

# Некоторые аспекты зарождения и развития трещин микро- и мезомасштаба и квазихрупкое разрушение однородных материалов

© А.М. Лексовский, Б.Л. Баскин

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,  
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: albert.leksowski@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 19 июля 2010 г.

В окончательной редакции 11 октября 2010 г.)

Исследовалась динамика зарождения микротрещин в зоне процесса развивающейся макротрещины в модельном материале с использованием растровой электронной микроскопии в эксперименте *in situ* и метода акустической эмиссии. Установлено взрывообразное зарождение микротрещин и влияние на их размер и скорость перераспределения локальных напряжений диссипативных свойств материала. Каждое рождение дефекта микро- и мезомасштаба рассматривается как акт локального тестирования диссипативной способности системы, при условии достаточности которой взаимодействие между микротрещинами определяется релаксационными процессами. При сокращении диссипативных свойств (по мере увеличения времени пребывания под нагрузкой, скорости деформирования и др.) становится возможным упругое, линейное взаимодействие и наступает макроразрушение. Своеобразный вязко-хрупкий переход в динамике микротрещин определяется сокращением во времени диссипативных свойств материала под действием механической нагрузки. В общем случае в условиях накопленного в ходе деформирования большого запаса латентной энергии макроразрушение может быть спровоцировано любым малозначительным дискретным структурным перестроением.

## 1. Введение

В проблеме разрушения твердых тел в поле механических сил непременно возникает вопрос о микротрещинах, так или иначе играющих важную роль в определении ресурса работоспособности. Известно, что под действием механического напряжения в одних телах, например в ряде полимеров, композитов, металлов, микротрещины могут появиться во множестве уже на раннем этапе растяжения [1]. В других материалах, например в неорганических стеклах, в монокристаллах тугоплавких соединений, микротрещины масштаба 0.1–1  $\mu\text{m}$  практически не наблюдаются. Но, как оказалось, трещины наномасштаба в том же классическом хрупком стекле по данным атомно-силовой микроскопии [2] под нагрузкой появляются и медленно развиваются как в пластичных металлах. Вопрос о взаимодействии микротрещин при квазихрупком разрушении однородных материалов является одним из важнейших. Ясно, что простейшие представления о микротрещине только как об эффективном концентраторе напряжений, перенесенные с трещины макромасштаба (когда ее размер много больше структурного элемента), уже явно недостаточны, они неадекватны и требуют серьезной корректировки и переосмысления. Имеется острая необходимость в разработке физической модели развития микротрещин и их ансамблей и перехода к динамическому разрушению.

## 2. Методы и материалы

Использовался комплекс взаимодополняющих методов исследования: растровая электронная микроскопия (РЭМ) *in situ*, т.е. растяжение образца производилось непосредственно в камере микроскопа, амплитудно-временной анализ сигналов акустической эмиссии (АЭ), скоростная микрокиносъемка в поляризованном свете и моделирование „элементарного“ акта разрушения. Образцы из эпоксидной смолы типа ЭД-20 горячего отверждения в виде двойной лопатки с рабочей частью  $10 \times 6 \times (0.7-1) \text{ mm}$  имели концентратор (надрез) глубиной  $\approx 50-60 \mu\text{m}$  ( $\leq 1\%$  сечения). Для снятия заряда с поверхности такие образцы предварительно насыщались иодом. В конечном виде они имели темно-вишневый цвет, были хрупкими и их прочность при растяжении составляла  $\sim 25-35 \text{ MPa}$ . Используемый полимерный материал в отличие от металлов является „бесструктурным“ по отношению к дефектам типа микротрещин, рождающимся при деформировании образца. Геометрия образцов и их термообработка (в режимах 343 К/6 h, 373 К/3-4 h, 403 К/2 h и 433 К/1 h) обеспечивали при растяжении образцов непосредственно в колонне РЭМ возможно более полное приближение к напряженному состоянию типа плоской деформации. Именно такое напряженное состояние может обеспечить получение достаточно адекватной информации об истинных динамических свойствах дефектов масштаба 0.1–10  $\mu\text{m}$ . Растяжение образцов производилось с помощью специального

устройства, обеспечивающего работу образца, что очень важно — практически в режиме постоянства напряжения  $\sigma \approx \text{const}$  (за исключением зоны концентратора). Это осуществлялось с помощью специального подбора пружины. В процессе наблюдения делалась видеозапись с дискретностью 0.04 s.

### 3. Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1, *a-i* схематически представлена вся последовательность наблюдаемых в эксперименте *in situ* событий в вершине искусственно сформированной трещины. На рис. 1 приведены также кадры (*g1-g10*) видеofilьма, которые иллюстрируют развитие процесса на этапе *g* этой схемы. При выбранных условиях эксперимента и нестандартных образцах скорость роста трещины может варьироваться, так что весь процесс может занимать по времени  $\sim 10-60$  min при полном сохранении последовательности событий.

Эксперимент показывает, что вслед за приложением нагрузки включается в работу первый механизм стабилизации, торможения роста макродефекта — в данном случае механизм вынужденной высокоэластической деформации, для металлов таким механизмом является пластическая деформация. Вершина достаточно острого концентратора (рис. 1, *a*) приобретает все более округлую форму (рис. 1, *b*) вследствие деформационного процесса аккомодационного характера, призванного уменьшить первоначально высокие локальные напряжения.

По изменению электронно-микроскопического контраста можно видеть, что пластическая зона в предвершинной области формируется на микро- и мезоуровне, материал в вершине медленно растущего (со скоростью  $V \approx \leq 0.001 \mu\text{m/s}$ ) концентратора постепенно утоняется. При небольших увеличениях (см., например, рис. 1, *g1*) вершина трещины-макроконцентратора выглядит практически одинаково как в самом начале эксперимента, так и за несколько секунд до разрыва (из общего времени  $> 2300$  s конкретно для данного образца).

