

УДК 541.64 : 539.3

© 1990 Г. В. Козлов, Л. Д. Мильман, А. К. Микитаев

КРИТИЧЕСКИЙ ДЕФЕКТ В ПОЛИСТИРОЛЕ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Исследовано разрушение образцов ПС с надрезом в условиях ударного нагружения с целью определения величины критического дефекта. Теория удовлетворительно описывает экспериментальные данные, если за величину критического дефекта принять сумму длин структурного дефекта и зоны локальной пластической деформации. При этом размер структурного дефекта по порядку величины соответствует характерному размеру блочной структуры ПС. Оценены границы применимости уравнения Орована – Ирвина, которое оказалось корректным только тогда, когда величина надреза соответствует длине критического дефекта.

Размер критического дефекта a_{kp} в ПС определен ранее в условиях квазистатического растяжения согласно уравнению Орована – Ирвина и был найден равным ~ 620 мкм [1]. Наличие дефектов таких размеров в ненагруженном полимереказалось бы довольно легко обнаружить. Но такие дефекты не наблюдаются в действительности. Поэтому предполагается, что дефектом, инициирующим разрушение, должен быть крейз, образующийся в процессе нагружения [2]. В самом деле размер крейза в ПС по порядку величины соответствует a_{kp} [3]. Однако равенство между длиной крейза и a_{kp} получено не было и это послужило основой для предположения, что по уравнению Орована – Ирвина определяется размер некоторого эквивалентного дефекта, который дает такую же концентрацию напряжения, как и реальный крейз [2]. В настоящей работе сделана оценка величины a_{kp} по двум методикам для ПС в условиях ударного нагружения, а также предпринята попытка выяснить границы применимости уравнения Орована – Ирвина и физический смысл критического дефекта.

Использовали промышленный ПС марки ПСМ (ГОСТ 20 282-74) в виде гранул, из которого на литьевой машине получали образцы размерами $4 \times 6 \times 30$ мм. Испытания проводили на образцах без надреза и на образцах с острым надрезом разной длины a . Надрезы наносили лезвием бритвы и после разрушения образцов измеряли на оптическом микроскопе непосредственно на поверхности разрушения с точностью ± 10 мкм. Испытания выполняли в интервале 193–353 К, образцы термостатировали согласно методике [4].

Маятниковый копер UT 1/4 был снабжен пьезоэлектрическим датчиком нагрузки с непосредственным выводом сигнала на запоминающий осциллограф С8-13. Это позволило получить диаграмму нагрузка – время $P-t$, которая показала, что все образцы разрушались хрупко (треугольная диаграмма $P-t$). Это позволяет рассчитать величины модуля упругости E и напряжения разрушения σ_p с использованием концепций линейной механики. Величину E определяли по наклону диаграммы $P-t$ [5] согласно уравнению [6]

$$E = \frac{P_{\max} L^3}{4 \Delta B D^3}, \quad (1)$$

где P_{\max} – максимальная нагрузка на диаграмме $P-t$; L – расстояние между опорами прибора (пролет); Δ – прогиб образца в середине, соответствующий P_{\max} ; B и D – ширина и толщина образца соответственно.

Величину Δ оценивали по формуле [7]

$$\Delta = v t_p \quad (2)$$

Здесь v – скорость ударника в момент контакта с образцом и t_p – время до разрушения, определяемое по диаграмме $P-t$.

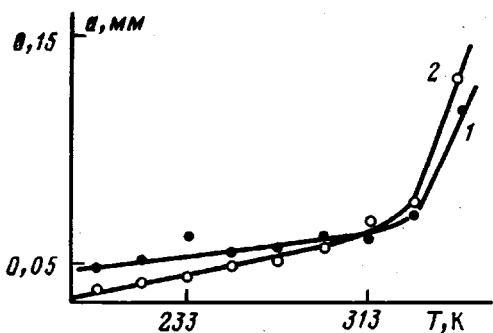


Рис. 1

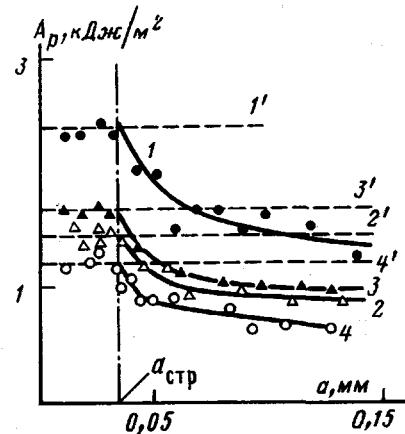


Рис. 2

Рис. 1. Зависимость размера критического дефекта a_{kp} , определенного по уравнению Орована – Ирвина (1) и как сумма $r_p + a_{str}$ (2), для ПС от температуры

Рис. 2. Зависимость ударной вязкости A_p от длины острого надреза a для величин пролета L , равных 40 (1), 33 (2), 25 (3) и 20 мм (4). Цифры со штрихом отвечают величинам образцов без надзора

Напряжение разрушения σ_p для образцов без надреза определяли по уравнению [8]

$$\sigma_p = \frac{3P_{\max}L}{2BD^2} \quad (3)$$

Естественно, что для образцов с надрезом длиной a в уравнениях (1) и (3) использовали величины $(D-a)^3$ и $(D-a)^2$ вместо D^3 и D^2 соответственно.

