным пропилом, нагружаемые в диаметральной направлении.

Оригинальная методика определения динамической трещиностойкости сталей и сплавов описана в [9]. Ударно-волновому нагружению растяжением подвергается стержень, в котором выполнен кольцевой надрез с острой (усталостной) трещиной в основании. В качестве образца рассматривается участок стержня, непосредственно примыкающий к надрезу. По схеме метода ССГ находятся напряжения и усилия  $P$  в сечении трещины и деформации  $\delta$ , связанные с ее раскрытием, и строится квазистатическая силовая диаграмма

$P - \delta$ , анализируемая стандартным образом. По диаграмме  $P - \delta$  определяются динамическая трещиностойкость  $K_{1d}$  и энергия разрушения  $G_c$ . В случае пластичных материалов расчет производится с применением  $J$ -интеграла.

Скорость роста КИН

$$\dot{K}_1 = K_{1d}/\tau_* \quad (1.1)$$

( $\tau_*$  — характерное время нарастания нагрузки от нулевой до соответствующей критическому состоянию). Достижимая скорость нагружения для сталей порядка  $10^6$  МПа·м<sup>1/2</sup>/с. Это примерно на два порядка выше, чем при стандартной схеме нагружения. Минимальная длительность квазистатического нагружения ограничивается длительностью переходного волнового процесса  $\tau^0$ , обусловленного возникновением на неоднородности (надрезе и трещине) волны сдвига и поверхностной волны Рэлея. В первом приближении длительность

$$\tau^0 = D/c_2 \quad (1.2)$$

( $D$  — диаметр стержня,  $c_2$  — скорость волны сдвига). Фактическая длительность высокочастотного переходного процесса больше, но он быстро затухает вследствие значительного демпфирования материала в зоне трещины.

В [9] экспериментально показано, что  $\tau^0$  можно принимать за оценку граничной (минимальной) длительности квазистатического нагружения. Недостатком методики является вполне очевидное ограничение по типу исследуемых материалов. В [10] описана методика нахождения  $K_D$ , основанная на расчетно-экспериментальном анализе роста трещины в растянутой пластине с боковым надрезом.

В [11, 12] предложены методики определения динамической трещиностойкости с применением метода ССГ и компактного образца расклинивания. За основу принят стандартный образец внецентренного растяжения (по международной терминологии CT-specimen), модифицированный для нагружения расклиниванием. Для этого в образце 1 выполняется клиновидный паз, а нагружающий стержень 3 снабжен жестко скрепленным с ним клиновидным бойком 2 (рис. 1). Расчет силовых диаграмм квазистатического нагружения образца осуществляется по схеме Кольского. Перемещение клина как твердого тела при внедрении в образец имеет вид

$$U_A(t) = c_0 \int_0^t [\varepsilon^+(t) - \varepsilon^-(t)] dt,$$

а перемещение опорной поверхности второго стержня 4

$$U_B(t) = c_0 \int_0^t \varepsilon(t) dt.$$

Здесь  $c_0$  — скорость упругой волны в стержнях;  $\varepsilon^+$ ,  $\varepsilon^-$  и  $\varepsilon$  — падающий, отраженный и прошедший импульсы деформаций, зарегистрированные тензорезисторами 5, 6. По законам волновой механики  $\varepsilon^+(t) + \varepsilon^-(t) = \varepsilon(t)$ .

Следует учитывать, что  $\varepsilon^-$  имеет противоположный по отношению к  $\varepsilon^+$  знак, т. е. в данном выражении определяется разность абсолютных значений  $\varepsilon^+(t)$  и  $\varepsilon^-(t)$ . Деформация образца  $\delta$  по линии действия силы имеет вид

$$\delta = U_A - U_B.$$

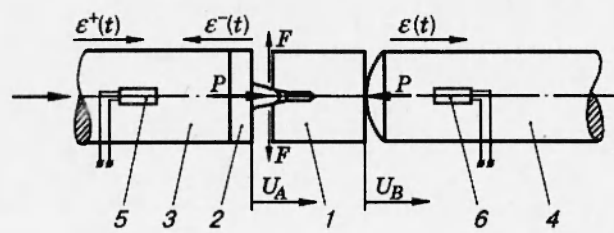


Рис. 1

При квазистатическом нагружении образца усилие расклинивания находится по формуле

$$P(t) = ES\epsilon(t) \quad (1.3)$$

( $E, S$  — модуль упругости и площадь поперечного сечения стержня), а деформация — по приближенной формуле

$$\delta(t) = -2c_0 \int_0^t \epsilon^+(t) - \epsilon(t) dt, \quad (1.4)$$

где пренебрегается начальной нестационарной фазой, длящейся несколько микросекунд, в течение которой деформации очень малы. Диаграмма  $P - \delta$  получается исключением времени из (1.3) и (1.4).