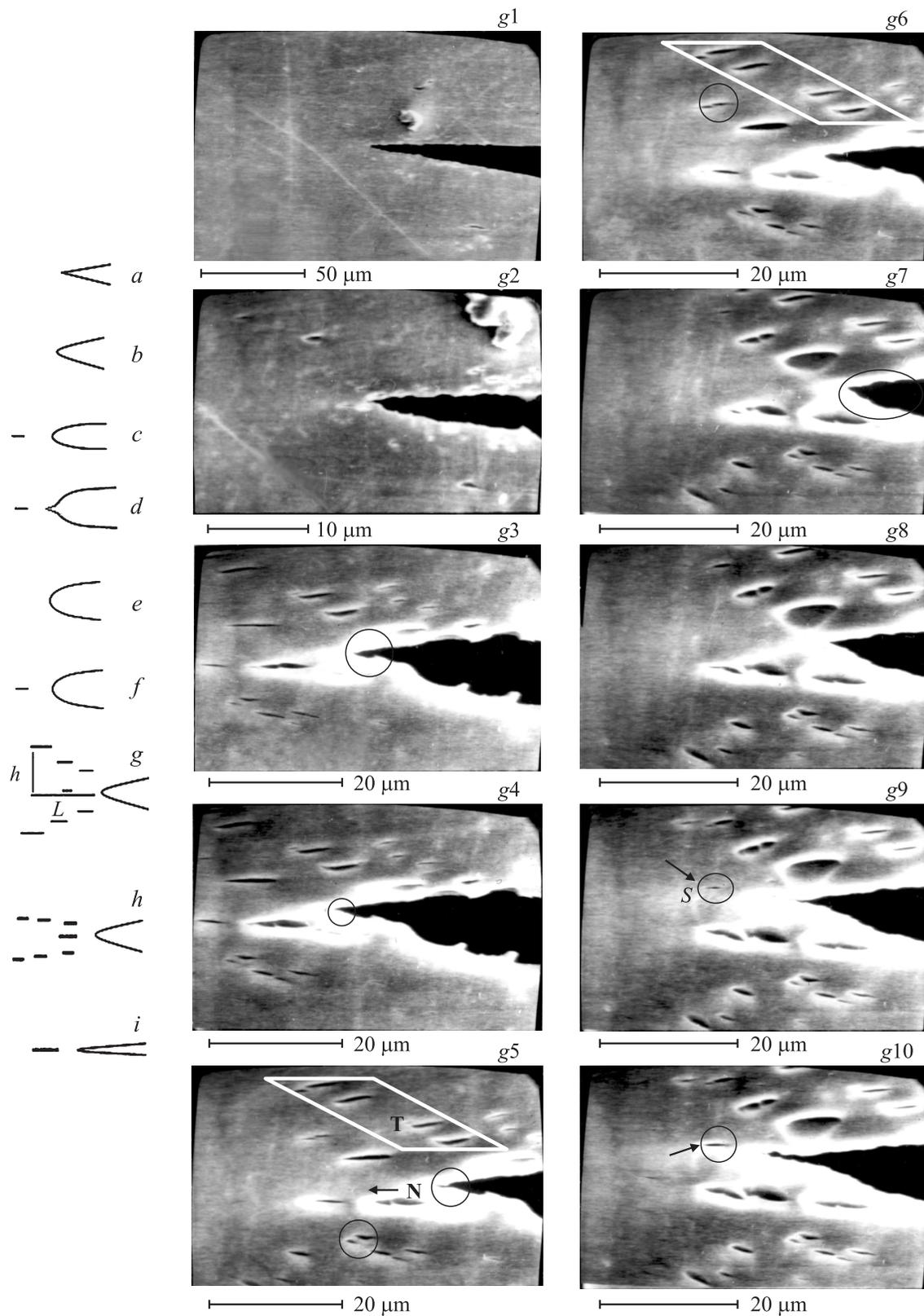
Магистральная трещина (МТ) медленно и прямолинейно продвигается через поперечное сечение образца в направлении *N* (рис. 1, *g5*), перпендикулярном приложенной нагрузке. Увеличение длины трещины в механически напряженном упругопластическом твердом теле неизбежно вызывает увеличение в предвершинной области так называемой пластической зоны. Распределение напряжений в ней для случая, отличного от плосконапряженного состояния, неоднородно, а максимум нормальных напряжений, превышающих предел текучести более чем в 2 раза, сдвинут к границе этой зоны [3]. Именно в этом направлении максимальной плотности энергии упругой деформации [4] и растет магистральная трещина. По мере увеличения длины трещины и возрастания локальных напряжений (в грубом приближении  $\sigma_{\text{loc}} \sim [1 + (l\rho^{-1})^{1/2}]$ , где *l* — длина

трещины,  $\rho$  — радиус ее закругления) увеличивается скорость роста трещины. Вследствие этого релаксация упругой энергии посредством пластической (вынужденной высокоэластической) деформации на этом этапе деформирования достаточно скоро становится неэффективной. И потому в работу дополнительно включается следующий механизм торможения — механизм более эффективного сброса накапливаемой энергии упругой деформации путем образования в предвершинной области (схема на рис. 1, *c*) единичной микротрещины в месте максимальной концентрации энергии упругой деформации [4].

На рис. 1, *g9-g10* эта зона *S* выделена кружком.

Появляющаяся микротрещина с начальным размером в первом кадре  $\approx 200$  nm является сквозной. После рождения такой трещинки в округлой конфигурации вершины макротрещины-надреза появляется острый носик (рис. 1, *d*). Перемычка между этим носиком и трещинкой плавно сокращается вплоть до полного исчезновения. Появление микротрещины в пределах пластической зоны (а это возможно только в области максимальных напряжений) на некотором расстоянии от вершины концентратора, а также многократное превышение толщины образца размера пластической зоны свидетельствует о реализации напряженного состояния, достаточно близкого к плоской деформации. Именно это указывает на возможно более полную адекватность условий в развитии структурных изменений в наших миниатюрных лабораторных образцах по сравнению с требованиями к геометрии образцов в соответствии с положениями механики разрушения.

Отмеченные преобразования в предвершинной области в целом происходили плавно и равномерно, без каких-либо локальных ускорений. После слияния рост макротрещины не ускоряется, как можно было бы предполагать с позиций традиционных представлений об „упругом“ (линейном) взаимодействии концентраторов, а, наоборот, „быстро“, за время порядка  $10^{-2}-10^{-1}$  s, тормозится вплоть до полной ее остановки на значительное время (с учетом скорости роста трещины на данном конкретном этапе — многие минуты на ранней стадии и десятки доли секунды ближе к финалу). В общем баланс времени на остановку уходит порядка 20% общего времени развития уже сформированной МТ. Далее наблюдается очередной этап закругления ее вершины (рис. 1, *e*) и постепенное увеличение общей скорости до уровня, предшествующего остановке. После этого трещина некоторое время растет с медленно увеличивающейся скоростью (логарифмически постоянный тренд), и затем картина развития повторяется неоднократно (рис. 1, *f*) — опять впереди появляется новая микротрещина, как правило, уже большего размера. Вершина большой трещины затупляется, появляется носик и перемычка между ним и микротрещиной плавно, безо всякого ускорения сокращается вплоть до полного ее исчезновения. Затем с определенным сокращением временного интервала следует очередной этап закругления



**Рис. 1.** Схема (*a-i*) последовательности наблюдаемых в эксперименте *in situ* событий в вершине искусственно сформированной трещины и кадры (*g1-g10*) видеофильма, которые иллюстрируют развитие процесса на этапе *g* этой схемы.

Параметры расположения микротрещин в зоне процесса

$V_{\text{main}} = 2.5 \mu\text{m/s}$				$V_{\text{main}} = 8 \mu\text{m/s}$			
$L, \mu\text{m}$	$l_0, \mu\text{m}$	$\Delta t, \text{s}$	$h, \mu\text{m}$	$L, \mu\text{m}$	$l_0, \mu\text{m}$	$\Delta t, \text{s}$	$h, \mu\text{m}$
3	1		1.5	7.8	2.5		1.5
6	1.2	1.76	4.2	10	3	0.24	4.5
8.5	1	1.92	6.4	18	3	0.32	7.5

Примечание.  $V_{\text{main}}$  — локальная скорость роста магистральной трещины,  $L$  — расстояние от вершины магистральной трещины, проекция на „линию“ ее роста (N),  $l_0$  — начальный размер микротрещины,  $\Delta t$  — временной интервал зарождения последующей микротрещины,  $h$  — кратчайшее расстояние от „линии“ роста магистральной трещины (рис. 1, g).

вершины основной трещины — ее практически полная, но кратковременная остановка и рождение новой микротрещины. Если и есть дискретность в процессе роста трещины, то на докритической стадии это явно выраженные „резкие“, как при торможении, остановки с последующим плавным началом движения. Абсолютные значения скорости могут серьезно варьироваться в силу некоторой нестандартности относительно физико-механических свойств материала образцов, а также конфигурации надреза-инициатора, что и определяет длительность фазы затупления и абсолютную скорость развития МТ. Чем более пластичным оказывается подготовленный образец, тем при большей скорости МТ ( $V_{\text{main}}$ ) в этой зоне будут появляться микротрещины.

Но такое многократное повторение продолжается не бесконечно, и на определенном этапе после общего увеличения скорости роста магистральной трещины  $V_{\text{main}}$  в несколько раз начинает работать дополнительный механизм уменьшения энергии упругой деформации конкретно в предвершинной области путем образования в ней группы, „ансамбля“ микротрещин в направлении действия максимальных касательных напряжений  $T$ , т. е. под углом  $\sim 40-50^\circ$  к направлению роста главной трещины. Микротрещины в „лучах“ этого направления (рис. 1, g5, g6) возникают не одновременно (см. таблицу), а поочередно, с определенной „задержкой“ по времени (в зависимости от  $V_{\text{main}}$ ) и располагаются перпендикулярно приложенной нагрузке, что свидетельствует об участии нормальных напряжений в их возникновении. Если бы микротрещины зарождались только вследствие сдвиговых процессов внутри зоны луча, то они были бы ориентированы перпендикулярно лучу. Последовательное же появление микротрещин в „лучах“ свидетельствует о том, что сначала прошла „пластическая“ (здесь — вынужденная высокоэластическая) деформация по направлению действия максимальных касательных напряжений, а уже потом под действием нормальных напряжений родились микротрещины отрыва.

