

УДК 541.64:539.3

РОСТ ТРЕЩИНЫ В ПЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕРАХ

© 1998 г. С. Л. Баженов, Н. С. Гринева, А. А. Берлин

Институт химической физики им. Н.Н. Семёнова Российской академии наук
117977 Москва, ул. Косыгина, 4

Поступила в редакцию 26.02.98 г.
Принята в печать 13.05.98 г.

Исследован рост трещины в пластичных полимерах (полиарилате и смесях ПУ–ПММА). Удлинение трещины описывается в предположении, что течение полимера в кончике трещины следует предсказанию модели жесткопластичного материала. Начальная стадия роста трещины является устойчивой, и кончик трещины имеет форму клина с углом ~90° в вершине. На начальной стадии роста трещины ее удлинение пропорционально квадрату деформации. Для описания величины раскрытия трещины использовано модифицированное уравнение Дагдейла–Баренблатта.

ВВЕДЕНИЕ

Несмотря на все многообразие существующих материалов, есть лишь два основных механизма их разрушения. Эти механизмы разрушения в чистом виде наблюдаются в пластичных и абсолютно хрупких материалах. Причина абсолютно хрупкого разрушения – разрыв химических связей, пересекающих плоскость разрушения. Рост трещины в хрупких материалах является неустойчивым. Согласно Orowan [1], критическое напряжение, при котором в вершине атомарно острой трещины достигается прочность химической связи, описывается энергетическим критерием Гриффитса [2]. Поскольку типичное значение энергии химических связей равно 2–3 эВ, на разрыв связей тратится 3–4 Дж/м² образованной поверхности. Разрушение представляется как разрыв связей также и в кинетической концепции Журкова, описывающей накопление разрывов во времени [3].

Следует отметить, что класс абсолютно хрупких материалов крайне узок и ограничен лишь материалами типа алмаза и графита. Например, типичное значение энергии разрушения сравнительно хрупких эпоксидных смол составляет несколько сотен Дж/м² [4], что в ~100 раз выше энергии разрыва связей. В более пластичных полимерах и металлах энергия разрушения может на 4–5 десятичных порядков превышать энергию связей. Это обусловлено энергетическими затра-

тами на пластическое деформирование полимера в кончике трещины. Энергия (вязкость) разрушения G_{lc} в общем случае равна сумме вкладов энергии пластической деформации и энергии разрыва связей [5, 6].

Несмотря на доминирующую роль пластического течения, полимеры не являются ни идеально упругими, ни идеально пластичными. Обычно в качестве нулевого приближения для описания разрушения используют теорию хрупкого разрушения Гриффитса–Орована: ее модифицируют для учета пластичности реальных материалов. Модификация теории Гриффитса оказалась удачной для описания разрушения квазихрупких материалов, в которых течение ограничено в микрообластих, смежных с плоскостью трещины [5, 6].

В более пластичных материалах зачастую наблюдается начальный устойчивый рост трещины, и линейная механика разрушения оказывается неспособной описать рост трещины в таких материалах. Физически ясная теория роста трещин в пластичных металлах была разработана McClintock [7] на основе работ Hill [8]. Рост трещины в таких материалах происходит путем крупномасштабного пластического течения по двум сопряженным плоскостям скольжения с образованием клинообразного кончика трещины. Угол в вершине клина равен 90° для плоского напряженного состояния и ~70° для плоской деформации [7].

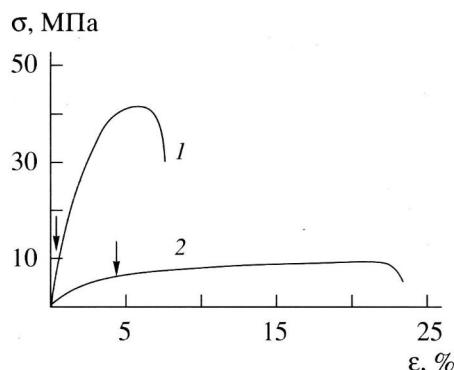


Рис. 1. Диаграммы напряжение σ –деформация ϵ для надрезанных образцов ПА (1) и смеси ПУ : ПММА = 70 : 30 (2).

