

Высокомолекулярные соединения

Серия Б

ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ, Серия Б, 1993, том 35, № 12

УДК 541.64:539.2

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛА ВЫНУЖДЕННОЙ ЭЛАСТИЧНОСТИ ПОЛИЭТИЛЕНА В УСЛОВИЯХ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ

© 1993 г. Г. В. Козлов, В. Д. Сердюк, Л. Д. Мильман

Кабардино-Балкарский государственный университет

360004 Нальчик, ул. Чернышевского, 173

Поступила в редакцию 12.01.93 г.

Предложена методика, позволяющая определить локальный предел вынужденной эластичности полиэтилена в рамках модели Дагдейла-Баренблатта. Введение острого надреза значительной длины приводит к существенному (до трех раз) увеличению предела вынужденной эластичности по сравнению с макроскопической характеристикой. В рамках предложенной методики получена температурная зависимость локального предела вынужденной эластичности.

Хорошо известно [1], что образцы вязких полимеров, подобных ПЭ, не разрушаются в ударных испытаниях, проводимых по методике Шарпи, при комнатной температуре. Поэтому для измерения ударной вязкости A_p для таких полимеров практикуются испытания образцов с надрезом. Наличие надреза приводит к ограничению локальных пластических деформаций у его вершины и увеличению локального предела вынужденной эластичности σ_b . В конечном счете этот эффект определяет снижение A_p по мере роста длины надреза [1]. Даже для такого вязкого полимера, как ПЭ, наличие острого надреза часто приводит к хрупкому разрушению, что делает невозможным определение макроскопического предела вынужденной эластичности по диаграммам нагрузка–время [2]. Однако знание величины σ_b необходимо для полного анализа процессов деформации и разрушения в условиях ударных испытаний. Поэтому цель настоящей работы – разработка методики, позволяющей определение σ_b при хрупком разрушении полиэтиленов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Использовали ПЭВП промышленного производства (ГОСТ 16338-85) со степенью кристалличности, определенной по плотности, ~0.72; $M_w \approx 1.5 \times 10^5$. Образцы для ударных испытаний получали литьем под давлением, они имели размеры согласно ГОСТ 4647-80, типоразмер II. Испытывали серию образцов с острым надрезом, длину a которого варьировали в пределах 0.5 - 1.5 мм. Надрезы наносили остrozаточенным лезвием, ве-

Сравнение экспериментальных σ_b и рассчитанных по уравнению (1) $\sigma_b^{\text{расч}}$ значений предела вынужденной эластичности ПЭВП ($\alpha = 0.5$ мм)

Температура, К	σ_b , МПа	$\sigma_b^{\text{расч}}$, МПа
293	21.4	18.2
313	13.1	12.1
333	12.1	10.7
353	8.9	8.1

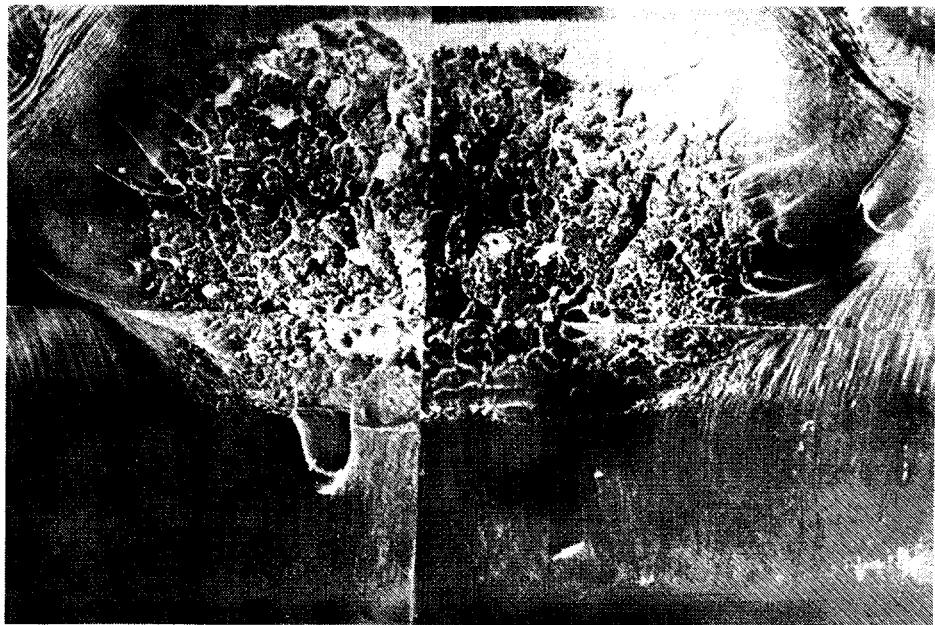


Рис. 1. Электронная микрофотография поверхности разрушения образца ПЭВП с острым надрезом длиной 0.5 мм. $\times 20$.