Можно видеть из серии кадров на рис. 1, микротрещины в конечном итоге располагаются в достаточно определенном, своеобразном шахматном порядке — они не экранируют друг друга. Это позволяет оценить объем на-

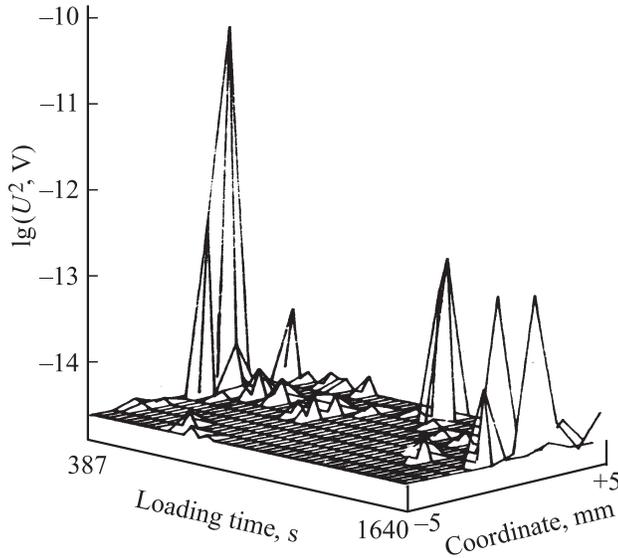
пряженного материала, в котором появляется трещина отрыва (но не сдвига). Оказалось, что в среднем на одну рождающуюся микротрещину масштаба  $1-3 \mu\text{m}$  приходится объем напряженного материала порядка  $10^2 \mu\text{m}^3$ . Представляется важным отметить (см. таблицу) четкую последовательность появления микротрещин и значительный масштаб времени и объема „сбора“ энергии упругой деформации, после чего только и наблюдается появление („мгновенное“ вскрытие) микротрещины. Как можно видеть далее, накопленная энергия упругой деформации, достаточная для „вскрытия“ микротрещины после ее рождения, в ближайшем окружении приводит к серьезным последствиям. Ранее [5] на тонких образцах Zn и Al (плосконапряженное состояние) „мгновенное“ появление оставалось незамеченным. На стадии  $g$  пластическая зона геометрически явственно декорируется системой микротрещин (возникающих именно в местах неоднородного развития „пластической“ деформации), по изменению конфигурации которой можно проследить за ее развитием. Сначала эта область вынужденной высокоэластической деформации увеличивает свои размеры по мере возрастания скорости МТ. При „небольшой“ скорости роста МТ основное количество микротрещин зарождается в направлении действия касательных напряжений. Угол раскрытия „лучей“ может увеличиваться, число микротрещин в каждом луче возрастает, их первоначальный размер увеличивается, микротрещины зарождаются чаще и на большем расстоянии (см. таблицу), но затем при увеличении скорости угол раскрытия „лучей“ и число микротрещин в них уменьшаются вплоть до полного исчезновения. Далее микротрещины рождаются только по направлению N в области S и имеют небольшой первоначальный размер, а со временем они зарождаются ближе, генерация их учащается, а размер в первом кадре появления увеличивается в несколько раз (схема, рис. 1, i).

Необходимо отметить, что все это время скорость стационарно растущей МТ монотонно и непрерывно возрастает. Но при этом она растет только в направлении N, перпендикулярном приложенной нагрузке, а не в направлении максимальных касательных напряжений T, где наблюдается максимальная концентрация микротрещин, с которыми, казалось бы, в логике упругого взаимодействия она должна была бы ускоренно сливаться. Но МТ не только не ускоряется, но, наоборот, затормаживается при проходе между близко расположенными микротрещинами, на что ранее [6] уже обращалось внимание.

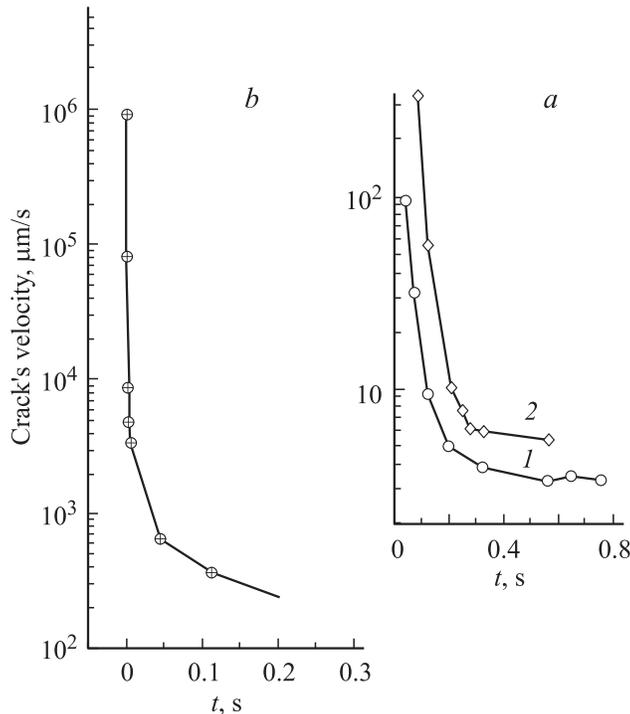
Как можно заметить, наблюдаемая последовательность рождения микротрещин и их объединение с магистральной в явном виде не дает аргументов в пользу их деструктивной роли, что, казалось бы, следовало ожидать. Возникает естественный вопрос: есть ли какие-то иные, „скрытые“ свойства, и если они присущи этому типу дефектов, то почему на рассмотренном участке развития зоны процесса они до сих пор не проявились.

Для анализа финальной стадии трансформации зоны процесса необходимо остановиться на ряде принципи-

ально важных особенностей возникновения и развития индивидуальных микротрещин. Рассмотрим ряд аспектов, в том числе и с использованием приемов физического моделирования.



**Рис. 2.** Изменение мощности энерговыделения  $U^2$  сигналов АЭ в районе искусственного концентратора в образце из эпоксидной смолы при его растяжении со скоростью 0.22 mm/min.



**Рис. 3.** Изменение мгновенной скорости вновь родившейся „естественной“ микротрещины. *a* — на начальном этапе трещинообразования ( $l_0 = 0.5 \mu\text{m}$ ) (1) и на заключительном ( $l_0 = 0.9 \mu\text{m}$ ) (2); *b* — в случае инициирования трещины в блоке полимера путем разрыва высокомодульного борного волокна  $d = 100 \mu\text{m}$ .

Акт рождения микротрещин может быть назван взрывообразным. Доказательством дискретности этого акта является следующий эксперимент. Оказалось возможным зафиксировать сигналы АЭ в варианте линейной локации (подобно см., например, [7]) при растяжении с постоянной скоростью 0.22 mm/min образца из того же материала, приготовленного по той же технологии, но несколько большего размера (с рабочей частью  $\sim 80 \times 10 \times 1 \text{ mm}$ ), что определялось геометрическими размерами пьезодатчиков.