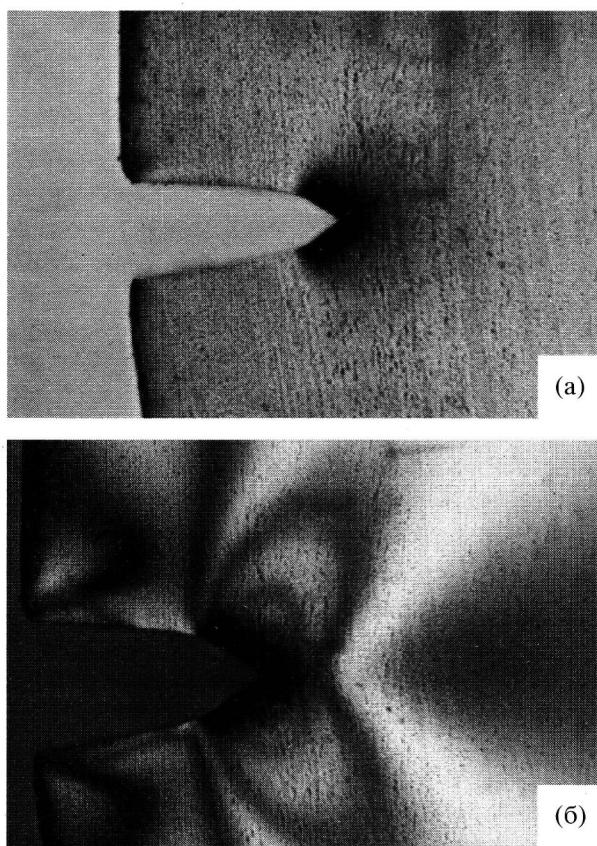


Рис. 2. Трещина длиной 1.03 мм в смеси ПУ : ПММА = 50 : 50 при деформации 9% (а) и кончик той же трещины при деформации 12% и наблюдении в поляризованном свете (б).

В настоящей работе изучали рост трещины в пластичных полимерах. Для описания начальной устойчивой стадии роста трещин в полимере предпринята попытка объединения теории пластичности с моделью Дагдейла–Баренблатта [9].

ЭКСПЕРИМЕНТ

Исследовали полиарилат и три смеси ПУ : ПММА с массовым соотношением компонентов 70 : 30, 50 : 50 и 20 : 80. Модули упругости этих полимеров находились в диапазоне от ~0.1 ГПа, что соответствует каучукоподобному состоянию, до ~2 ГПа, что отвечает жестким стеклообразным полимерам.

Для испытания на растяжение использовали стандартные образцы длиной 30 и шириной 10 мм. Толщина образцов составляла 60 мкм для полиарилата и 1.2 мм для смесей ПУ–ПММА. Исходную трещину длиной 0.4–2.0 мм наносили бритвой у края образца. Испытание образцов с надрезом проводили в поле зрения оптического микроскопа при помощи специальной ячейки. Образцы растягивали с постоянной скоростью, которая составляла 0.01 и 0.05 мм/мин для полиарилата и для смесей ПУ–ПММА соответственно. При этом осуществляли периодическую фотосъемку кончика трещины в поляризованном свете. Раскрытие трещины δ и приращение ее длины ΔL измеряли на негативах при помощи оптического микроскопа с малым увеличением. Всего было испытано восемь образцов. Результаты испытания усредняли.

Напряжение в надрезанном образце рассчитывали без учета изменения сечения образца по формуле $\sigma = P/S_0$, где P – приложенная сила и S_0 – исходное сечение образца за вычетом сечения трещины.

РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 1 приведены типичные диаграммы нагружения σ – ϵ для надрезанных образцов полиарилата и смеси ПУ : ПММА = 70 : 30, т.е. для полимеров с наибольшим и наименьшим модулем упругости. Начало роста трещины отмечено стрелками. Деформация начала роста трещины зависит от длины надреза. В полиарилате рост трещины начался при деформации 0.8–1.4% в зависимости от длины надреза. В результате появляется нелинейность на диаграмме нагружения. Вначале рост трещины в полиарилате был устойчивым, после чего при деформации 5–7% происходило катастрофическое разрушение. В смеси ПУ : ПММА = 70 : 30 рост трещины начался при деформации 2–4.5%. При длине надреза 0.4 мм рост трещины начался после начала макроскопического течения всего образца, и устойчивая стадия роста продолжалась до деформации 25%.

На рис. 2а показана трещина с начальной длиной 1.03 мм в смеси ПУ : ПММА = 50 : 50 при деформации 9%. Кончик трещины имеет форму клина с углом 73° в вершине. Темная зона вблизи

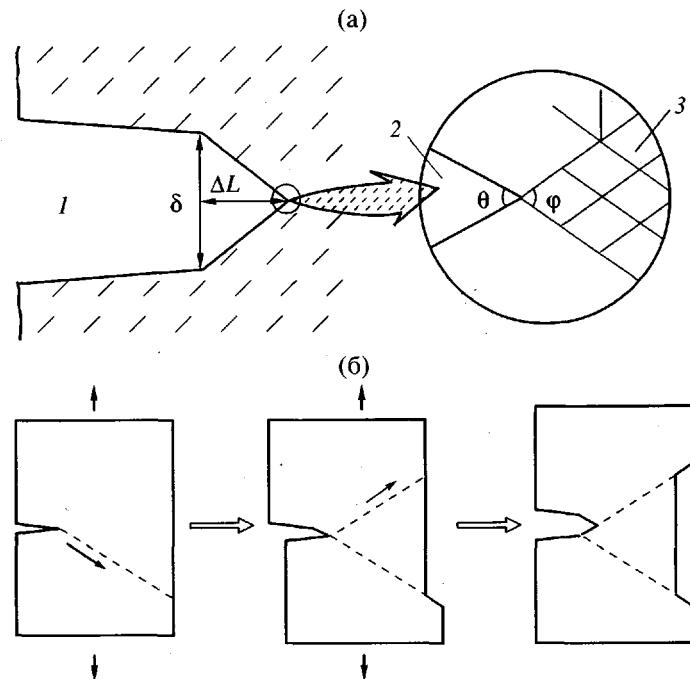


Рис. 3. Модель роста трещины путем проскальзывания по двум сопряженным плоскостям полос сдвига. 1 – трещина, 2 – кончик трещины, 3 – система полос сдвига в кончике трещины. Пояснения в тексте.

поверхности разрушения представляет собой область пластиически деформированного полимера. Темный цвет зоны обусловлен, возможно, кавитацией или отслоением частиц каучука. Ширина зоны текучести равна ~ 0.2 мм, что при толщине образца 1.2 мм соответствует состоянию плоской деформации. На рис. 2б показан кончик трещины при деформации 12% и наблюдении в поляризованном свете. Перед кончиком трещины наблюдается ϵ -образная зона концентрации напряжения.

Коэффициент интенсивности напряжения K_I для краевого надреза дается уравнением [9]

$$K_I = Y\sigma\sqrt{L} \quad (1)$$

Здесь σ – приложенное напряжение, L – начальная длина трещины, Y – коэффициент, определяемый формулой $Y = 1.99 - 0.41\lambda + 18.70\lambda^2 - 38.48\lambda^3 + 53.85\lambda^4$, где $\lambda = L/w$, w – ширина образца.

Для смесей ПУ–ПММА зависимости K_I (или энергии разрушения $G_I = K_I^2/E$) от приращения трещины ΔL при различной длине надреза не ложатся на единую кривую. Это означает, что рост трещины не описывается энергетическим критерием Гриффитса.