На рис. 1 (кривая 1) показана зависимость размера критического дефекта a_{kp} от температуры испытаний T , где величина a_{kp} рассчитана по уравнению Орована – Ирвина [1]

$$a_{kp} = \frac{K_{Ic}^2}{\pi \sigma_p^2} \quad (4)$$

Здесь K_{Ic} – коэффициент интенсивности напряжения.

Величина K_{Ic} рассчитана следующим образом [8]:

$$K_{Ic} = \sigma_p^n (\pi a)^{1/2}, \quad (5)$$

где σ_p^n – напряжение разрушения образцов с острым надрезом ($a=0,1$ мм). Зависимость $a_{kp}=f(T)$, полученная по уравнению (4), позволяет сделать соответствующие выводы. Во-первых, абсолютные величины a_{kp} ($\sim 50-120$ мкм) значительно меньше длины крейза в образцах ПС без надреза. Длину крейза легко оценить исследованием поверхности разрушения [1, 9] и ее величина варьируется в зависимости от T в пределах 600–1000 мкм. Такое несоответствие не позволяет идентифицировать крейз как критический дефект. Во-вторых, величина a_{kp} изменяется с температурой, а это в свою очередь не дает оснований связывать a_{kp} с каким-либо характеристическим размером надмолекулярной структуры ПС, который, очевидно, не изменяется по мере варьирования T .

Была также сделана оценка величины a_{kp} по методике работы [10] при разных скоростях деформации $\dot{\epsilon}$ и T . Величину $\dot{\epsilon}$ варьировали изменением L [11]. На рис. 2 представлены зависимости ударной вязкости A_p от длины острого надреза a для четырех значений L , который показывает, что величина a_{kp} , определенная согласно работе [10], равна ~ 34 мкм и не зависит от $\dot{\epsilon}$. Также было обнаружено, что a_{kp} не зависит от T . И абсолютная величина a_{kp} , и независимость значений a_{kp} от внешних условий нагрузления ($\dot{\epsilon}$ и T) дают возможность связать определенный таким образом дефект с блочной структурой ПС, имеющей размеры такого же порядка

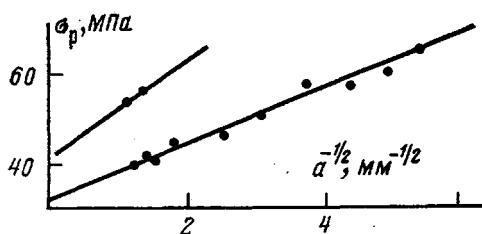


Рис. 3. Зависимость напряжения разрушения σ_p от величины $a^{-1/2}$

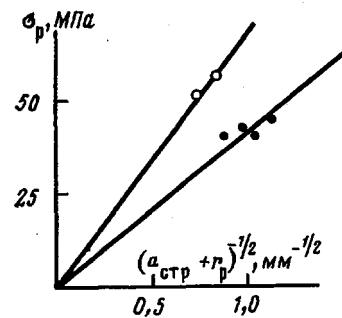


Рис. 4. Зависимость напряжения σ_p от величины $(a_{стp} + r_p)^{1/2}$

[11]. Это соответствие позволяет охарактеризовать дефект, определяемый по методике [10], как «структурный» дефект $a_{стp}$.

В работе [12] сделано предположение, что величина a_{kp} , определенная по уравнению Орована — Ирвина, представляет собой сумму размеров структурного дефекта и зоны локальной пластической деформации. Величину зоны локальной деформации сдвига r_p можно оценить, исходя из модели Дагдейла [8]

$$r_p = \frac{\pi}{8} \frac{K_{Ic}^2}{\sigma_b^2}, \quad (6)$$

где σ_b — предел макроскопической вынужденной эластичности. Величины σ_b , соответствующие использованным в настоящей работе высоким скоростям деформации, взяты из работы [13]. На рис. 1 (кривая 2) показана температурная зависимость суммы рассчитанной по уравнению (6) величины r_p и значения $a_{стp}$. Видно, что кривые 1 и 2 очень близки и по форме, и по абсолютным величинам a_{kp} .

