

УДК 541.64:539.3

**О МЕХАНИЗМЕ ПОВЫШЕНИЯ УДАРНОЙ ПРОЧНОСТИ
ПЛАСТИКОВ ДИСПЕРСИЯМИ КАУЧУКОВ**

Луковкин Г. М., Волынский А. Л., Бакеев Н. Ф.

Разрушение «хрупких» полимеров, таких, как ПС, ПММА, ПВХ, но-
сит ярко выраженный неупругий характер. При этом основное превра-
щение работы деформации в тепло происходит в очень малых объемах
материала, что приводит к их термическому разрушению. Расчеты по-
казали, что температурные скачки в зоне пластической деформации
полимера могут достигать сотен градусов. Введение в полимер дисперсии
каучука приводит к резкому увеличению числа мест локализованной
пластической деформации. При этом уменьшается реальная скорость не-
упрого перехода полимера в ориентированное состояние, резко сни-
жается тепловыделение, возрастает возможность пластического дефор-
мирования полимера и соответственно увеличивается работа разру-
шения.

Явление повышения ударной прочности хрупких пластиков, таких, как ПС, ПММА, ПВХ и др., путем введения в них тонких дисперсий каучуков хорошо известно и широко используется на практике. Изучению этого явления и установлению его механизма посвящено большое число работ, обобщенных в ряде обзоров и монографий [1–3]. Тем не менее механизм указанного явления остается в полной мере пока не установленным.

Макроскопически деформация ударопрочных пластиков заметно отличается от деформации однородных стеклообразных полимеров. Главное отличие заключается в том, что переход полимера в ориентированное со-
стояние происходит без образования шейки в каком-либо одном месте. Он осуществляется во множестве микроскопических зон путем развития спе-
цифических макротрещин, как это имеет место при деформации ударо-
прочного ПС [4], ПММА [5], АБС-пластиков [6], или путем множествен-
ного развития микрообластей сдвиговой деформации, как при деформации
модифицированного каучуком ПВХ [7].

В этом отношении такая деформация имеет много общего с деформа-
цией стеклообразных полимеров в адсорбционно-активных средах, где также полимер переходит в ориентированное состояние без образования
шейки во множестве микроскопических зон — в микротрешинах. Морфо-
логическое различие механизмов деформации позволило объяснить многие
особенности свойств полимеров, пластическая деформация которых протекает во множестве локализованных зон [8, 9]. В данной работе сделана
попытка привлечения развитых ранее представлений [10, 11] для объяс-
нения механизма упрочняющего действия каучуков, вводимых в хрупкие
стеклообразные полимеры.

Объекты и методы исследования подробно описаны в работе [12].

Для правильного понимания упрочняющего действия каучуков на стеклообразные полимеры необходимо кратко рассмотреть основные осо-
бенности этого явления. Как известно [2], главным практическим след-
ствием указанного явления считается резкое возрастание работы разру-
шения стеклообразного полимера при введении в него дисперсии каучука.
Ввиду практической важности этой проблемы было выдвинуто несколько
теорий, объясняющих влияние каучуковых включений на механическое
поведение пластиков. Мы не будем их анализировать, так как они подроб-
но изложены во многих работах [1–3], отметим только, что эти теории,
на наш взгляд, не могут в полной мере объяснить механизм упрочнения
потому, что они не учитывают специфику ударного нагружения. А эффект
упрочнения наиболее ярко проявляется именно в области ударных скоро-

стей нагружения, в то время как при достаточно низких скоростях является незначительным или исчезает вовсе. На рис. 1 представлены кривые растяжения чистого ПВХ и ПВХ, содержащего 15 вес.% каучукового модификатора (тройной сополимер на основе метилметакрилата — бутадиена — стирола). Хорошо видно, что если при высоких скоростях нагружения работа деформации (характеризуемая площадью под кривой растяжения) чистого ПВХ действительно намного меньше, чем модифицированного, то при сравнительно низких скоростях деформирования, наоборот, работа разрушения чистого ПВХ выше, чем модифицированного. Следовательно,