Из диаграммы  $P - \delta$  стандартным анализом определяется критическая сила  $P_*$ , соответствующая началу разрушения, по которой рассчитывается значение  $K_{1d}$ . Скорость роста КИН определяется по (1.1).

Расчет  $K_{1d}$  по критической силе  $P_*$  можно производить различными способами. По одному способу осуществляется пересчет от осевого расклинивающего усилия  $P$  к поперечной силе  $F$ , связанной с  $P$  соотношением

$$F = \frac{P}{2 \operatorname{tg}(\alpha + \operatorname{tg}^{-1} \varphi)}$$

( $\alpha$  — угол полураствора клина,  $\varphi$  — коэффициент трения между клином и образцом), и далее рассчитывается  $K_{1d}$  по стандартной формуле

$$K_{1d} = \frac{F_* l^{1/2}}{BW} f\left(\frac{l}{W}\right), \quad K_1 = \operatorname{const}. \quad (1.5)$$

Здесь  $B, W$  — толщина и ширина образца;  $l$  — длина начальной трещины;  $f(l/W)$  — тарировочная функция податливости ( $K$ -тарировка). Такой подход реализован в работах [12, 13], где предложен образец расклинивания WLCT (wedge-loaded compact tension specimen), показанный на рис. 2, а. В [12]  $K$ -тарировочная функция образца WLCT определена расчетным путем методом конечного элемента. В области рабочих длин трещин ( $0,45 < l/W < 0,55$ ) она близка к тарировке стандартного образца СТ (кривые СТ и WLCT на рис. 3).

Анализ данной схемы нагружения показал, что на результат значительно влияет коэффициент трения. Определение коэффициента трения  $\varphi$  в [13] предложено производить непосредственно на образце WLCT. Измеренное таким образом и принятое для расчета значение  $\varphi$  для стального образца составляет 0,14. В работах других авторов, посвящен-

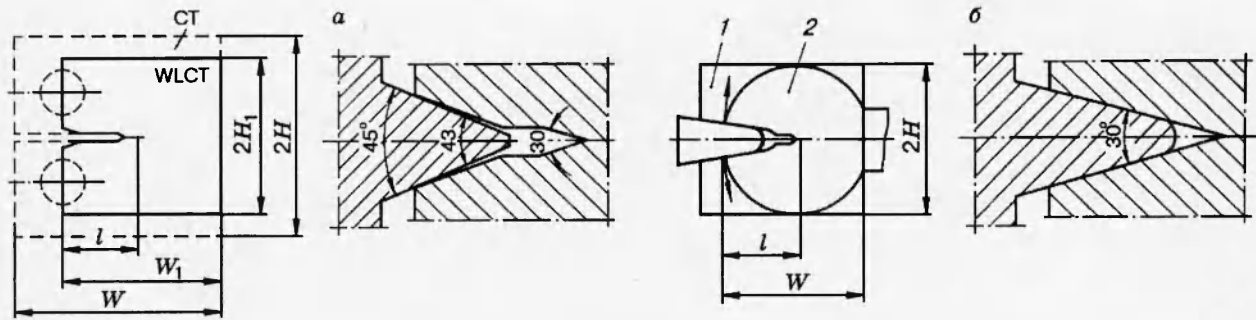


Рис. 2

ных всестороннему изучению схемы нагружения расклинивания [14–16], также исследовалось влияние трения. Контакт образца и клина в данной схеме нагружения осуществляется в узкой зоне, что не позволяет существенным образом снизить силу трения между образцом и клином. Реальные значения коэффициента трения для различных материалов составляют  $0,18 \div 0,3$  [15].

Другой путь расчета  $K_{1d}$ , принятый авторами, состоит в расчете  $K_{1d}$  по (1.5) непосредственно по расклинивающей силе  $P_*$  с использованием экспериментальной  $K$ -тарировки образца. Схема нагружения, примененная авторами, в которой за основу также принят стандартный образец (рис. 2, б), отличается тем, что передача нагрузки осуществляется по всей боковой поверхности клина. Это обусловлено ориентацией метода на сравнительно хрупкие и малопрочные неметаллические материалы.

Для устранения влияния трения контактирующие поверхности образца и клина смазываются специально подобранной смазкой. Вследствие низких контактных давлений (несколько мегапаскалей) и малых перемещений  $\delta$  ( $0,03 \div 0,6$  мм) при испытании хрупких материалов создаются хорошие условия для смазки и существенно снижается коэффициент трения. В данных условиях коэффициент трения, по нашим оценкам, не превышает  $0,05$ . К достоинствам такой схемы нагружения следует отнести также высокую динамическую жесткость нагружающего устройства.