На рис. 3 показана зависимость σ_p^n от величины $a^{-1/2}$ при 295 К. Эта зависимость описывается уравнением

$$\sigma_p^n = \sigma_0 + K(a^{-1/2}), \quad (7)$$

где σ_0 и K — постоянные. Аналогичная зависимость ранее была обнаружена для металлов [14] и огнеупорных керамик [15].

Ее особенностью является то, что линейные графики не проходят через начало координат, как следует из уравнения (4). Известно [15], что такая зависимость напряжения разрушения в керамиках обусловлена ростом трещины в результате локальной пластической деформации. Приведенные выше соображения позволяют определить физический смысл критического дефекта, оцениваемого по уравнению (4), следующим образом. Первым этапом образования критического дефекта является раскрытие структурного дефекта при уровнях напряжения, достаточно низких по сравнению с σ_b . Для ПС наиболее вероятно, что дефект раскрывается по границе блоков надмолекулярной структуры и критический структурный дефект образуется на границе наибольшего из таких блоков. Это предположение основано на том, что поверхностная энергия границы блока на ~2 порядка ниже соответствующей величины для самого блока [16]. Низкая поверхностная энергия границы блока объясняет невысокие напряжения, требуемые для образования структурного дефекта. Второй этап — образование зоны локальной пластической деформации у основания структурного дефекта.

Данные рис. 1 и 3 позволяют утверждать, что третьим этапом является прорастание структурного дефекта (т. е., обыкновенной трещины) через зону локальной деформации сдвига. И наконец, при полном прорастании трещины до вершины зоны сдвига и одновременном накоплении необходимого количества упругой энергии при изгибе образца наступает катастрофическое разрушение — распространение магистральной трещины.

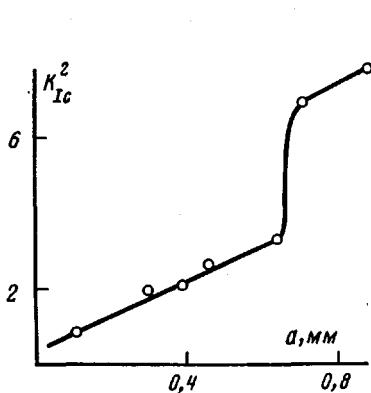


Рис. 5

Рис. 5. Зависимость коэффициента интенсивности напряжения K_{Ic}^2 от длины надреза a

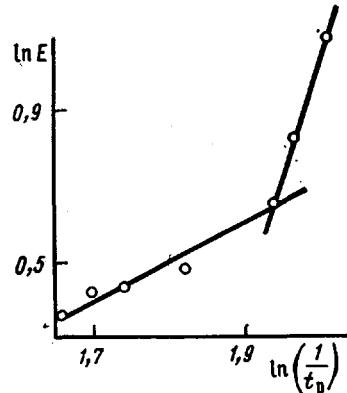


Рис. 6

Рис. 6. Зависимость $\ln E$ от $\ln(1/t_p)$, соответствующая уравнению (9). Тангенс угла наклона левой части графика равен 1,0, правой 3,0

Для подтверждения предложенной концепции на рис. 4 показана зависимость, аналогичная приведенной на рис. 3, но на оси абсцисс отложена величина $(r_p+a)^{1/2}$, а не $a^{-1/2}$. В этом варианте линейные графики проходят через начало координат и, следовательно, разрушение образцов ПС после прорастания трещины через зону локальной деформации сдвига (т. е., критическим дефектом является сумма r_p+a) носит квазиупругий характер [15].

Рассмотрим границы применимости уравнения Орована — Ирвина для определения размера критического дефекта и причины значительного расхождения величин a_{kp} для ПС, определенных в работе [1] и в настоящей работе. Основной предпосылкой применения уравнения (4) для определения a_{kp} является утверждение, что величина K_{Ic} не зависит от a . На рис. 5 представлена зависимость K_{Ic} , найденного по уравнению (5), от длины надреза a для образцов ПС при 295 К. По мере изменения a от 100 до 900 мкм величина K_{Ic} возрастает более чем в 3 раза. Как следует из уравнения (4), будет расти и величина a_{kp} . Иначе говоря, по уравнению (4) определяется размер некоторого гипотетического дефекта, который мог бы быть в полимере, если бы величина a была одного порядка с a_{kp} . В настоящей работе $a \approx 100$ мкм, а a_{kp} изменяется в пределах 50–120 мкм, т. е., оценка a_{kp} отвечает реальным требованиям и может считаться достоверной для образцов без надреза. Рассмотрим причины, вызывающие рост K_{Ic} по мере увеличения a . Как известно [17], локальная пластическая деформация вызывает самозатупление дефекта и радиус самозатупления R можно оценить как

$$R = \frac{\pi}{4} \frac{K_{Ic}^2}{E\sigma_s} \quad (8)$$

По мере увеличения a возрастает коэффициент концентрации напряжения у основания дефекта, что увеличивает степень локальной пластической деформации, а значит и R . Как следует из уравнения (8), увеличение R должно вызывать рост K_{Ic} . В работе [18] показано, что это справедливо не только в ударных испытаниях, но и для смесей жесткоцепных полимеров в квазистатических испытаниях на растяжение.