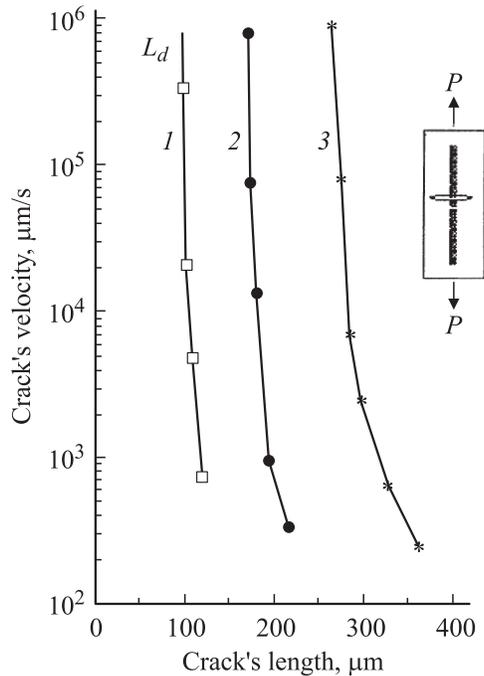
Как можно видеть из 3D-диаграммы на рис. 2, при растяжении с постоянной скоростью при „старте“ трещины (в районе  $\sim 387 \text{ s}$ ) в области искусственного концентратора фиксируется значительная по энерговыделению АЭ с последующим переходом на продолжительную и относительно спокойную стадию (длительностью около  $\sim 1300 \text{ s}$ ). На последнем этапе АЭ существенно увеличивается, но следует заметить, что энерговыделение финальных актов АЭ, как можно видеть, в несколько раз меньше, чем при старте. Таким образом, данные акустической эмиссии в варианте линейной локации подтверждают взрывной характер образования трещин микро- и мезомасштаба в вершине медленно развивающейся магистральной трещины.

На рис. 3, *a* показаны результаты измерения скорости рождающейся микротрещины по данным видеосъемки, частично отраженной на рис. 1. Можно видеть, что первоначально большая скорость за короткое время  $\sim 0.1\text{--}0.2 \text{ s}$  уменьшается примерно на два порядка. Такое изменение скорости предполагает „взрывообразное“ зарождение микротрещины определенного размера. Подобный характер появления имеет место как в начале процесса образования микротрещин (1), так и на его заключительной стадии (2), когда, как правило, рождаются более крупные микротрещины, что позволяет зафиксировать несколько больший диапазон изменений скорости. Можно отметить, что точно такой же затухающий характер изменения групповой скорости в [8] наблюдался методом лазерной интерферометрии для субмикротрещин с начальным размером 6–8 nm в образцах полиметилметакрилата в случае ударного нагружения, т.е. в условиях конечной величины импульса упругой энергии.

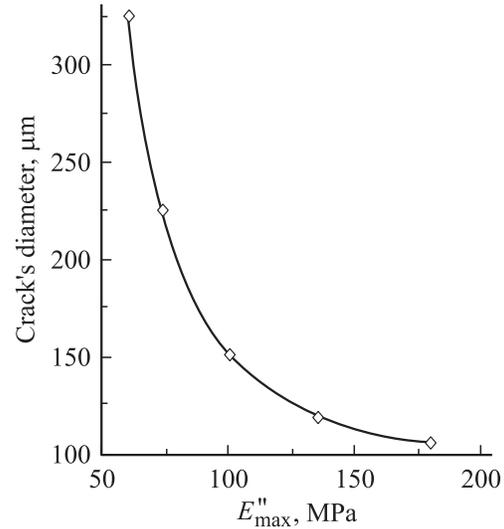
Представляется, что наиболее близкой моделью дискретного акта рождения микротрещины может явиться образование трещины в блоке полимера с вклеенным высокомодульным волокном, которое в силу совместности деформации будет разрываться первым, давая старт трещине в блоке матрицы. С целью уточнения характера изменения скорости рождающейся микротрещины в диапазоне более высоких скоростей был проведен эксперимент с помощью скоростной микрокиносъемки (камера СКС-1М, до 5000 кадров в секунду) с разрывом одиночного борного волокна диаметром  $100 \mu\text{m}$  при растяжении такого модельного образца из эпоксидной смолы (рис. 3, *b*). В этом случае, как можно видеть, диапазон измеряемых скоростей сместился в сторону

увеличения примерно на четыре порядка, но с естественной значительной потерей линейного разрешения. При этом характер изменения скорости „естественных“ (рис. 3, *a*) и искусственной трещины (рис. 3, *b*), как видно, идентичен: в обоих случаях имеет место релаксация упруго запасенной энергии конечной величины. Общий диапазон изменения скоростей составил практически шесть порядков, т.е. фиксируемая в первом кадре появления скорость роста трещины менее чем на два с половиной порядка меньше максимальной скорости роста макротрещины, которая в таких материалах составляет 300–500 м/с. Это обстоятельство дает достаточные основания считать, что рождение трещины микро- и мезомасштаба в самом деле представляет собой дискретный акт взрывного характера, а фиксируемый в первом кадре размер трещины практически является начальным, „первородным“.

На рис. 4 приведены данные изменения скорости трещины, инициированной разрывом двух типов волокон, в зависимости от ее длины в матрице. В развитии взрывообразно рождающейся трещины мезомасштаба можно выделить „начальный“ участок  $L_d$ , который как можно полагать, трещина проходит с предельной скоростью, и явно релаксационный. Из данных на рис. 4 следует, что начальная длина трещины  $L_d$  и конечная, стационарная  $L_{stat}$  тем больше, чем больше величина запасен-



**Рис. 4.** Кинетика роста трещины, инициированной разрывом стеклянного ( $d = 100 \mu\text{m}$ ,  $\varepsilon \approx 5\%$ ,  $\sigma_f = 500 \text{ MPa}$ ,  $E = 7 \text{ GPa}$ ) (1) и борного ( $d = 100 \mu\text{m}$ ,  $\varepsilon \approx 0.8\%$ ,  $\sigma_f = 2.8 \text{ GPa}$ ,  $E = 380 \text{ GPa}$ ) (2, 3) волокон в матрице ЭД-20 с разной разрывной деформацией (пластичностью).  $\varepsilon \approx 20\text{--}25$  (1, 2) и  $\varepsilon \approx 10\%$  (3). По оси абсцисс отложена истинная длина трещины в блоке матрицы (за вычетом диаметра волокна).  $P$  — растягивающие образец нагрузки.

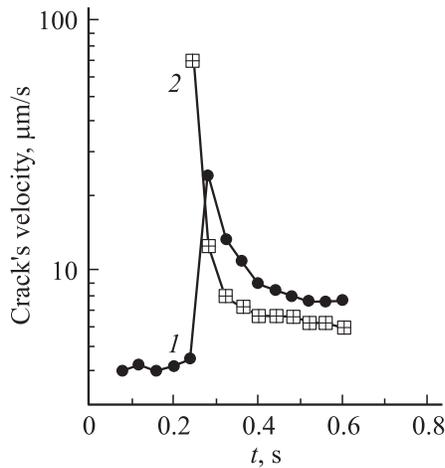


**Рис. 5.** Зависимость диаметра трещины в матрице модельного композита от максимального значения модуля механических потерь  $E''_{max}$  связующего Роливсан, используемого в качестве матрицы.

ной энергии  $W$  на волокне, которая определяется как  $W \sim (U\sigma_f^2/2E_f)$ , где  $U$  — объем волокна длиной  $\approx 10d$ ,  $\sigma_f$  и  $E_f$  — прочность и модуль Юнга соответственно. При одной и той же величине запасенной энергии  $W$  размер трещины тем больше, чем меньше пластичность, диссипативные свойства матрицы. На примере модельного композита было показано [9], что при разрушении одиночного стеклянного волокна  $d = 50 \mu\text{m}$  в блоке связующего трещина, которая образуется в месте разрыва волокна, тем меньше, чем выше максимальное значение модуля потерь матрицы (рис. 5), независимо от того, к какому релаксационному переходу —  $\alpha$  или  $\beta$  — эти потери относятся.