МОДЕЛЬ

Предполагается, что течение полимера в малой области вблизи кончика трещины можно представить как макроскопическое течение жесткопластичного образца с надрезом, как показано на рис. 3а. Согласно теории пластичности, в жесткопластичном материале рост трещины осуществляется посредством крупномасштабного пластического течения по двум сопряженным плоскостям течения, ориентированным под углом 45° к плоскости трещины для плоского напряженного состояния и под углом $\sim 35^\circ$ для плоской деформации [8].

Механизм образования клина в кончике трещины путем поочередного проскальзывания по двум сопряженным плоскостям скольжения показан на рис. 3б. Очевидно, что угол клина θ равен углу между сопряженными семействами полос скольжения

$$\theta = \varphi \quad (2)$$

(φ – угол между полосами скольжения).

Для плоской деформации угол φ равен 90° , и, согласно уравнению (1), приращение трещины ΔL должно быть равно $\delta/2$. Аналогично, для плоского напряженного состояния $\varphi = 2\arctan(1/\sqrt{2})$, и $\Delta L = \delta/\sqrt{2}$. В обоих случаях приращение трещины определяется раскрытием трещины.

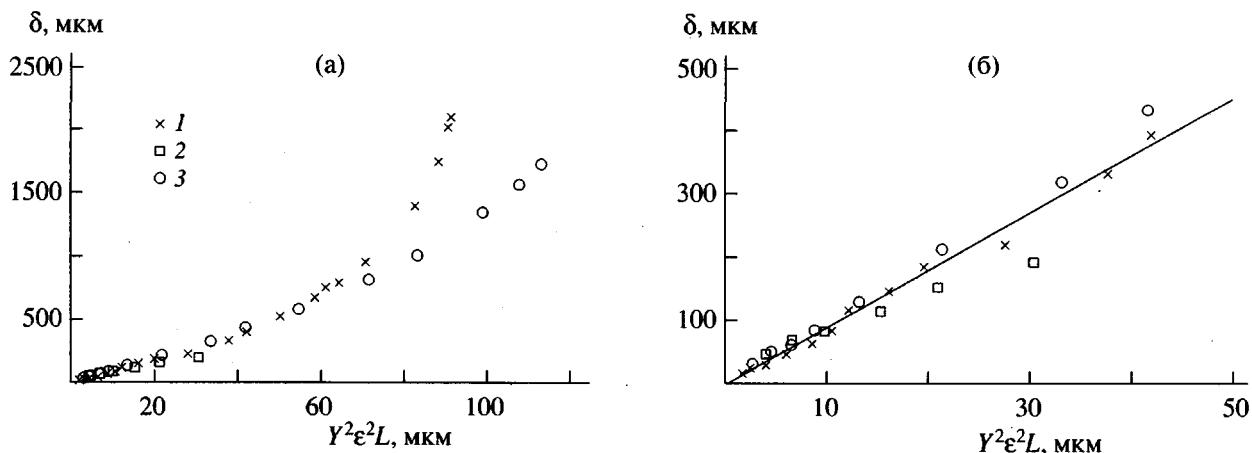


Рис. 4. Зависимость раскрытия трещины δ от параметра $Y^2\epsilon^2 L$ для смеси ПУ : ПММА = 50 : 50 (а); б – начальная линейная часть этой кривой. Длина трещины 0.46 (1), 1.06 (2) и 1.86 мм (3).

При малых деформациях в упругопластичных материалах раскрытие трещины дается формулой Дагдейла [9]

$$\delta = \frac{K_I^2}{E\sigma_0} = \frac{Y^2\sigma^2 L}{E\sigma_0}, \quad (3)$$

где σ_0 – предел текучести, E – модуль упругости.