Экспериментальная  $K$ -тарировка осуществляется по методу податливости с применением известного соотношения Ирвина — Кайса [17]:

$$K_1^2 = \frac{P^2 E^0}{2B} \frac{1}{1 - \mu^2} \frac{d\chi}{dl}$$

Здесь  $\chi = \delta/P$  — податливость образца, определяемая по диаграмме  $P - \delta$  при различных длинах трещин;  $E^0$ ,  $\mu$  — модуль упругости и коэффициент Пуассона материала образца. Полученные тарировочные функции  $f_1(l/W)$ ,  $f_2(l/W)$  для образцов прямоугольной и дисковой конфигурации (тип 1 и 2, рис. 2, б) приведены на рис. 3 (кривые 1, 2 соответственно). Они аппроксимированы в рабочем диапазоне длин трещин линейными зависимостями

$$f_1 = -5,4 + 27l/W \quad \text{при} \quad 0,43 < l/W < 0,55,$$

$$f_2 = -0,2 + 14l/W \quad \text{при} \quad 0,4 < l/W < 0,55.$$

Результаты определения КИН с применением данных  $K$ -тарировок сравнивались с результатами, полученными на калибровочных материалах (оргстекле, эпоксиде) методом фотоупругости; расхождение не превышает 10 %.

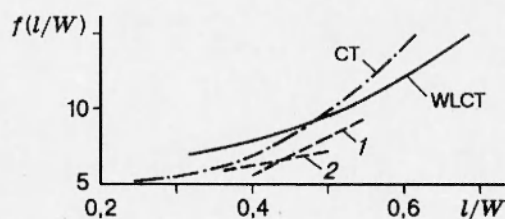


Рис. 3

Длительность переходного процесса в образцах можно оценить по (1.2), где в данном случае  $D$  — характерный размер (диаметр или высота) образца ( $D = 2H$  (рис. 2, б)). Для принятых размеров образцов ( $D = 20 \div 30$  мм) она составляет  $25 \div 30$  мкс.

Скоростной режим нагружения удобно оценивать относительной скоростью нагружения  $\nu$ , определяемой как величина, обратная  $\tau_*$ :

$$\nu = \frac{\dot{K}_1}{K_{1d}} = \frac{K_{1d}}{\tau_*} \frac{1}{K_{1d}} = \frac{1}{\tau_*}.$$

Предельная по условиям квазистатики скорость нагружения  $\nu_* = (3 \div 4) \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ . При этом динамические эффекты, вызванные продольной и поперечной инерцией образца, оцененные по формулам, приведенным в [13], не превышают 6% от  $P_*$ .

Следует отметить, что при испытаниях по данной схеме осуществляется жесткий режим нагружения, как и при испытаниях двухконсольного балочного образца (ДКБ). При этом, как известно, могут наблюдаться два режима роста трещины: контролируемое разрушение, в котором скорость роста трещины определяется податливостью образца и скоростью роста нагрузки, и нестабильный ускоренный рост трещины. Эти режимы осуществляются в материалах с сильной зависимостью энергии разрушения  $\gamma$  от скорости роста трещины  $V$ , например в полимерах. В режиме контролируемого разрушения определялась скоростная зависимость  $\gamma(V)$ . Для этого экспериментально измерялась скорость роста трещин. При скоростях трещин, не превышающих  $200 \div 300$  м/с, энергия разрушения находится по квазистатическому соотношению

$$G_c = \gamma = \frac{1 - \mu^2}{E^0} K_{1d}^2, \quad (1.6)$$

при этом пренебрегается кинетической энергией образца.

**2. Техника эксперимента.** Эксперименты проведены на установке, включающей в себя нагружающее устройство, подрывную и регистрирующую аппаратуру, оборудование для скоростной фоторегистрации. Нагружение осуществлялось с применением взрывного устройства, аналогичного описанному ранее [18]. Небольшая масса заряда ВВ ( $0,1 \div 0,5$  г) и безопасные электродетонаторы обеспечивают безопасное проведение работ в лабораторных условиях.