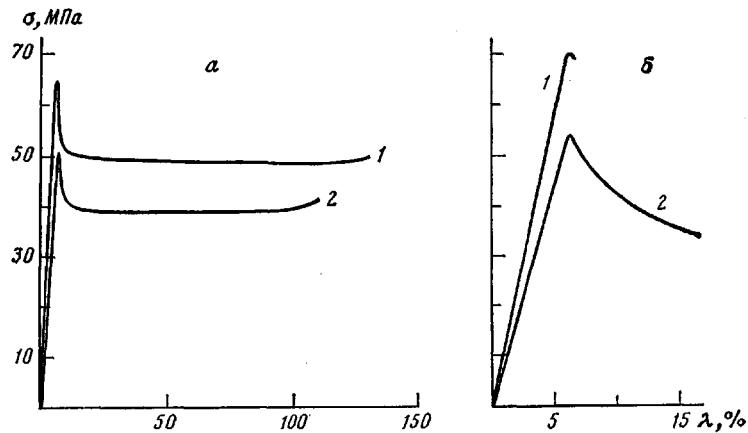


Рис. 1. Кривые растяжения ПВХ (1) и ударопрочного ПВХ (2), полученные при скоростях растяжения 1,67 (а) и 450 мм/мин (б)

объяснение механизма повышения ударной прочности пластиков введением модифицирующих каучуков следует искать в особенностях высокоскоростной деформации полимеров.

Каковы эти особенности? Ранее было показано [12], что повышение скорости деформирования ПВХ приводит к резкому уменьшению его разрывных удлинений. Такого рода «охрупчивание» связано с резким ростом тепловыделения в процессе пластической деформации полимера. Поскольку теплопроводность органических полимеров невысока, тепловыделение может привести к весьма значительному температурному скачку в локализованной зоне перехода полимера в шейку, вследствие чего происходит его размягчение и тепловое разрушение при малых значениях деформации. Естественно, что увеличение скорости деформирования способствует переходу от изотермических условий деформации полимера к адиабатическим. Таким образом, одним из главных отличий условий деформирования полимера при низких скоростях нагружения от условий их деформирования при высоких скоростях (а тем более при ударе) является адиабатичность, обусловленная затрудненным теплоотводом [12, 13]. Другая важная особенность деформации стеклообразного полимера (этот особенность проявляется не только в условиях ударного нагружения) — высокая пространственная локализация зоны пластической деформации. Как правило, такая деформация осуществляется в узкой зоне между неориентированной частью полимера и шейкой. Другими словами, вся работа неупругой деформации полимера превращается в тепло в весьма малом локализованном объеме. Неудивительно поэтому, что, как показали прямые измерения, так называемое «хрупкое» разрушение ПС и ПММА при комнатной температуре сопровождается резким температурным скачком в вершине быстро растущей трещины, достигающим 200–300 К [14].

Саморазогрев деформируемого с промежуточными скоростями полимера иногда приводит к особому автоколебательному механизму деформации [15], и в настоящее время имеются попытки практического использования указанного явления [16]. Дальнейшее увеличение скорости деформации способствует разрушению полимера по механизму «теплового

взрыва» [17], который, видимо, является основным при ударном нагружении полимера.

Для проверки этого предположения необходимо оценить величину температурного скачка, развивающегося при вынужденной эластической деформации стеклообразного полимера. С этой целью необходимо решить уравнение теплопроводности полимера, построенное с учетом реальной физической картины его пластической деформации. Для простоты рассмотрим растяжение с постоянной скоростью v длинного и тонкого полимерного стержня, при растяжении которого в точке $x=0$ появляется шейка, края которой распространяются в противоположные стороны вдоль образца. Естественно, что вся работа пластической деформации полимера превращается в тепло в очень узких [18] зонах между шейкой и неориентированной частью полимерного образца. Следовательно, эти переходные области можно рассматривать как два точечных тепловых источника. Такая картина холдиной вытяжки хорошо соответствует ситуации, действительно наблюдающейся при деформации стеклообразных полимеров [19]. Указанный подход позволяет свести задачу к решению одномерного уравнения теплопроводности полимерного образца. Моделирование тепловых эффектов при деформации проводилось следующим образом. В момент времени $t=0$ в точке $x=0$ возникают два источника тепла с мгновенным тепловыделением q , которые в дальнейшем расходятся со скоростью $v/2$. Распределение температур по длине стержня для данного случая описывается решением соответствующего уравнения теплопроводности

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{K}{C\rho} \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{1}{C\rho} \left[q \left(\frac{vt}{2}, x \right) + q \left(-\frac{vt}{2}, x \right) \right], \quad (1)$$

где K – коэффициент теплопроводности материала, C – теплоемкость, ρ – линейная плотность материала стержня. Поскольку нас интересует случай адиабатического режима деформации, в уравнении (1) опущен член, связанный с теплоотводом с поверхности стержня.

