

является прогрессирующее по мере деформирования полимера ослабление межмолекулярного взаимодействия вследствие нелинейности (ангармонизма) межмолекулярных связей.

Данные рис. 1 (кривая 3) и 2 позволяют сделать основной вывод настоящей работы: ослабление межмолекулярных связей вследствие ангармонизма приводит к существенному росту вклада деформации сдвига  $A_p^c$  в ударную вязкость ПММА, но не влияет на величину вклада крейзования  $A_p^k$ . Важность этого вывода вытекает из известного факта: деформация сдвига — более энергоемкий процесс по сравнению с крейзованием, и поэтому его реализация в условиях ударных испытаний предпочтительнее.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Crawford R. J., Yigasaw Y. J. J. Mater. Sci. Letters, 1984, v. 3, № 2, p. 171.
2. Козлов Г. В., Белоусов В. Н., Микитаев А. К. Докл. АН СССР, 1984, т. 274, № 2, с. 338.
3. Бессонов М. И. В кн.: Полиимиды — класс термостойких полимеров/Под ред. Бессонова М. И. Л.: Наука, 1983, с. 222.
4. Микитаев А. К., Козлов Г. В. Высокомолек. соед. Б, 1986, т. 28, № 1, с. 4.
5. Бакнелл К. Б. Ударопрочные пластики. Л.: Химия, 1981, с. 261.

Институт высокомолекулярных соединений при Кабардино-Балкарском государственном университете

Поступила в редакцию,  
3.III.1986.

УДК 541.64:539.3

### ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА ОТ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Козлов Г. В., Шетов Р. А., Микитаев А. К.

Как известно [1], с увеличением скорости деформации возрастает модуль упругости ПММА. Поскольку эти данные получены в условиях квазистатического нагружения, представляет интерес исследовать аналогичную зависимость в ударных испытаниях.

Скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  можно определить при трехточечном изгибе следующим образом [2]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{6vD}{L^2}, \quad (1)$$

где  $v$  — скорость ударника в момент контакта с образцом,  $D$  — толщина образца,  $L$  — расстояние между опорами прибора. В настоящей работе последовательно изменяли все три параметра, определяющие величину  $\dot{\epsilon}$ .

Использовали промышленный образец ПММА марки СОЛ (ГОСТ 15 809-70) в виде листа номинальной толщины 4 мм. Из листа ПММА вырезаны образцы, позволяющие варьировать  $D$  в пределах 3–6 и  $L$  в пределах 56–28 мм.

Ударные испытания выполнены на маятниковом копре UT<sup>1/4</sup>, оснащенном пьезоэлектрическим датчиком нагрузки с непосредственным выводом сигнала на запоминающий осциллограф модели С8-13. Такая установка позволила получить диаграммы нагрузка — время и по ним, полагая что деформирование происходит в области линейной упругости, рассчитать модуль упругости  $E$  и деформацию разрушения  $\epsilon_p$ . Величина  $E$  определена по наклону линейного участка силовой диаграммы [3] согласно уравнению [4]

$$E = \frac{P_{\max}L^3}{4\Delta BD^3}, \quad (2)$$

где  $P_{\max}$  — максимальная нагрузка на диаграмме растяжения;  $B$  — ширина образца;  $\Delta$  — прогиб образца в середине, соответствующий  $P_{\max}$  и оцененный по формуле [5]

$$\Delta = vt_p, \quad (3)$$

где  $t_p$  — время до разрушения.

Величину  $\epsilon_p$  определили следующим образом [6]:

$$\epsilon_p = \frac{6vt_pD}{L^2} \quad (4)$$

Значения  $v$  варьировали в пределах 1,5–2,9 м/с изменением угла подъема маятника. Все испытания выполнены при 295 К.

На рис. 1 показаны зависимости модуля упругости  $E$  и деформации разрушения  $\epsilon_p$  от логарифма скорости деформации  $\ln \dot{\epsilon}$ . Изменение  $\dot{\epsilon}$  достигнуто варьированием угла подъема маятника I и расстояния между опорами II. Зависимость  $E=f(\ln \dot{\epsilon})$ , полученная изменением толщины образца, аналогична зависимости  $E$  при варьировании  $L$  и на рис. 1 не

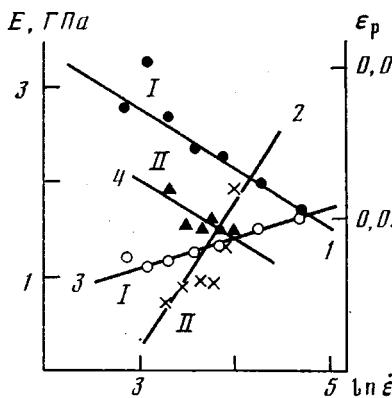


Рис. 1

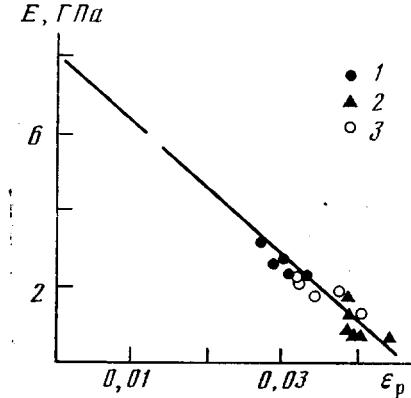


Рис. 2

Рис. 1. Зависимость модуля упругости  $E$  (1, 2) и деформации разрушения  $\epsilon_p$  (3, 4) от  $\ln \dot{\epsilon}$ . Зависимости (1, 3) получены варьированием пролета  $L$ , зависимости (2, 4) – варьированием угла подъема маятника