Скоростная съемка процесса разрушения производилась фоторегистратором ВФУ. Для измерения скорости роста трещины в непрозрачных материалах применялись хрупкие токопроводящие датчики разрушения, сигналы с которых через блок формирования сигналов подавались на осциллограф СВР-5. По кинограммам и осциллограммам строились диаграммы роста трещины  $l - t$ , по которым определялась скорость роста трещины. Измерение динамических деформаций производилось по стандартной аттестованной методике, погрешность измерения не превышает 12%. В настоящее время измерения и обра-

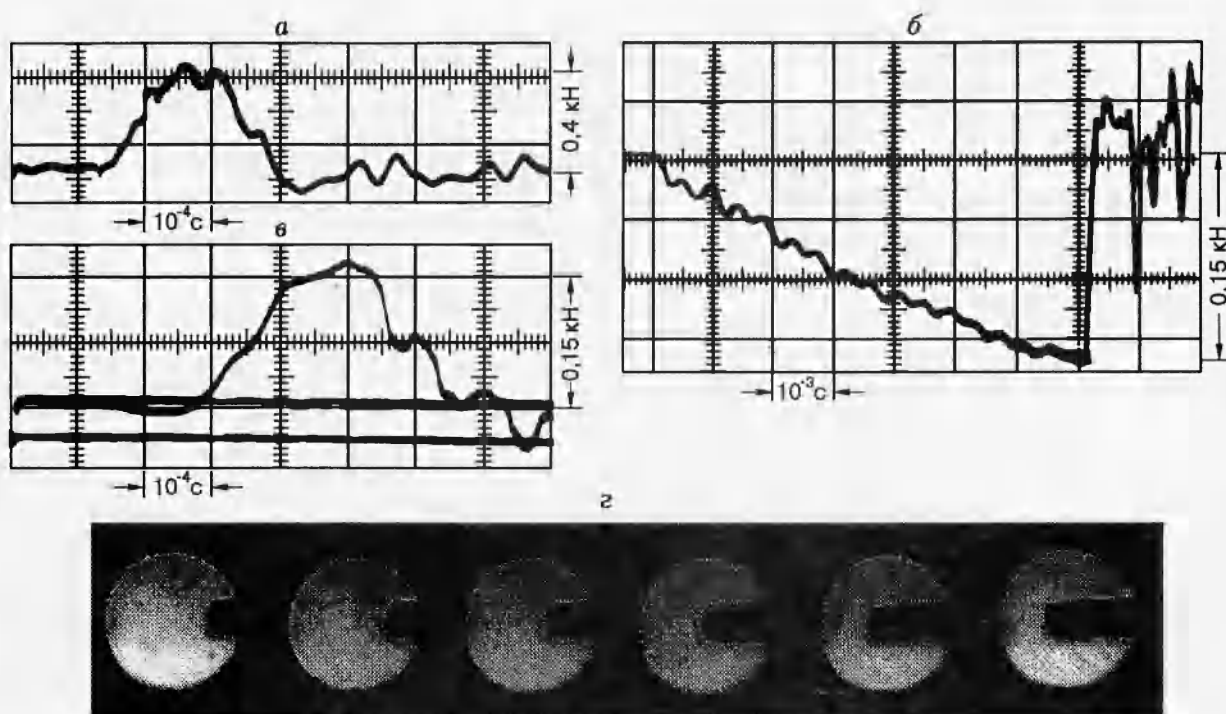


Рис. 4

ботка информации проводятся с применением измерительно-вычислительного комплекса. При небольшой модификации установки возможно проведение испытаний при более низких скоростях нагружения, характерных для стандартных методов. Нагружение при этом осуществляется свободно падающим ударником.

**3. Результаты экспериментов.** Стандартные методы определения трещиностойкости исходят из наличия в образце начальной трещины. В хрупких материалах трещину обычно получают легкими калиброванными ударами по расклинивающему элементу, вставленному в надрез или паз с заостренным основанием. В некоторых материалах по ряду причин контролируемое подращивание начальной трещины затруднено, например в граните. Этот материал имеет крупнозернистую структуру. Разрушение гранита при росте трещины происходит по стекловидным межзерненным прослойкам. При этом длину и форму фронта начальной трещины трудно контролировать. Другими материалами, где возникают подобные проблемы, являются смесевые ВВ и твердые ракетные топлива, исследованию роста трещин в которых в настоящее время уделяется большое внимание [19].

Практическое решение методических вопросов испытаний таких материалов рассмотрим на примере гранита. Для испытания были подготовлены образцы гранита из Выборгского месторождения, имеющие прямоугольную конфигурацию в плане (тип 1, рис. 2, б) с размерами ( $2H \times W \times B$ )  $20 \times 24 \times 14$  мм и  $14 \times 17 \times 8$  мм. Образцы меньшего размера изготавливались из расколотых образцов большего размера после их испытаний. Предварительно исследовалась структура, определялись упругие константы  $E^0$ ,  $\mu$  и плотность материала  $\rho$ :

$$E^0 = 7 \cdot 10^4 \text{ МПа}, \quad \mu = 0,25, \quad \rho = 2,65 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3.$$