Из факта взрывообразного рождения микро- или тем более мезотрещины вытекает принципиально важное следствие: дискретное изменение напряженно-деформационного состояния в объеме масштаба  $\sim 10^2\text{--}10^3 \mu\text{m}$  с неизбежностью должно сопровождаться последующим переходным процессом, доступным для обнаружения при данной технике эксперимента. Об этом, в частности, свидетельствует „релаксационный“ хвост в динамике развития трещины (рис. 3 и 4). Естественно предположить, что так же как в вершинной области макротрещины, в поле дочерней микротрещины может при определенных условиях появиться новая микротрещина.

В самом деле, на кадрах  $g_3\text{--}g_{10}$  (рис. 1) можно неоднократно видеть присутствие небольшой трещинки около более крупной, (например, в кружках на кадрах  $g_5, g_6$ ), которую условно можно считать „материнской“. Измерение скорости развития одной из таких пар трещинок показало (рис. 6), что равномерное развитие „старой“ трещинки (1) при рождении в ее предвершинной области новой (2) нарушается и она может с



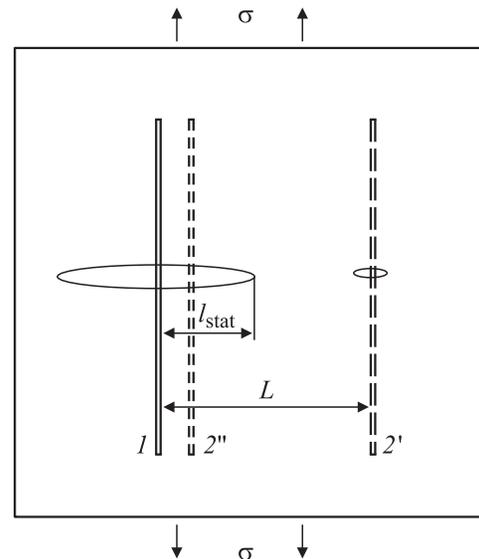
**Рис. 6.** Изменение мгновенных скоростей при рождении в окрестности „старой“ микротрещины (1) „новой“ микротрещины (2). На момент рождения „новой“ трещины с начальным размером  $l_{02} = 1.6 \mu\text{m}$  „старая“ имела длину  $l_1 = 5 \mu\text{m}$ , начальное расстояние между ними составляло  $1 \mu\text{m}$ .

некоторой задержкой во времени ( $\sim 0.1 \text{ s}$ ) приобрести на короткое время существенно (на порядок или выше) большую скорость с последующим продолжительным затуханием, что указывает на релаксационный характер перераспределения локальных напряжений. Установившаяся скорость развития микротрещины соответствует скорости МТ и после прохождения ее вершины происходит остановка микротрещины вследствие разгрузки.

Оказалось возможным в прямом эксперименте с помощью микрокиносъемки и АЭ убедиться в том, что в предвершинной области родившейся трещинки происходит перераспределение локальных напряжений не только по законам упругости, но и более медленное, в зависимости от диссипативных свойств окружающего материала. С этой целью были проведены эксперименты на модельных образцах и на образцах реального композиционного материала.

В первом случае был изготовлен образец в виде пластины из эпоксидной смолы типа ЭД-20 холодного отверждения с пластификатором. В такую пластину (рис. 7) были вклеены существенно отличающиеся по модулю упругости  $E$  борное (1) и стеклянное (2') волокна на некотором расстоянии друг от друга  $L > l_{\text{stat}}$  ( $L \approx 2l_{\text{stat}}$ , где  $l_{\text{stat}}$  — среднестатистический размер трещины в блоке матрицы, которая инициировалась разрывом борного волокна). Разрывная деформация борного волокна  $\varepsilon \approx 0.8\%$ , диаметр  $d = 100 \mu\text{m}$ ,  $\sigma_f \approx 3 \text{ GPa}$ , модуль упругости  $E \approx 400 \text{ GPa}$ . Стеклянное волокно имело также диаметр  $100 \mu\text{m}$ ,  $\varepsilon \approx 3-5\%$ ,  $\sigma_f = 500 \text{ MPa}$ ,  $E \approx 73 \text{ GPa}$ . За счет целенаправленного введения пластификатора разрывная деформация нашей эпоксидной пластины составляла  $\varepsilon \approx 12-15\%$ . Длина вклеенных волокон превышала диаметр в 50–70 раз, что обеспе-

чивало возможность дробления волокон в композитной системе, деформационное поведение которой всецело определяется матричной основой. Такая конструкция „пластичного“ образца продиктована стремлением получить трещину конечных размеров ( $\sim 1 \text{ mm}$ ) в матрице после разрыва высокомодульного борного волокна, которое при растяжении этой композитной системы в силу совместности деформации всех компонентов должно разорваться первым. При стандартном режиме отверждения разрыв борного волокна приводил к макро-разрушению всего образца. Такой композитный образец подвергался деформированию растяжением в условиях  $\sigma \cong \text{const}$ . Была использована скоростная микрокиносъемка в поляризованном свете, которая в оптически активном материале пластины позволяла отслеживать временные изменения „пластической“ зоны в вершине остановившейся трещины. Разрыв борного волокна 1 при общей деформации системы  $\sim 0.8\%$  „запускает“ процесс перераспределения локальных напряжений. На динамическом участке пути  $L_d$  (рис. 4) в вершине трещины работа по деформированию материала минимальна, с уменьшением скорости она увеличивается, согласно [10], по меньшей мере обратно пропорционально квадрату скорости. В „момент“ остановки материал матрицы в вершине трещины имеет максимальную деформацию  $\varepsilon$ , равную разрывной; в нашем модельном эксперименте это на уровне  $\sim 12-15\%$ . Стеклянное волокно 2', выполняющее роль индикатора деформации на уровне  $\varepsilon \approx 3-5\%$  на расстоянии ( $L > l_{\text{stat}}$ ) от остановившейся трещины, разрывалось через время масштаба одной секунды после разрыва борного волокна, как только его



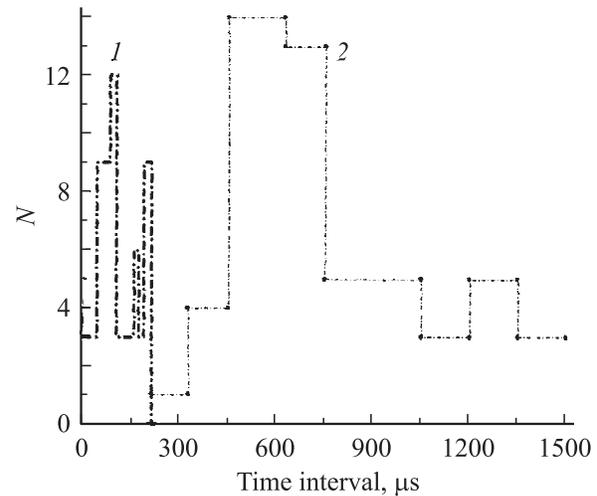
**Рис. 7.** Реконструкция процесса развития пластической зоны по данным микрокиносъемки в поляризованном свете в модельной композитной системе. 1 — борное волокно, 2' и 2'' — стеклянные волокна,  $L$  — расстояние между волокнами,  $l_{\text{stat}}$  — среднестатистический размер трещины, появляющейся в месте разрыва борного волокна.

захватывала пластическая зона. Это означает, что имеет место явно проявляющееся развитие пластической зоны, т.е. зона процесса „работает“ определенное время и после остановки трещины. Перераспределение напряжений (деформаций) по законам упругости в данной ситуации по длительности не должно было превышать нескольких миллисекунд.

Этот результат получен в специальных условиях, когда релаксационные свойства матрицы обеспечивали возможность фиксирования заведомо медленного перераспределения локальных напряжений за счет вынужденной высокоэластической деформации в зоне процесса.