личину a контролировали специальным приспособлением. Измерение размеров областей сдвига r_p на поверхности разрушения образцов выполняли оптическим микроскопом с точностью ± 0.02 мм. Фотографии поверхностей разрушения получали с помощью электронного микроскопа ВС-500 фирмы "Tesla".

Ударные испытания проводили в интервале 293 - 353 К. Терmostатирование образцов выполняли согласно ГОСТ 9454-78.

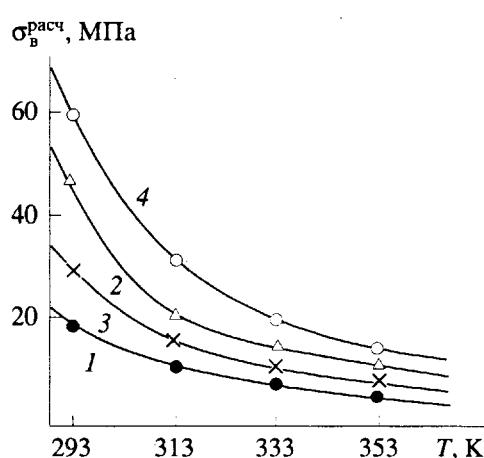


Рис. 2. Зависимости локального предела вынужденной эластичности $\sigma_b^{\text{расч}}$ от температуры испытаний T для образцов ПЭВП с острым надрезом длиной 0.5 (1), 0.9 (2), 1.2 (3) и 1.5 мм (4).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 показана электронная микрофотография поверхности разрушения образца ПЭВП с острым надрезом. У боковых поверхностей образца хорошо видны области локальной деформации сдвига (так называемые губы сдвига), размер которых r_p легко определить с помощью оптической микроскопии. Величина r_p зависит от σ_b следующим образом [3]:

$$r_p = (\pi/8)(K_{lc}^2 / \sigma_b^2), \quad (1)$$

где K_{lc} – критический коэффициент интенсивности напряжения, величина которого определяется так [1]:

$$K_{lc}^2 = \pi a \sigma_p^2. \quad (2)$$

Здесь σ_p – напряжение разрушения образца, оцениваемое по диаграмме нагрузка–время [2].

Из всей испытанной серии образцов вязкое разрушение (т.е. разрушение за пределом макроскопической вынужденной эластичности) наблюдали только у образцов с надрезом длиной 0.5 мм. Это позволило рассчитать локальный предел вынужденной эластичности $\sigma_b^{\text{расч}}$ и сравнить его с макроскопической величиной σ_b , определенной по методике [2]. Значения $\sigma_b^{\text{расч}}$ и σ_b для четырех различных температур приведены в таблице. Как видно, имеет место удовлетворительное соответствие между этими величинами. Полученный результат подтверждает, что величина r_p в ударных испытаниях удовлетворяет модели Дагдейла–Ба-

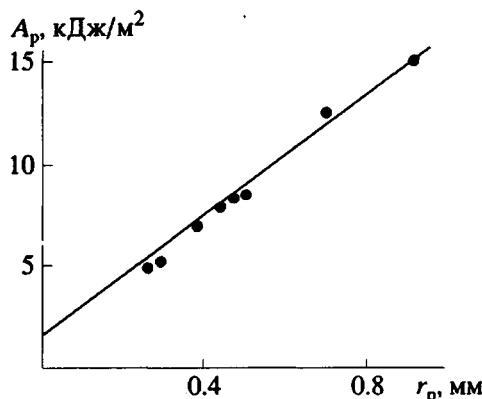


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости A_p от размера r_p областей деформации сдвига для ПЭВП при 293 К.

ренблatta [1] и, следовательно, применение уравнения (1) для оценки локального предела вынужденной эластичности корректно.

Зависимости $\sigma_b^{\text{расч}}$ для разных длин надрезов a и температур T приведены на рис. 2. Как видно, абсолютные величины $\sigma_b^{\text{расч}}$ могут быть существенно выше (в ~3 раза) макроскопического σ_b для образцов без надреза. Температурные зависимости $\sigma_b^{\text{расч}}$ носят ожидаемый характер [4].