Средняя величина зерна, измеренная на поверхности разрушения, составляет  $1 \div$

Размеры образцов $B \times W \times 2H$ , мм			
8 × 17 × 14		14 × 24 × 20	
$K_{1d}$ , МПа · м <sup>1/2</sup>	$\nu$ , 10 <sup>4</sup> с <sup>-1</sup>	$K_{1d}$ , МПа · м <sup>1/2</sup>	$\nu$ , 10 <sup>4</sup> с <sup>-1</sup>
1,16	0,10	1,18	0,12
1,08	0,11	1,15	0,10
1,20	0,8	1,05	1,3
1,10	0,95	1,16	1,4
1,15	1,2	1,18	1,5
1,20	2,5	1,28	2,6
1,19	3,1	1,10	1,8

1,5 мм. Известно, что интенсивность напряжения порядка  $1/r^{1/2}$  имеет место в окрестности надреза с конечным радиусом заострения  $r$  на некотором расстоянии от вершины надреза, превышающем  $r$ . В предварительных статических экспериментах решалась задача определения максимального радиуса заострения  $r_*$  клиновидного выреза или паза, при котором разрушение контролируется внутренним дефектом (в граните это межзеренная прослойка с размером  $d_*$ ).

В результате испытаний было установлено, что при изменении  $r$  в пределах  $0,1 < r < 0,7$  мм разрушающие напряжения в образце с клиновидным вырезом или пазом не зависят от  $r$ . С учетом размера зерна результат можно записать в виде эмпирического соотношения  $r_* \leq 0,5d_*$ , которое выполнялось в проведенных нами экспериментах. При испытании ряда других материалов, имеющих крупнозернистую структуру, получен аналогичный результат. К подобным материалам можно отнести некоторые виды керамик, графит, бериллиевые сплавы, смесевые ВВ и ракетные топлива. Все эксперименты проведены при нормальной температуре. Для гранита получено  $K_{1c} = (1,1 \pm 0,1)$  МПа · м<sup>1/2</sup>.

Динамические эксперименты при высокоскоростном нагружении проведены в интервале скоростей нагружения  $10^3 < \nu < 3 \cdot 10^4$  с<sup>-1</sup>. Осциллограммы  $P(t)$  рис. 4, а и диаграммы  $P - \delta$  (рис. 5, диаграмма 1) показывают хрупкий характер разрушения. За критическую силу  $P_*$  принималась, как видно на рис. 5, точка максимума  $P_1$ .

Полученные значения  $K_{1d}$  гранита приведены в таблице. В исследованном интервале скоростей нагружения  $K_{1d}$  не зависит от скорости нагружения и  $\langle K_{1d} \rangle = 1,16$  МПа · м<sup>1/2</sup>. Аналогичная серия экспериментов проведена при низкоскоростном ударном нагружении со скоростью нагружения  $\nu = (0,5 \div 1) \cdot 10^2$  с<sup>-1</sup>. В них получено  $K_{1d} = 1,12$  МПа · м<sup>1/2</sup>.

По формуле  $K_{1d} = \sigma_* \sqrt{\pi l_*}$  можно оценить трещиностойкость гранита при максимальных скоростях деформации ( $\epsilon \sim 10^6$  с<sup>-1</sup>), достигнутых в опытах по отколу. Откольная прочность, полученная в [5] по методу Гопкинсона,  $\sigma_* = 17 \div 19$  МПа. Принимая  $l_* = 1,2$  мм (размер зерна), находим среднее значение динамической трещиностойкости:  $\langle K_{1d} \rangle = 1,1$  МПа · м<sup>1/2</sup>. Таким образом, результаты свидетельствуют об отсутствии скоростной зависимости трещиностойкости гранита во всем практически реализуемом диапазоне скоростей нагружения. Вследствие отсутствия скоростной зависимости трещиностойкости гранита систематических измерений скорости трещины не производили. Средняя скорость роста трещин, измеренная в нескольких экспериментах,  $V = 90 \div 100$  м/с (при  $\nu \sim 10^4$  с<sup>-1</sup>). Энергия разрушения гранита, определенная по (1.6),  $G_c = \gamma = (18 \pm 0,5)$  Дж/м<sup>2</sup>.

Значительно отличающееся поведение по фактору чувствительности к скорости нагружения по сравнению с гранитом обнаруживают полимерные материалы. Нами проведены эксперименты с образцами из прозрачных органических стекол на основе полиметилметакрилата (ПММА) и поликарбоната (ПК), относящихся к классу линейных, поперечно несшитых полимеров. Известно, что данные материалы характеризуются наличием вязкохрупкого перехода, проявляющегося в их охрупчивании при повышенных скоростях нагружения или низких температурах испытаний. Температурно-скоростная зависимость деформативных свойств этих материалов обусловлена проявлением сдвиговой высокоэластичности (СВЭ).