Прямое подтверждение влияния диссипативных свойств на скорость перераспределения локальных напряжений уже не на искусственной модели было получено путем использования АЭ для изучения распределения времен следования сигналов в микросекундном диапазоне от разрывов волокон в образцах реальных конструктивных волокнистых композитов с объемным содержанием углеродных волокон  $\sim 55\%$ . Диаметр таких волокон  $7-9\ \mu\text{m}$ , при этом среднее расстояние между ними было такой же величины. Такая композитная система из регулярно расположенных высокомодульных волокон в относительно пластичной матрице является чрезвычайно удобной моделью заданной структуры и дает возможность надежной идентификации рождающихся трещин мезомасштаба. Обычно предполагается, что перераспределение напряжений на волокнах, соседних с разорванным, происходит исключительно по законам упругости. Таким образом, при использовании метода АЭ распределение времен следования сигналов от разрывов волокон должно иметь максимум в районе нескольких микросекунд, что соответствует временам распространения волны напряжений через межволоконное пространство. На рис. 8 приведено распределение временных интервалов между сигналами АЭ для большой группы реализаций образцов с однонаправленным расположением углеродных волокон для двух полимерных матриц с существенно различающимися диссипативными свойствами. Можно видеть, что максимум распределения находится отнюдь не в диапазоне времен упругих взаимодействий ( $1-3\ \mu\text{s}$ ), а в области  $10^2$  или даже  $10^3\ \mu\text{s}$  в зависимости от диссипативных свойств матрицы. Таким образом, на основании этих данных можно утверждать, что диссипативные свойства матрицы могут быть регулятором перераспределения напряжений, уменьшать скорость накопления разрывов волокон. Увеличение модуля потерь полимерной матрицы снижает вероятность образования хрупкой трещины в матрице в месте разрыва волокна и увеличивает временной интервал между разрывами соседних волокон, что приводит к торможению процесса коррелированного разрыва волокон в углепластике при его нагружении, т.е. повышает его прочность и вязкость разрушения.

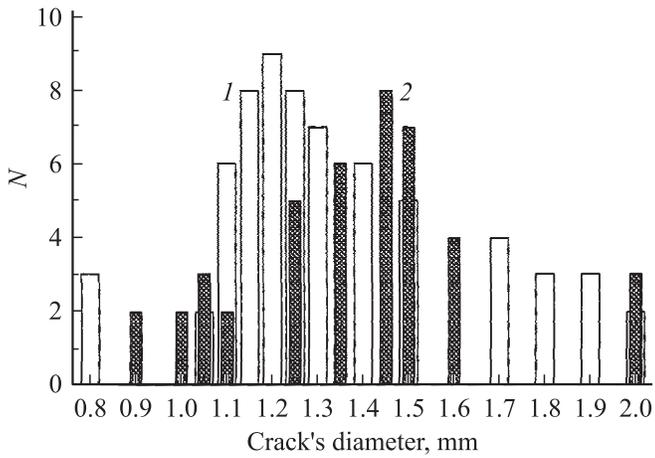
В связи с экспериментальным обнаружением значительной по величине освобождаемой энергии при разрыве



**Рис. 8.** Гистограмма распределения  $N$  временных интервалов следования сигналов АЭ для углепластика на основе различных связующих. 1 — химически сшитый ПЭИ-Н, 2 — термопластичный ПЭИ (полиэфиримид).

волокна следовало ожидать нетривиального результата при ударном нагружении близко расположенного ( $L < l_{\text{stat}}$ ) структурного элемента в виде стеклянного волокна 2'' (рис. 7).

В случае модельного образца типа схематически изображенного на рис. 7 можно увидеть эффект „подпитки“ динамически растущей трещины при прохождении локальной неоднородности в виде напряженного объема с большим удельным запасом упругой энергии по сравнению с основным матричным материалом. Для большинства известных микроскопических механизмов зарождения трещин в кристаллических телах отмечается предшествующее образование мощных дислокационных скоплений, создающих высокие внутренние напряжения, которые частично релаксируют при прохождении динамически растущей трещины по предварительно наклепанному материалу, в результате чего работа  $\gamma$ , затрачиваемая на образование единицы площади открытой поверхности, может быть значительно (от  $\gamma/10$  и более) [10] уменьшена. Это означает, что динамически растущая трещина в сильно гетерогенном материале может на некоторых участках своего пути подпитываться упругой энергией, освобождающейся при разрыве таких неоднородностей. На рис. 9 представлена иллюстрация эффекта подпитки динамически растущей трещины, на пути которой в пределах среднестатистического  $l_{\text{stat}}$  размера было вклеено точно такое же стеклянное волокно 2'' (рис. 7). Можно видеть, что максимум распределения 2'' итогового размера трещины при таком последовательном разрыве борного и стеклянного волокон сместился в сторону больших значений конечной трещины. Этот результат можно рассматривать как одну из возможных реализаций своеобразного эстафетного микромеханизма развития трещины разрыва в гетерогенных материалах



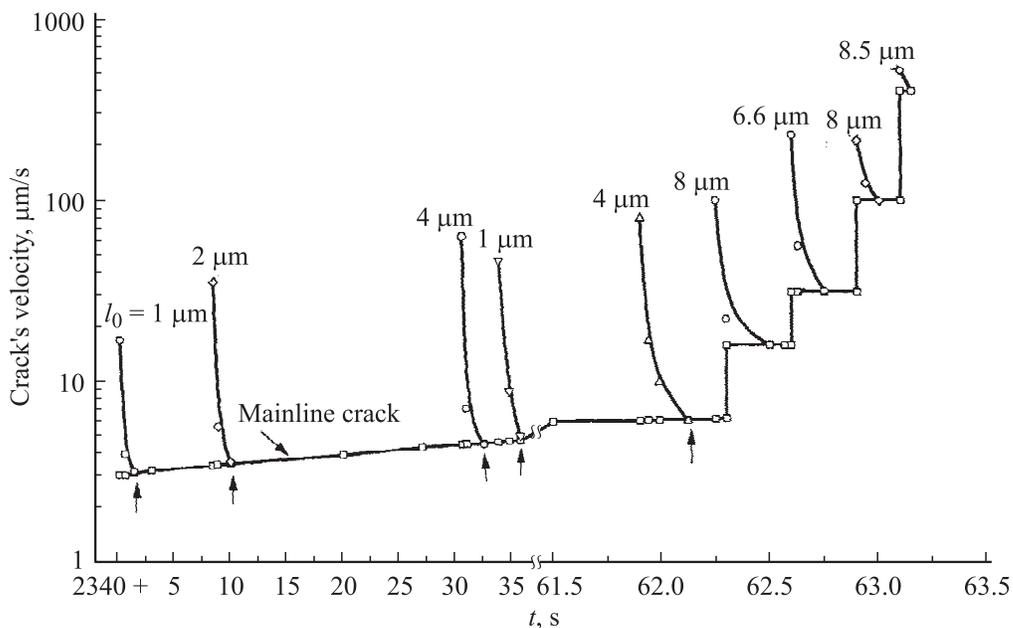
**Рис. 9.** Гистограмма распределения размеров трещин в блоке матрицы из эпоксидного связующего, вызванных разрывом единичного борного волокна (1), и размеров итоговой трещины (2) в таком же блоке вследствие разрыва борного и близко ( $L < l_{stat}$ ) расположенного к нему стеклянного волокна (см. рис. 7).

без существенных потерь. Если энергия, выделившаяся при разрушении волокна, не диссипирует в толще матрицы или по границе раздела волокно–матрица, это обязательно приведет к дополнительному нагружению соседнего волокна и возрастанию вероятности его разрушения. В высоконаполненных (объемное содержание волокон  $\geq 40\%$ ) волокнистых композитах типа АI–В коррелированный разрыв соседних трех борных воло-

кон при  $20^\circ\text{C}$  приводит к макроразрушению образца (содержащего  $> 300$  волокон), в то время как при  $350\text{--}400^\circ\text{C}$  таких коррелированных разрывов может накопиться полтора-два десятка [11]. В [9] отмечалось, что для углепластиков на основе хрупкого (с низкими диссипативными свойствами) связующего типа Роливсан при температуре ниже температуры  $\beta$ -перехода первый разрыв углеродного волокна диаметром  $7\ \mu\text{m}$  вызывает ударное разрушение всего образца, содержащего более  $10^3$  волокон.