Существует еще один возможный приближенный способ расчета локального предела вынужденной эластичности. Как было показано ранее [5, 6], отношение компонент ударной вязкости A_{p1} и A_{p2} , обусловленных сдвиговой и дилатантной деформацией соответственно, можно выразить так:

$$\frac{A_{p1}}{A_{p2}} = \left(\frac{1 - \mu}{1 - 2\mu} \right)^2. \quad (3)$$

Здесь μ – коэффициент Пуассона.

На рис. 3 представлена зависимость A_p от размера областей сдвига r_p . Эта зависимость линейна и при $r_p = 0$ экстраполируется к конечной величине $A_p = 1.6$ кДж/м². Таким образом, зависимость $A_p = f(r_p)$ позволяет оценить A_{p2} (очевидно, что отсутствие "губ сдвига" означает, что вся величина A_p обусловлена дилатантной деформацией [7]). Учитывая, что $A_{p1} + A_{p2} = A_p$, из уравнения (3) можно определить величину μ , а затем использовать соотношение [8]

$$\sigma_b = \frac{(1 - 2\mu)}{6(1 + \mu)} E, \quad (4)$$

где E – модуль упругости, определяемый в ударных испытаниях по методике [9].

Сравнение зависимостей $\sigma_b^{\text{расч}}$, определенных по уравнениям (1) и (4), от длины надреза a показано на рис. 4. Обе зависимости имеют одинако-

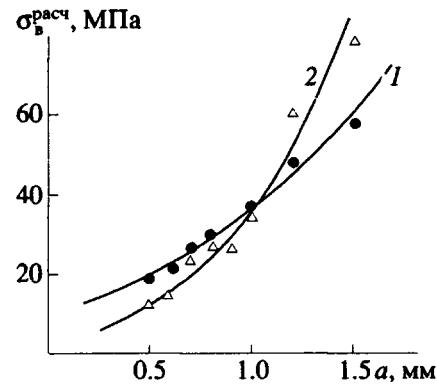


Рис. 4. Зависимость локального предела вынужденной эластичности $\sigma_b^{\text{расч}}$, рассчитанного по уравнениям (1) (1) и (4) (2), от длины a острого надреза для ПЭВП.

вый характер и порядок величины $\sigma_b^{\text{расч}}$. Расхождение же между ними, которое в использованном интервале значений a может достигать 50%, обусловлено приближенным характером уравнения (3) [5, 6]. Отметим, что использование уравнения (3) возможно только потому, что на поверхности разрушения образцов ПЭВП с острым надрезом отчетливо видны "губы сдвига". Тем не менее оценить величину A_{p2} можно и на образцах достаточно больших размеров, как подробно описано в работе [10].

Таким образом, предложенная в настоящей работе методика позволяет определить величины локального предела вынужденной эластичности для ПЭ согласно уравнению (1) либо по крайней мере сделать оценку этого параметра согласно уравнению (4).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Бакнелл К.Б. Ударопрочные пластики. Л., 1981.
- Козлов Г.В., Шетов Р.А., Микитаев А.К. // Высокомолек. соед. А. 1987. Т. 29. № 9. С. 2012.
- Plati E., Williams J.G. // Polym. Eng. Sci. 1975. V. 15. № 6. P. 470.
- Pampillo C.A., Davis L.A. // J. Appl. Phys. 1972. V. 43. № 11. P. 4277.
- Козлов Г.В., Белоусов В.Н., Микитаев А.К. // Докл. АН СССР. 1984. Т. 274. № 2. С. 338.
- Козлов Г.В. // Синтез и модификация полимеров / Под ред. Николаева В.Н. Чебоксары, 1989. С. 52.
- Plati E., Williams J.G. // Polymer. 1975. V. 16. № 10. P. 915.
- Сандитов Д.С., Бартенев Г.М. Физические свойства неупорядоченных структур. Новосибирск, 1982.
- Козлов Г.В., Шетов Р.А., Микитаев А.К. // Высокомолек. соед. А. 1987. Т. 29. № 5. С. 1109.
- Chan M.K.V., Williams J.G. // Polym. Eng. Sci. 1981. V. 21. № 15. P. 1019.

Determination of Local Yield Point of Polyethylene in Impact Testing

G. V. Kozlov, V. D. Serdyuk, and L. D. Mil'man

Kabardino-Balkarian State University, ul. Chernyshevskogo 173, Nal'chik, 360004 Russia

Abstract – A procedure for the determination of local yield point of polyethylene within the framework of the Dugdale-Barenblatt model was proposed. The samples with long edge notches were shown to exhibit an increased local yield point (about three times) as compared to the corresponding macroscopic parameter. Within the framework of the above model, temperature dependence of local yield point was obtained.