При характерном времени нагружения  $\tau_*$ , близком к времени релаксации  $\tau^+$  основного релаксационного процесса ( $\alpha$ -перехода), деформативные свойства проявляются в наибольшей степени. Для ПК и ПММА при нормальной температуре значения  $\tau^+$  находятся в интервале  $10^{-1} \div 10^0$  с, что соответствует скорости нагружения  $\nu_* \cong 5 \text{ с}^{-1}$ .

При повышении скорости нагружения ( $\nu > \nu_*$ ) процесс СВЭ «замораживается», и материал охрупчивается. Многочисленные эксперименты, проведенные по стандартной методике [20] и с применением образцов ДКБ, показали, что в зависимостях трещиностойкости  $K_{1c}$  и энергии разрушения  $\gamma$  этих материалов от скорости нагружения и скорости роста трещины имеется максимум, коррелирующий с максимумом релаксационных характеристик в аналогичных зависимостях. Для ПММА эти данные, по-видимому, впервые получены в [21]. Анализируя результаты [21, 22], можно принять следующие значения максимальной трещиностойкости (в статике):  $K_{1c} = 2,0 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  для ПММА и  $K_{1c} = 3,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  для ПК при скорости нагружения  $1 \div 10 \text{ с}^{-1}$  и скорости трещины  $(1 \div 7) \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$ . При больших скоростях нагружения трещиностойкость ПК и ПММА резко уменьшается.

В то же время при больших скоростях роста трещины ( $V > 200 \text{ м/с}$ ) трещиностойкость этих материалов, определенная оптическими методами (фотоупругости и теневых фигур [3]), значительно возрастает: при  $V = 200 \div 400 \text{ м/с}$  для ПММА  $K_D = 2,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  и для ПК  $K_D = 3,45 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  [23]. Область промежуточных скоростей менее исследована, и результаты разных авторов в ряде случаев противоречат друг другу.

Так, зависимость  $\gamma(V)$ , полученная для ПММА по методу ДКБ [17], отличается от данных [10] при статическом растяжении листовых образцов (кривые 1 и 2 на рис. 6). Наши эксперименты проведены при нормальной температуре при скоростях нагружения  $10^3 < \nu < 2 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$  по методу ССГ, а при меньших скоростях ( $10^2 < \nu < 10^3 \text{ с}^{-1}$ ) — при нагружении образца падающим грузом; при этом применялись дисковые образцы диаметром 20 и 30 мм. Толщина образцов изменялась от 6 до 12 мм, в образцах имелась начальная трещина. Проводились систематические измерения скорости роста трещины в образцах. Кинограмма роста трещины при интервале времени между кадрами  $\Delta\tau = 13 \text{ мкс}$  приведена на рис. 4,2.

Типичные осциллограммы  $P(t)$  и диаграммы  $P - \delta$  при различных скоростях нагружения показаны на рис. 4 и 5. Они иллюстрируют существование двух режимов роста трещины. При низкоскоростном нагружении скорость трещины после старта резко возрастает (рис. 4,6), и диаграмма  $P - \delta$  имеет хрупкий характер (рис. 5, диаграмма 2). При высокоскоростном нагружении диаграммы свидетельствуют о некотором устойчивом подрастании трещины после старта с ростом нагрузки (рис. 4,6, 5). Определение  $K_{1d}$  по таким диаграммам производилось с использованием стандартного приема 5%-й секущей (рис. 5, диаграмма 3). По полученным диаграммам и выражениям (1.5), (1.6) рассчитывались зна-