Для упрощения задачи можно было бы воспользоваться точечным источником тепла, однако при этом в решении уравнения (1) возникают сингулярности в точках $\pm(v/2)t$, где температурный скачок делается бесконечно большим, что не соответствует физической реальности. Для устранения указанного противоречия нами была использована следующая процедура: сохранив точечный характер источников

$$Q' \left(\pm \frac{v}{2}t, x \right) = q \left(\frac{v}{2}t, x \right) + q \left(-\frac{v}{2}t, x \right) = q[\delta(x-vt) + \delta(x+vt)], \quad (2)$$

для нахождения распределения температуры $T(x, t)$ мы проводили свертку $Q \left(\pm \frac{v}{2}t, x \right)$ со сдвинутым откликом точечного источника со следующим распределением температуры в источнике:

$$T_{\text{в}}(x, t) = \frac{q}{2aC\rho V\pi} \cdot \frac{\exp \left[-\frac{x^2}{4a^2(t+b)} \right]}{\sqrt{t+b}}, \quad (3)$$

где $a = \sqrt{\frac{K}{C\rho}}$.

$$T(x, t) = \frac{1}{2aC\rho V\pi} \int_0^t \int_{-\infty}^{+\infty} Q \left(\pm \frac{v}{2}t, x \right) \exp \left[-\frac{(\xi-x)^2}{4a^2(t+b-\tau)} \right] d\xi d\tau. \quad (4)$$

в результате чего с учетом соотношения (2) распределение температуры дается выражением

$$T(x, t) = \frac{q}{2aC\rho\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{\exp\left[-\frac{(x + \frac{v}{2}\tau)^2}{4a^2(b-\tau+b)}\right] + \exp\left[-\frac{(x - \frac{v}{2}\tau)^2}{4a^2(t-\tau+b)}\right]}{\sqrt{t-\tau+b}} d\tau \quad (5)$$

Величина b искалась из условия постоянства ширины распределения источника (3) таким образом, чтобы на границе зоны пластической деформации размером $d \approx 200$ мкм происходило уменьшение температуры в e раз по сравнению с центром распределения. Это условие приводит к соотношению

$$b = d^2/16a^2$$

Принятый нами подход позволяет значительно сократить время счета ЭВМ для численного определения распределения температуры вдоль образца.

Рассмотрим отличие решения (5) от точного решения уравнения (1) с двумя распределенными источниками тепла, мгновенное распределение в которых описывается функциями типа (3). Легко видеть, что в точках $\pm(v/2)t = x$ решение (5) является точным. Во всех остальных точках оно отличается от точного решения меньшей крутизной спада $T(x, t)$, что приводит к большей делокализации тепла по образцу (по сравнению с точным решением). Следовательно, получаемое с помощью выражения (5) решение $T(x, t)$ должно приводить к снижению значений температуры, что вполне допустимо, так как расчет носит оценочный характер. При величинах удлинения $(v/2)t \gg d$ решение (5) является практически точным. С целью проведения численного расчета нам осталось определить величину q и ρ .

Воспользуемся данными экспериментальной работы Андриановой с сотр. [20], в которой было проведено тщательное калориметрическое исследование холодной вытяжки ПЭТФ. Для нас очень важно, что в этой работе были найдены при нескольких скоростях деформации значения выделяющейся тепловой мощности $W = dQ/dt$.

Для решения уравнения (1) необходимо определить зависимость мощности теплового источника W от скорости растяжения полимера v . В случае вынужденной эластичной деформации полимера можно принять, что практически вся затраченная на деформацию механическая работа A превращается в тепло Q [13, 21], т. е.

$$\int dA \approx \int dQ$$

Отсюда следуют очевидные соотношения

$$\begin{cases} dA = \sigma S dl = \sigma S v dt \\ dQ = W dt, \end{cases}$$

где σ — напряжение стационарного развития деформации, l — текущая длина полимерного образца и S — его площадь поперечного сечения. Тогда

$$W = \sigma S v$$

Используя известное уравнение Лазуркина для случая высоких скоростей растяжения

$$\sigma = \frac{RT}{\alpha} \ln \left(\frac{v}{v_0} \right)$$

где R — универсальная газовая постоянная, а α и v_0 — константы, окончательно получим

$$W(v) = \frac{RT}{\alpha} v S \ln \frac{v}{v_0} \quad (6)$$

Уравнения (5) и (6) позволяют найти величину температурного скачка, развивающегося в зоне пластической деформации полимера при его ударном нагружении. Проведем эту оценку на примере аморфного стеклообразного ПЭТФ, который ранее [20] подвергался в этом отношении всестороннему исследованию и для которого известны все необходимые теплофизические параметры. Величины указанных параметров следующие:

$$C_p = 0,3 \text{ кал/г·град} [22] \quad \rho = 1,34 \text{ г/см}^3 [20]$$

$$K = 0,00036 \text{ кал/с·см·град} [22]$$

Для оценки параметров уравнения (6) мы использовали прямые калориметрические данные работы Андриановой с сотр. [20], посвященной изучению тепловых эффектов деформации ПЭТФ в широком диапазоне скоростей растяжения. Используя значения тепловыделения при скоростях растяжения 1,03 и 10,5 мм/мин, найденные в этой работе, определим параметры уравнения Лазуркина $\ln t_0 = -17,97$ мм/мин, $\alpha = 5150 \text{ кал}\cdot\text{мм}^2/\text{кг}$. Окончательно уравнение (6) для ПЭТФ принимает вид

$$W(v) \text{ кал/с} = 0,1436v (\ln v + 17,97),$$

где тепловыделение приведено к сечению стержня диаметром 1,25 мм [20]. Теперь можно перейти к определению q . Это легко сделать следующим образом: пусть к моменту $t=1$ с в образце имеется распределение

температуры $T(x, 1)$. Тогда величина $C_p \int_{-\infty}^{+\infty} T(x, 1) dx$ — тепло, выделившееся за это время в образце, т. е.

$$W = C_p \int_{-\infty}^{+\infty} T(x, 1) dx = \\ = \frac{q}{2a\sqrt{\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} \left\{ \int_0^t \frac{\exp \left[-\frac{\left(x + \frac{v}{2}t \right)^2}{4a^2(1+b-\tau)} \right] + \exp \left[-\frac{\left(x - \frac{v}{2}\tau \right)^2}{4a^2(1+b-\tau)} \right]}{\sqrt{1+b-\tau}} d\tau \right\} dx, \quad (7)$$

где $a^2 = \frac{K}{C_p \rho}$, $2a = 0,06 \text{ см}/c^{1/2}$, $T(x, t)$ — функция скорости. Из условия

нормировки (7) непосредственно находится q и определение $T(x, t)$ становится возможным количественно.

Типичная кривая, описывающая распределение температуры вдоль образца, полученная с помощью уравнения (5), представлена на рис. 2. Хорошо видно, что в адиабатических условиях температура образца в любом его сечении монотонно возрастает по мере продвижения фронта шейки вдоль образца. Естественно, что такая ситуация характерна для случая невысокой скорости растяжения, при которой обычно наблюдается стационарное развитие неупругой деформации с образованием шейки. Для случая ударного разрушения нас интересует температура полимера в некоторый начальный момент времени, при котором происходит развитие пластической деформации полимера. За такой момент времени разумно принять время достижения предела вынужденной эластичности полимера, так как именно в этой точке реализуется пластическая деформация полимера и происходит формирование шейки. Это время t легко определить из эксперимента

$$t = \varepsilon_k \cdot l_0 / v,$$

где ε_k — величина деформации, соответствующая пределу вынужденной эластичности полимера, l_0 — начальная длина образца, которая в нашем