Согласно уравнению (3), раскрытие трещины должно быть пропорционально σ^2 . Однако для смесей ПУ–ПММА зависимости δ от $\sigma^2 L$ не только не линейны, но и не ложатся на единую кривую при различной длине надреза. По этой причине уравнение Дагдейла было модифицировано. Линейная механика разрушения описывает разрушение в терминах напряжения, энергии и модуля упругости. Теория пластичности оперирует смещениями и деформацией. При переходе от на-

прежения к деформации уравнение (3) принимает вид

$$\delta = \frac{Y^2\epsilon^2 L E}{\sigma_0} \quad (4)$$

На рис. 4а приведено раскрытие трещины в зависимости от параметра $Y^2\epsilon^2 L$ для смеси ПУ : ПММА = 50 : 50. Рисунок 4б показывает, что начальная часть кривой на рис. 4а линейна. Таким образом, раскрытие трещины пропорционально квадрату деформации. При более высокой деформации зависимость нелинейна и, более того, не описывается единой кривой при различной длине трещины. Аналогично, начальные части кривых $\delta - Y^2\epsilon^2 L$ линейны также для смесей ПУ : ПММА = 70 : 30, ПУ : ПММА = 20 : 80 и полиарилата. Следует отметить, что для смеси ПУ : ПММА = 50 : 50 раскрытие трещины δ пропорционально ϵ^2 вплоть до деформации $\epsilon = 11.4\%$ при длине трещины $L = 0.46$ мм. При длине трещины $L = 1.86$ мм пропорциональность наблюдается до деформации 4.6%.

Раскрытие трещины пропорционально квадрату деформации, что естественно при малых деформациях, когда выполняются предположения, использованные при выводе уравнения Дагдейла. Однако раскрытие трещины пропорционально ϵ^2 даже после начала макроскопического течения всего образца. Причина этого, вообще говоря, неясна.

В уравнении Дагдейла параметр σ_0 равен пределу текучести полимера. Экспериментальные значения этого параметра вычислялись из наклона начальных линейных частей кривых $\delta - Y^2\epsilon^2 L$. На рис. 5 приведено отношение вычисленного

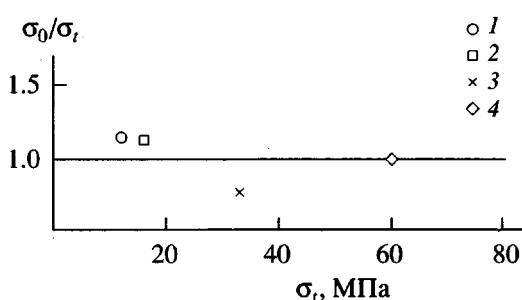


Рис. 5. Отношение σ_0 к прочности полимера σ_r в зависимости от σ_r . ПУ : ПММА = 70 : 30 (1), 50 : 50 (2) и 20 : 80 (3); 4 – полиарилат.

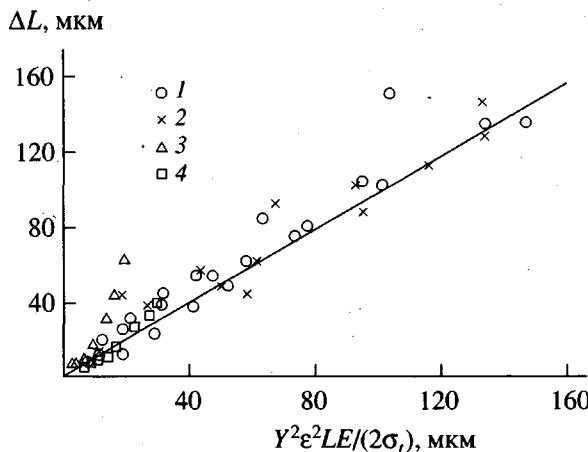


Рис. 6. Корреляция между удлинением трещины ΔL и параметром $Y^2 \epsilon^2 LE / (2\sigma_0)$. Прямая линия – предсказание модели (уравнение (6)). ПУ : ПММА = 50 : 50 (1), 70 : 30 (2) и 20 : 80 (3); 4 – полиацетал.