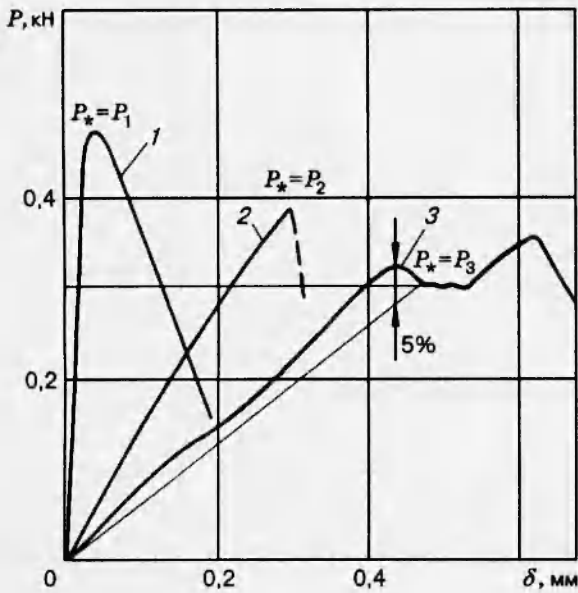


Рис. 5

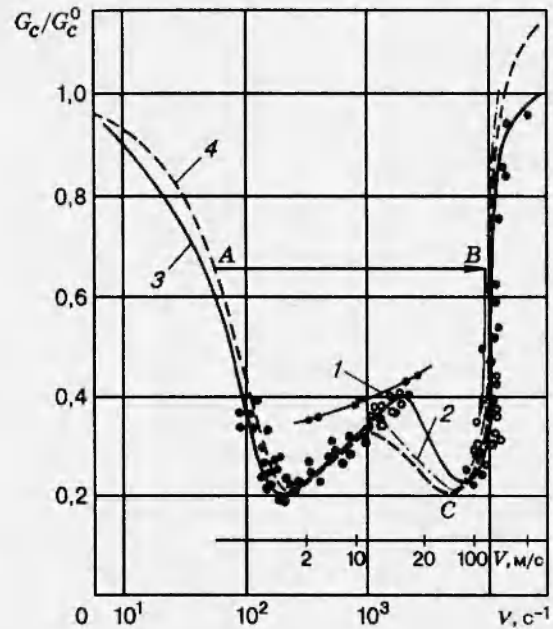


Рис. 6

чения  $K_{1d}$  и  $\gamma$ . Результаты экспериментов показали, что на начальной фазе развития (в режиме устойчивого подрастания) скорость трещины  $V$  и значение КИН примерно постоянны, что обусловлено жесткой схемой нагружения и пологой функцией податливости (см. рис. 3). Это позволяет построить зависимость динамического КИН  $K_D$  и энергии разрушения  $\gamma$  от скорости роста трещины.

Полученные результаты представлены на рис. 6 в виде зависимости энергии разрушения ПК и ПММА (кривые 3, 4 соответственно) от скорости нагружения и скорости роста трещины в относительном виде: как отношение  $G_c/G_c^0$ , где  $G_c^0$  — максимальная энергия разрушения каждого материала при статическом нагружении (1,0 кДж/м<sup>2</sup> для ПММА и 3 кДж/м<sup>2</sup> для ПК). Экспериментальные точки даны только для ПК (темные — образцы  $\varnothing 30$  мм, светлые — образцы  $\varnothing 20$  мм). Зависимость  $\gamma(V)$  имеет место только в режиме контролируемого разрушения при  $d\gamma/dV > 0$ , при этом зависимости  $\gamma(\nu)$  и  $\gamma(V)$  подобны (различаются только масштабом по оси скоростей). Результаты согласуются с данными [10, 23], а с приведенными в [17] согласуются только качественно. Значительный рост  $\gamma$  при  $V > 100$  м/с и  $K_{1d}$  при  $\nu > 10^4$  с<sup>-1</sup> обусловлен локальным разогревом материала в кончике трещины вследствие перехода к адиабатическим условиям и «размораживанием» релаксационного процесса СВЭ. Это экспериментально показано в [24].

В заключение остановимся на особенностях скоростного режима роста трещины, наблюдающихся в данных материалах. При низкой скорости роста трещины, не превышающей критической  $V_*$ , соответствующей началу вязкохрупкого перехода, трещина развивается устойчиво. Если скорость роста трещины превысит  $V_*$ , то она резко возрастает и приобретает значение, отвечающее высокоскоростной ветви зависимости  $\gamma(V)$ . На нисходящей ветви энергетической зависимости  $\gamma(V)$  при  $d\gamma/dV < 0$ , как показано в [25], трещина в устойчивом режиме распространяться не может. В дальнейшем, если подвод упругой энергии ограничен, скорость роста трещины после некоторого участка стабильного роста быстро падает до значения, соответствующего минимальной энергии разрушения (условно

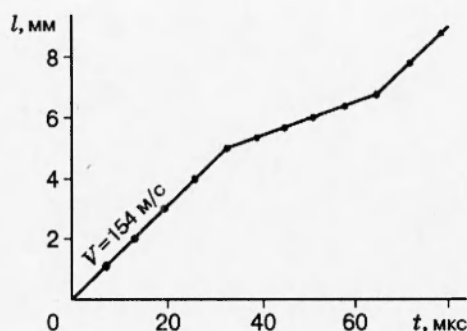


Рис. 7

показано на рис. 6 переходом  $A - B - C$ ). В данном режиме трещина растёт, пока не исчерпается запас упругой энергии в теле. При динамическом нагружении на этот процесс оказывают дополнительное влияние упругие волны. При квазистатическом нагружении образца скорость роста трещины может изменяться многократно. Типичная диаграмма  $l - t$  роста трещины в образце показана на рис. 7.