После рассмотрения ряда обнаруженных (ранее неизвестных) особенностей в динамике рождающейся трещины микро- и мезомасштаба перейдем к завершающей стадии процесса трансформации искусственного концентратора в магистральную трещину разрыва, что прежде, насколько можно судить по литературе, в эксперименте не фиксировалось. Выше уже отмечалось, что на всем протяжении длительного развития зоны процесса скорость роста магистральной трещины увеличивалась медленно и монотонно (за исключением пауз — остановок). Это происходило, несмотря на рождение в ее предвершинной области большого числа микротрещин ( $> 1200$ ) и обусловленное в результате этого упругое и релаксационное перераспределение локальных напряжений, в том числе и при объединении с микротрещинами, рождающимися в зоне процесса в области максимальной концентрации энергии упругих деформаций.

На рис. 10 показано (в двух временных масштабах), как изменялась скорость роста магистральной трещины и возникающих в зоне процесса микротрещин на протяжении последних 63 с жизни образца (из общей



**Рис. 10.** Изменение скорости магистральной трещины со временем на конечном этапе развития при ее слиянии с взрывообразно рождающимися дочерними микротрещинами в зоне процесса на участке ее развития с достаточными ( $2340 + 62.28$ ) с и критическими ( $2340 + (62.29\text{--}63.15)$ ) с диссипативными свойствами предвершинной области.

продолжительности более 2300 s) при растяжении в камере РЭМ. Магистральная трещина (в данном опыте) к этому времени уже росла со скоростью  $V_{\text{main}} \sim 2 \mu\text{m/s}$ . Большая часть временного отрезка роста магистральной трещины до отметки 2340 s была примерно такой же, как и на отрезке времени 2340 + 37 s: рождение микротрещин с начальным размером  $l_0 \leq 1-4 \mu\text{m}$  при скорости роста магистральной трещины  $V_{\text{main}} \lesssim 6 \mu\text{m/s}$  происходило в условиях достаточности диссипативных свойств, рождение этих микротрещин не нарушало ее равномерного развития.

Однако, как можно видеть из данных рис. 10, при  $V_{\text{main}} \approx 6.4 \mu\text{m/s}$  (для нашего конкретного случая) в момент рождения более крупной микротрещины размером  $l_0 = 8 \mu\text{m}$  с „начальной“ скоростью  $V_0 \approx 100 \mu\text{m/s}$  диссипативные свойства по факту оказались недостаточными и поэтому скорость магистральной трещины скачкообразно увеличивалась в 3 раза — до  $\sim 16 \mu\text{m/s}$ . Заметим, что изменение начальной длины генерируемой трещины  $l_0$  с 4 до  $8 \mu\text{m}$  означает увеличение в десятки раз освобождаемой энергии упругой деформации  $W \sim l_0^3$ . Поэтому при возросшей скорости магистральной трещины из-за дополнительного уменьшения времени на реализацию процесса релаксации диссипативная способность еще более сократилась, и вследствие этого рождения следующей микротрещины размером  $l_0 = 6.6 \mu\text{m}$  с  $V_0 \approx 220 \mu\text{m/s}$  вызвало мгновенное увеличение  $V_{\text{main}}$  до  $\sim 32 \mu\text{m/s}$ . В этих условиях появление микротрещины размером  $l_0 \approx 8 \mu\text{m}$  с  $V_0 \sim 215 \mu\text{m/s}$  обусловило дополнительный скачок скорости магистральной практически с  $\sim 32$  до  $\sim 100 \mu\text{m/s}$ , что еще сильнее сократило диссипативные свойства. И наконец, при этой скорости магистральной трещины ( $\sim 100 \mu\text{m/s}$ ) рождение в зоне процесса еще одной микротрещины размером  $l_0 \approx 8.5 \mu\text{m}$  с  $V_0 \approx 500 \mu\text{m/s}$  оказалось уже просто катастрофическим для образца в целом — дискретные добавки энергии ( $W \sim l_0^3$ ) превысили диссипативные способности материала на этой скорости в предвершинной области магистральной трещины, которая вследствие этого вышла на так называемую критическую стадию. Необходимо подчеркнуть, что дискретное изменение скорости каждый раз происходило именно в момент рождения микротрещины, т.е. реакция магистральной трещины в такой ситуации оказывается безотлагательной (т.е. со скоростью звука) — в течение одной, последней секунды имеет место серия чисто упругих взаимодействий рождающихся микротрещин и магистральной. Следует дополнительно отметить, что электронно-микроскопический контраст последних микротрещин отличался практическим отсутствием светлого контура, обычно свидетельствующего о возрастании прозрачности для вторичных электронов вследствие локального утонения. Отсутствие этого контура дополнительно свидетельствует о сокращении на этих больших скоростях участия деформационных процессов, предшествующих рождению микротрещины. В этом случае микротрещина „прорывается“ практически сквозь

полную толщину образца в предвершинной области, которая также уменьшила электронный контраст. На предшествующем, основном по длительности этапе с достаточными диссипативными свойствами участие деформационных процессов было явным и эффективным, что и видно на кадрах рис. 1.

Можно ли объяснить ускоренное развитие зоны процесса простейшим ростом напряжений в вершине из-за увеличившейся длины макротрещины? Обратимся к данным на рис. 10. На момент времени 2340 + 37 s скорость магистральной трещины была на уровне  $6.21 \mu\text{m/s}$  и ее длина к этому времени составляла  $\approx 800-900 \mu\text{m}$ . В момент времени 62.30 s при рождении трещины  $l_0 = 8 \mu\text{m}$  скорость магистральной трещины скачкообразно возросла до  $16.18 \mu\text{m/s}$  и при этой скорости за время  $\approx 0.3$  s длина трещины увеличилась на  $4.8 \mu\text{m}$ . На следующем скачке скорости до  $32.18 \mu\text{m/s}$  за время 0.29 s магистральная трещина выросла на  $9.3 \mu\text{m}$ . После скачка  $V_{\text{main}}$  до уровня  $100 \mu\text{m/s}$  за время 0.2 s трещина подросла еще на  $20 \mu\text{m}$ . После скачка  $V_{\text{main}}$  до уровня  $406 \mu\text{m/s}$  ее длина за время 0.04 s увеличилась на  $16 \mu\text{m}$ . Общий прирост длины магистральной трещины за время, в течение которого скорость  $V_{\text{main}}$  за четыре скачка с суммарным временем  $\approx 0.84$  s выросла с 6.21 до  $406 \mu\text{m/s}$ , составляет  $50 \mu\text{m}$ , или 5–6% от длины трещины до момента ее скачкообразного увеличения. Локальные напряжения ( $\sim l^{1/2}$ ) в результате такого увеличения длины могли вырасти всего на 2–3%, что не может обеспечить возрастания скорости магистральной трещины на два порядка.