Рис. 2. Зависимость модуля упругости  $E$  от деформации разрушения  $\epsilon_p$ . Изменение  $\epsilon_p$  достигается варьированием пролета  $L$  (1), угла подъема маятника (2) и толщины образца (3)

приведена. Характерно, что ход зависимостей  $E=f(\ln \dot{\epsilon})$ , получаемых варьированием I и II, антибатен, и это предполагает наличие по крайней мере еще одного фактора, влияющего на изменение  $E$ . Отметим, что зависимости  $\epsilon_p=f(\ln \dot{\epsilon})$  также антибатены и, что самое главное, для зависимостей  $E=f(\ln \dot{\epsilon})$  при варьировании I и II выполняется общее правило – модуль упругости уменьшается по мере увеличения  $\epsilon_p$ . Как известно [7], подобное соотношение между  $E$  и  $\epsilon_p$  объясняется ангармонизмом межмолекулярных связей (поскольку величина  $E$  в условиях ударных испытаний является линейной функцией плотности энергии когезии [8]).

На рис. 2 показана зависимость модуля упругости  $E$  от деформации разрушения  $\epsilon_p$  для всех трех способов изменения  $\dot{\epsilon}$ . Как и следовало ожидать, эта зависимость хорошо аппроксимируется линейной функцией вида [7]

$$E=E_0+B\epsilon_p \quad (5)$$

где  $E_0$  – «начальный» модуль упругости,  $B < 0$  – коэффициент. Отношение  $B/E_0$  связано с известной характеристикой ангармонизма межатомных связей в твердых телах – параметром Грюнайзена  $\gamma$  [7]

$$\gamma \approx -\frac{1}{6} - \frac{1}{2} \frac{B}{E_0} \frac{1}{1-2\nu}, \quad (6)$$

где  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Приняв значение  $\nu$  для ПММА при 295 К равным 0,38 [9], получим  $\gamma=44,75$ , что примерно на порядок больше, чем подобные оценки в ква-

зистатических испытаниях [7]. Отметим также, что по абсолютной величине  $E_0$  близок к модулю упругости ПММА, определенному в работе [8] по упругому отскоку в начале силовой диаграммы (который также можно назвать «начальным» модулем). Таким образом, на величину модуля упругости в ударных испытаниях определяющее влияние оказывает ангармонизм межмолекулярных связей.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Bowden P. B., Paha S. A. Phil. Mag., 1974, v. 29, № 1, p. 149.
2. Kisbenyi M., Birch M. W., Hodgkinson J. M., Williams J. G. Polymer, 1979, v. 20, № 10, p. 1289.
3. Lubert W., Rink M., Pavan A. J. Appl. Polymer Sci., 1976, v. 20, № 4, p. 1107.
4. Малкин А. Я., Аскадский А. А., Коврига В. В. Методы измерения механических свойств полимеров. М.: Химия, 1978, с. 230.
5. Birch M. W., Williams J. G. Internat. J. Fracture. 1978, v. 14, № 1, p. 69.
6. Кауш Г. Разрушение полимеров. М.: Мир, 1981, с. 270.
7. Бессонов М. И., Рудаков А. П. Высокомолек. соед. Б, 1971, т. 13, № 7, с. 509.
8. Микитаев А. К., Козлов Г. В. Высокомолек. соед. Б, 1986, т. 28, № 1, с. 4.
9. Su-Dong Hong, Chung S. Y., Fedors R. F., Moacanin J. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1983, v. 21, № 9, p. 1647.

Институт высокомолекулярных  
связей при Кабардино-Балкарском  
государственном университете

Поступила в редакцию  
3.III.1986

УДК 541.64:539.3

### ИЗМЕНЕНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ СОВМЕСТИМОСТИ БИНАРНЫХ СМЕСЕЙ КРИСТАЛЛИЗУЩИХСЯ ПОЛИМЕРОВ И СТЕПЕНЬ ИХ КРИСТАЛЛИЧНОСТИ ПРИ ВВЕДЕНИИ НАПОЛНИТЕЛЯ

Липатов Ю. С., Шифрин В. В., Василенко О. И., Кривко М. С.

При создании полимерных материалов на основе гибридных матриц, в качестве которых могут быть использованы смеси линейных полимеров [1], возникает вопрос о взаимосвязи между условиями фазового расчленения компонентов и особенностями их взаимодействия с наполнителем. Как показали проведенные ранее исследования [2–4], введение наполнителя в смесь несовместимых аморфных полимеров приводит к повышению термодинамической устойчивости системы. При этом в определенной области составов смеси и содержаний наполнителя система становится термодинамически совместимой. Вместе с тем проблема подбора соответствующих полимерных пар и наполнителей не решена.

Поэтому цель настоящей работы — установление влияния наполнителей на изменение термодинамической устойчивости бинарных смесей кристаллизующихся полимеров и установление взаимосвязи между параметром термодинамического взаимодействия компонентов в расплаве со степенью кристалличности полимерных смесей, сформированных из таких расплавов. Для решения этой задачи методом обращенной газовой хроматографии были определены параметры термодинамического взаимодействия Флори — Хаггинса  $\chi_{23}$  между компонентами в расплаве и степень кристалличности смесей, полученных охлаждением расплава от тех температур, при которых определены параметры термодинамического взаимодействия между компонентами расплавленных смесей.