Полученные результаты свидетельствуют о хорошей разрешающей способности квазистатических испытаний компактного образца по методу ССГ для выявления тонких особенностей высокоскоростного разрушения. Этот метод широко применяется во ВНИИ экспериментальной физики для динамических испытаний материалов, используемых в атомной энергетике.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (93-01-16504).

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Партон В. З., Борисковский В. Г. Динамическая механика разрушения. М.: Машиностроение, 1985.
2. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. Киев: Наук. думка, 1991.
3. Партон В. З., Борисковский В. Г. Динамика хрупкого разрушения. М.: Машиностроение, 1988.
4. Hopkinson В. A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets // Proc. Roy. Soc. V. A 74. P. 498-507.
5. Ханукаев А. Н. Энергия волн напряжений при разрушении пород взрывом. М.: Госгортехиздат, 1962.
6. Иванов А. Г. Откол в квазиакустическом приближении // Физика горения и взрыва. 1975. Т. 4, № 3. С. 475-480.
7. Kolsky Н. An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading // Proc. Phys. Soc. 1949. V. 62. P. 676-687.
8. Новиков Н. В. О влиянии скорости нагружения и температуры на трещиностойкость твердых сплавов // Пробл. прочности. 1980. № 10. С. 61-64.
9. Костин П., Даффи Дж., Фройнд П. Инициирование разрушения в металлах при нагружении волнами напряжений // Механика: новое в зарубежной науке. М.: Мир, 1981. С. 157-171.

10. Конглтон Дж., Дентон Б. Измерение быстрого роста трещин в металлах и неметаллах // Там же. С. 172–198.
11. Большаков А. П., Еременко А. С., Лупша В. Л. и др. Температурная и скоростная зависимости трещиностойкости ПММА при высоких скоростях нагружения // Физ.-хим. механика материалов. 1981. № 1. С. 79–82.
12. Andrzejewski A., Klepaczko J., Pluvinage G. Determination experimentale de la tenacite a grande vitesse de chargement d'alliages d'aluminium // J. Mech. App. 1981. V. 5, N 3. P. 345–366.
13. Клепачко Дж. Обсуждение нового экспериментального метода определения начала роста трещины при больших скоростях нагружения с помощью волн напряжений // Теорет. основы инж. расчетов. 1982. Т. 104, № 1. С. 33–40.
14. Ефимов В. П., Шер Е. Н. Расчет параметров внедрения жесткого клина в образец с разрезом // ФТПРПИ. 1989. № 1. С. 109–113.
15. Ефимов В. П. Динамическая калибровка измерения трещиностойкости хрупких материалов методом расклинивания // ФТПРПИ. 1990. № 4. С. 89–93.
16. Ефимов В. П., Мартынюк П. А., Шер Е. Н. Учет влияния вертикальных сил при расклинивании // ФТПРПИ. 1992. № 3. С. 32–36.
17. Бакнелл К. Б. Ударопрочные пластики. Л.: Химия, 1981.
18. Еременко А. С., Новиков С. А., Погорелов А. П. Исследование распространения и взаимодействия быстрых трещин в органическом стекле // ПМТФ. 1979. № 4. С. 109–112.
19. Smith C. W. Experiments in three dimensional fracture problems // Experimental Mechanics. 1993. V. 33, N 4. P. 249–258.
20. Лупша В. А., Новиков С. А. Влияние температуры и скорости деформации на трещиностойкость ПММА // Физ.-хим. механика материалов. 1979. № 6. С. 116–118.
21. Vincent P. I., Gothan K. V. Effekt of crack propagation velocity on the fracture surface energy of the poly-methylmethackrylate // Nature. 1966. V. 210. P. 72.
22. Каминский А. А. Механика разрушения вязкоупругих тел. Киев: Наук. думка, 1980.
23. Ramulu M., Kobayachi A. S., Kang B. S. J., Borher D. B. Further studies on dynamic crack branching // Experimental Mechanics. 1983. V. 23, N 4. P. 431–437.
24. Fuller K. N., Fox P. G., Field I. E. The temperature rise at the tip of fast moving cracks in glassy polymers // Proc. Roy. Soc. London. 1975. V. A341. P. 537–557.
25. Баренблатт Г. И., Салганик Р. Л. О расклинивании хрупких тел. Автоколебания при расклинивании // ПММ. 1963. Т. 27, вып. 3. С. 436–449.

*Поступила в редакцию 14/IX 1994 г.,  
в окончательном варианте — 10/V 1995 г.*

---