Второй причиной увеличения K_{Ic} по мере роста длины надреза, а именно дискретного увеличения K_{Ic} при больших a (рис. 5), является сильная временная зависимость модуля упругости E , выраженная уравнением [19]

$$E = E_0 t_p^{-n}, \quad (9)$$

где E_0 — величина модуля при $t_p=1$ мс (для выбранного масштаба времени), n — показатель временной зависимости модуля упругости.

На рис. 6 показана логарифмическая зависимость, соответствующая уравнению (9). Как следует из рис. 6, при малых t_p (что соответствует большим a) показатель n увеличивается дискретно от 1 до 3 и величина E растет значительно быстрее. Поскольку $K_{lc}^2 = G_{lc}E$ (G_{lc} — критическая скорость высвобождения энергии деформации, зависящая от R) становится понятным, что рост K_{lc} вызван одновременно увеличением и G_{lc} , и E , причем при малых t_p величина E возрастает особенно быстро, что обусловлено незавершенностью протекания релаксационных процессов.

Следовательно, по крайней мере в условиях ударных испытаний применение уравнения Орована — Ирвина для определения a_{kp} корректно только в том случае, если величина a примерно соответствует a_{kp} .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каш Г. Разрушение полимеров. М., 1981. С. 355, 273.
2. Young R. J., Beaumont P. W. R. // Polymer. 1976. V. 17. № 8. P. 717.
3. Andrews E. H. // The Physics of Glassy Polymers. Ch. 7/Ed. by Haward R. N. L., 1973. P. 394.
4. Arends C. B. // J. Appl. Polymer Sci. 1965. V. 9. № 11. P. 3531.
5. Lubert W., Rink M., Pavan A. // J. Appl. Polymer Sci. 1976. V. 20. № 4. P. 1107.
6. Малкин А. Я., Аскадский А. А., Коэрига В. В. Методы измерения механических свойств полимеров. М., 1978. С. 230.
7. Birch M. W., Williams J. G. // Intern. J. Fracture. 1978. V. 14. № 1. P. 69.
8. Бакнель К. Б. Ударопрочные пластики. Л., 1981. С. 260, 231.
9. Casiraghi T. // Polymer Engng Sci. 1978. V. 18. № 16. P. 833.
10. Белоусов В. Н., Козлов Г. В., Микитаев А. К. // Докл. АН СССР. 1983. Т. 270. № 5. С. 1120.
11. Герасимов В. И., Каргин В. А., Новиков Н. П., Салуэнья С. С., Черняевская О. А., Черняевский Ф. Н. // Высокомолек. соед. А. 1970. Т. 12. № 2. С. 382.
12. Murray J., Hull D. // J. Mater. Sci. 1971. V. 6. № 10. P. 1277.
13. Синани А. Б., Степанов В. А. // Механика композитных материалов. 1981. № 1. С. 109.
14. Макклентон Ф. // Разрушение. Т. 3./Под ред. Либовица Г. М., 1976. С. 116.
15. Carniglia S. C. // Mater. Sci. Res. 1966. V. 3. № 3. P. 425.
16. Новиков Н. П., Холодилов А. А., Черняевский И. Ф., Каргин В. А. // Докл. АН СССР. 1968. Т. 183. № 6. С. 1375.
17. Williams J. G., Hodgkinson J. M. // Proc. Roy. Soc. London. A. 1981. V. 375. P. 231.
18. Шогенов В. Н., Козлов Г. В., Газаев М. А., Шустов Г. Б., Микитаев А. К. // Высокомолек. соед. Б. 1985. Т. 27. № 4. С. 244.
19. Williams J. G., Marshall G. P. // Proc. Roy. Soc. London. A. 1975. V. 342. P. 55.

Кабардино-Балкарский государственный
университет

Поступила в редакцию
16.07.88

G. V. Kozlov, L. D. Mil'man, A. K. Mikitaev

CRITICAL DEFECT IN POLYSTYRENE UNDER IMPACT LOADING

Summary

Fracture of PS samples having a nick has been studied in conditions of impact loading to determine the critical defect value. The theory describes satisfactorily the experimental data when the value of the critical defect is calculated as a sum of lengths of the structural defect and of the zone of local plastic strain. A size of the structural defect is of the same order as the characteristic size of the PS block structure. The limits of validity of the Orovian-Irvine equation are evaluated being correct only for the nick size corresponding to the length of the critical defect.