Можно считать, что график роста магистральной трещины и взаимодействия с ней рождающихся в зоне процесса ее дочерних микротрещин представляет собой временную развертку своеобразного вязко-хрупкого перехода в одном образце и при постоянной температуре — переход от условий безопасного рождения микротрещины, т.е. преимущественно с локальными мезопоследствиями, к рождению микротрещин с макроследствиями. Таким образом, в результате сокращения за время действия механической нагрузки диссипативных свойств имеет место переход от преимущественно релаксационного механизма взаимодействия дефектов к преимущественно упругому, линейному взаимодействию (переход от микровязкого к макрохрупкому). Традиционно вязко-хрупкой переход обозначает наличие некоторой области температур, ниже которой материал разрушается макро-хрупко, но вязко, пластично при более высоких температурах. Проблеме взаимосвязи релаксационных явлений и прочности твердых тел посвящено много исследований, но наиболее разносторонне физика проблемы хрупкого разрушения отражена в монографии [13], где скрупулезно исследованы изменения таких интегральных характеристик, как долговечность и прочность, а также более чувствительного кинетического параметра — деформации. В наших экспериментах на уровне динамики „элементарного“ носителя процесса

разрушения–рождения микротрещины — роль релаксационных процессов является также определяющей — в условиях достаточности диссипативных свойств последствия акта микроразрушения в виде взрывообразного рождения микро- и мезотрещины нивелируются и процесс деформирования имеет возможность быть продолженным. Но в условиях недостаточности (подавления, сокращения времени на релаксацию) диссипативных свойств тот же акт неизбежно приводит к макроразрушению. В этой связи представляется совершенно естественным обнаруженное в [2] медленное подрастание и слияние трещин в хрупком стекле, но только трещин наномасштаба — диссипативные свойства стекла (с высоким уровнем латентной энергии закаленного состояния) явно недостаточны, чтобы путем релаксации перераспределить освобождающуюся энергию упругой деформации при рождении более крупного дефекта.

В основе наблюдаемого при растяжении однородного твердого тела „мезоскопического“ вязко-хрупкого перехода лежит динамическое изменение соотношения между освобождаемой энергией упругой деформации при рождении микротрещин или других достаточно высокоэнергетических структурных перестроений и сокращающимися в процессе деформирования диссипативными свойствами [13,14]. „Мезоскопический“ вязко-хрупкий переход имеет своим следствием макроскопическое разрушение.

#### 4. Заключение

Изложенный экспериментальный материал дает основание представить развитие событий при деформации растяжением однородного упругопластического твердого тела следующим образом. Под действием механического растягивающего напряжения в твердом теле во времени и в соответствии с нагрузкой и температурой происходят элементарные акты структурных изменений (движение дислокаций и других низкоразмерных дефектов), которые имеют дискретный характер по определению. Т.е., имеет место „тривиальный“ термофлуктуационный процесс многоуровневой пластической деформации с накоплением всех элементарных носителей и, соответственно, увеличением латентной энергии. В местах неоднородного его развития накапливается энергия упругой деформации, которая в определенный момент непременно оказывается достаточной для дискретного структурного перестроения следующего масштабного уровня, например для рождения микротрещин. Величина взрывообразно рождающейся микротрещины, как показал эксперимент, зависит от соотношения накопленной в данном локальном объеме энергии упругой деформации и диссипативной способности ближайшего окружения. Дискретный акт такого масштаба помимо разнообразных излучательных процессов сопровождается и дальнедействующими переходными процессами как традиционного, упругого (со

скоростью звука), так и, что принципиально важно, как показывает проведенный эксперимент, релаксационного перераспределения локальных напряжений. По мере деформирования роль релаксационной компоненты постепенно сокращается и именно этим процессом определяется время жизни тела под нагрузкой. Чем больше способность материала к диссипации освобождаемой энергии упругой деформации при рождении очередного дефекта сплошности, тем большее число микротрещин может появиться и взаимодействие между ними будет определяться релаксационными свойствами. В силу этого стадия множественного трещинообразования априори не является критической. А наиболее вероятным следствием, коллективным эффектом в системе таких дефектов, как микротрещины, может быть уменьшение локального эффективного модуля упругости с последующим перераспределением нагрузки на соседние объемы [15–17]. В случае металлов [18] на примере анализа дислокационных реакций показано, что по ходу деформирования вовлекаются все более высокоэнергетические структурные перестроения по мере исчерпания потенциального резерва низкоэнергетических носителей. Анализ внутреннего трения на конструкционных сталях [19] также четко демонстрирует деградацию диссипативных свойств и нарастание латентной энергии.

В течение основного времени деформирования дискретные структурные изменения происходят в условиях с достаточными диссипативными свойствами. При подавлении этой способности до уровня критического, как следует из прямого эксперимента по изменению скорости магистральной трещины при ее слиянии с взрывообразно рождающимися дочерними микротрещинами в зоне процесса, скоротечно происходит серия дискретных скачков вследствие ставшего возможным упругого взаимодействия и последующий переход на закритическую стадию.

Таким образом, полученные результаты позволяют сформулировать новый взгляд на механизм вязко-хрупкого разрушения при деформации растяжением однородного упруго-пластического твердого тела.

В ходе термофлуктуационного процесса пластической деформации с накоплением всех элементарных носителей, сокращением вследствие этого диссипативных свойств и увеличением латентной энергии в местах неоднородного распределения напряжений происходит взрывообразное зарождение микротрещин. Каждое рождение дефекта микро- мезомасштаба есть акт локального тестирования диссипативной способности системы, при условии достаточности которой взаимодействие между микротрещинами регулируется релаксационными процессами, что и определяет долговечность тела под нагрузкой. При подавлении диссипативных свойств реализуется упругое, линейное взаимодействие между дефектами и наступает макроразрушение в целом.

## Список литературы

- [1] В.Р. Регель, А.И. Слуцкер, Э.Е. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. Наука, М. (1974). 560 с.
- [2] F. Célerić, S. Prades, D. Bonamy, L. Ferrero, E. Bouchaud, C. Gulliot, C. Marliere. *Phys. Rev. Lett.* **90**, 075 504 (2003).
- [3] G.C. Sih. *Int. J. Fracture* **10**, 305 (1974).
- [4] Дж.Ф. Нотт. Основы механики разрушения. Металлургия, М. (1978). 256 с.
- [5] А.М. Лексовский, С.Н. Сакиев, В. Шмидт. *ФММ* **41**, 637 (1976).
- [6] А.М. Лексовский, Б.Л. Баскин, А.Я. Горенберг, Г.Х. Усманов, В.Р. Регель. *ФТТ* **25**, 1096 (1983).
- [7] А.М. Лексовский, А.В. Гаврилин, Б.Л. Баскин. *Письма в ЖТФ* **34**, 5, 46 (2008).
- [8] Л.Д. Воловец, Н.А. Златин, Г.С. Пугачев. *Письма в ЖТФ* **4**, 18, 1091 (1978).
- [9] В.Е. Юдин, А.М. Лексовский. *ФТТ* **47**, 5, 944 (2005).
- [10] В.М. Финкель. Физические основы торможения разрушения. Металлургия, М. (1977). 360 с.
- [11] А.Н. Орлов, В.С. Кривободров. *ЖТФ* **55**, 8, 1677 (1985).
- [12] А.М. Лексовский, А. Абдуманов. *ФХОМ* **5**, 119 (1981).
- [13] В.А. Степанов, Н.Н. Песчанская, В.В. Шпейзман. Прочность и релаксационные явления в твердых телах. Наука, Л. (1984). 245 с.
- [14] А.М. Лексовский, А.П. Тишкин, Б.Л. Баскин. Тез докл IV Евраз. науч.-практ. конф. „Прочность неоднородных структур“ (ПРОСТ-2008). МИСиС, М. (2008). С. 70.
- [15] А.М. Лексовский, Б.Л. Баскин. XIX Петербург. чтения по проблемам прочности. СПб (2010). Ч. 1. С. 331.
- [16] А.П. Тишкин, А. Абдуманов, А.М. Лексовский. *Письма в ЖТФ* **21**, 15, 10 (1995).
- [17] A. Leksowski, D.L. Baskin, A.P. Tishkin, A. Abdumanov. *Solid State Phenomena* **137**, 9 (2008).
- [18] N.A. Koneva, E.V. Kozlov, L.I. Trishkina, E.E. Pekarskaya. *Mater. Sci. Eng. A* **234**, 614 (1997).
- [19] А.Н. Чуканов, Д.М. Левин, Л.В. Муравлева. *Изв. РАН. Физика* **64**, 9, 1714 (2000).