параметра σ_0 к пределу прочности σ_t в зависимости от σ_t . Для всех полимеров σ_0 близко к прочности полимера σ_t . Отметим, что отношение σ_0 к пределу текучести константой не является. Таким образом, раскрытие трещины определяется гораздо точнее, если в уравнение (4) в качестве σ_0 подставить прочность, а не предел текучести полимера.

Зная раскрытие трещины, теперь на основании предложенной модели можно определить удлинение трещины. При плоском напряженном состоянии удлинение трещины записывается как

$$\Delta L = \frac{Y^2 \epsilon^2 LE}{\sqrt{2}\sigma_t} \quad (5)$$

Соответственно для плоской деформации ΔL определяется соотношением

$$\Delta L = \frac{Y^2 \epsilon^2 LE}{2\sigma_t} \quad (6)$$

На рис. 6 удлинение трещины ΔL приведено в зависимости от параметра $Y^2 \epsilon^2 LE / (2\sigma_t)$. Экспериментальные данные удовлетворительно описываются уравнением (6). Для жесткого материала ПУ : ПММА = 20 : 80 согласие наблюдается только на начальной стадии роста трещины. Дальнейший рост трещины ведет к отклонению от уравнения (6) и к квазихрупкому разрушению.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обычно для описания разрушения используют теорию Гриффитса–Орована. Пластичность материала на микроуровне учитывается эффективной энергией разрушения, которая равна энергии пластического деформирования полимера. В данной работе предложен иной путь. В пластичных полимерах рост трещины может быть описан путем объединения макроскопической теории пластичности с решением Дагдейла–Баренблатта для раскрытия трещины. При этом подходе естественными оказываются устойчивый рост трещины и клинообразная форма кончика трещины. Более того, такой подход позволяет количественно описать рост длины трещины, во всяком случае на начальной устойчивой стадии ее роста.

Итак, проведенное нами исследование роста трещины в пластичных полимерах позволяет сделать следующие выводы. Начальная стадия устойчивого роста трещины может быть описана в предположении, что локальное течение полимера в кончике трещины аналогично макроскопическому течению в жескопластичном материале. Раскрытие трещины пропорционально квадрату деформации даже после начала макроскопического течения полимера. На начальной стадии роста трещины приращение ее длины также пропорционально квадрату деформации.

Авторы благодарны Л.И. Маневичу за помощь при обсуждении работы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Orowan E.O. // Proc. Symp. on Int. Stresses in Metals and Alloys. London, 1948. P. 451.
2. Griffith A.A. // Phil. Trans. Roy. Soc. A. 1920. V. 221. P. 163.
3. Журков С.Н. // Вестн. АН СССР. 1968. Т. 3. С. 46.
4. Stenzenberger H.D. Carbon Fibres and Their Composites. Berlin: Springer-Verlag, 1985. P. 95.
5. Orowan E. // Welding Res. Suppl. 1955. V. 20. P. 1575.
6. Irwin G.R. Fracture. Handbuch der Physik. Berlin: Springer-Verlag, 1958. V. 6. P. 551.
7. Макклинток Ф. Разрушение. М.: Мир, 1976. Т. 3. С. 67.
8. Hill R. // J. Mech. Phys. Solids. 1952. V. 1. P. 19.
9. Dugdale D.S. // J. Mech. Phys. Solids. 1960. V. 8. P. 100.

Crack Propagation in Ductile Polymers

S. L. Bazhenov, N. S. Grineva, and A. A. Berlin

*Semenov Institute of Chemical Physics, Russian Academy of Sciences,
ul. Kosygina 4, Moscow, 117977 Russia*

Abstract—The process of crack propagation in ductile polymers, including poly(arylate) and PU-PMMA blends, was studied. Variation in the crack length is described assuming that the polymer flow at the crack vertex obeys the model of tough (hard plastic) material. In the initial stationary stage of cracking, the apical part of the crack has a wedge shape with a 90° vertex angle and the crack length increases in proportion to the square deformation. The value of the crack opening is determined from a modified Dugdale-Barenblatt equation.