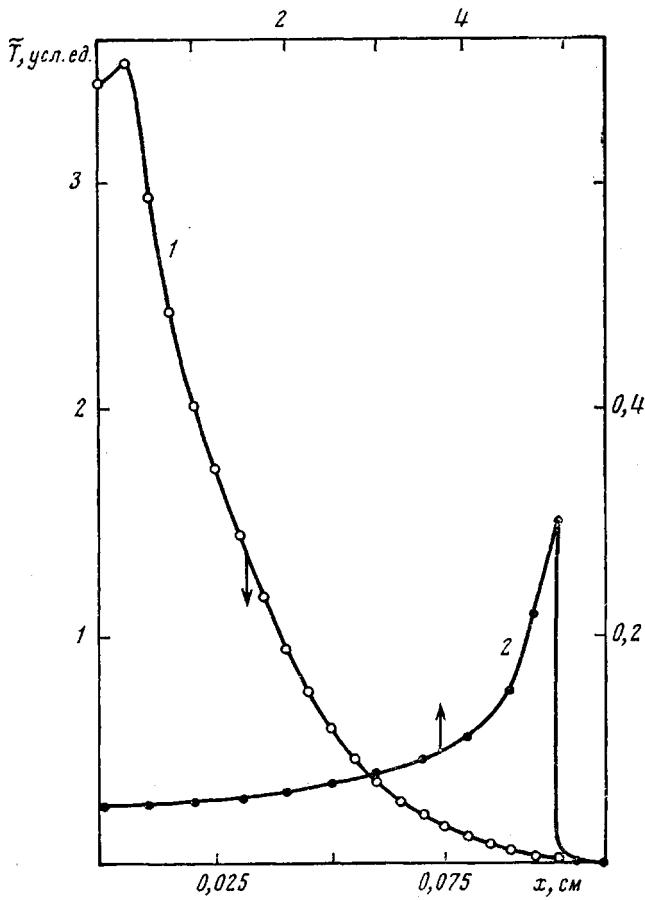


Рис. 2. Зависимости распределения приведенной температуры $T(x, 1) = T(x, 1) / \left(\frac{q}{C_p \sqrt{\pi}} \right)$ по длине стержня для скоростей растяжения $v = 0,01$ (1) и 10 см/с (2)

случае равна 6 см, согласно работе [20]. Ниже приведены данные, полученные для трех скоростей растяжения.

$v, \text{ см/с}$	$0,001$	$0,01$	10
$\Delta T, \text{ К}$	10	60	600

Расчет, проведенный для сравнительно невысокой скорости растяжения $v=0,01$ см/с, дает значительную величину температурного скачка $\Delta T=60$ К, которая хорошо согласуется с результатами работы [13], что превышает T_c полимера, если растяжение вести при комнатной температуре. Как видно, даже при сравнительно небольшой скорости растяжения в полимере действительно развиваются чрезвычайно высокие температурные скачки, способные привести к особому автоколебательному механизму деформации [15, 20]. Увеличение скорости деформирования, естественно, приближает условия к адиабатическим и при ударном нагружении потери тепла будут наименьшими. Например, приведение параметров уравнения (6) к скорости растяжения $v=10$ см/с, при которой ПЭТФ разрушается при малых значениях удлинения, дает величину температурного скачка $\Delta T \approx 600$ К. Оценочные расчеты показывают, что при высоких скоростях нагружения реализуются значительные температурные скачки, так что температура значительно превышает температуры плавления и химического разложения соответствующих полимеров. Разрушение полимеров в этих условиях действительно следует рассматривать как «тепловой взрыв».

Влияние каучуковых модификаторов на ударную прочность стеклообразных полимеров следует рассматривать, анализируя ситуацию, которая складывается именно при высоких скоростях нагружения. В многочисленных работах [1–3] было показано, что деформация ударопрочных композиций происходит без образования шейки, путем перехода полимера в ориентированное состояние внутри специфических микротрецин или полос сдвига без нарушения сплошности материала. Между этими двумя разновидностями пластической деформации имеется много общего [23] и они часто существуют [24]. Неупругая пластическая деформация осуществляется не в одном каком-либо месте, как это происходит при развитии в полимере шейки, а одновременно во многих местах образца с образованием микротрецин или полос сдвига. Не останавливаясь на физических причинах инициирования такого множества мест локализованной деформации¹, отметим, что такие морфологические особенности деформации имеют много общего с механизмом деформации полимеров в адсорбционно-активных средах. Например, увеличение скорости растяжения ударопрочных материалов ведет к увеличению числа микротрецин [25], так же как при деформации чистых полимеров в адсорбционно-активных средах [10].

Как было показано ранее [11], увеличение числа мест локализованной деформации приводит при той же макроскопической скорости деформирования полимерного образца в целом к уменьшению скорости локализованного перехода в ориентированное состояние и в свою очередь к снижению макроскопического напряжения стационарного развития деформации.

Как было показано выше, мощность теплового потока, выделяющегося при пластической деформации полимера, пропорциональна скорости растяжения полимера или (что то же) скорости перехода его в ориентированное состояние. Введение в стеклообразный полимер каучуковой дисперсии приводит, как известно, к образованию множества локализованных мест перехода в ориентированное состояние. Это проявляется на образцах ударопрочных пластиков, подвергнутых ударному разрушению, в виде отчетливого побеления рабочей части образцов (*stress whitening*) [4, 5]. Попробуем оценить, как изменится ΔT в образце полимера, если деформация будет происходить не в двух, а во множестве мест, как в ударопрочных пластиках. Для этого воспользуемся прямыми рентгеноструктурными [26] или электронно-микроскопическими [27, 28] оценками количества микротрецин, возникающих при деформации ударопрочного ПС. Линейная плотность микротрецин в таких материалах составляет 10^4 – 10^5 см^{-1} . Очевидно, что появление такого большого количества мест локализованной деформации должно существенно понизить реальную скорость перехода полимера в ориентированное состояние и, следовательно, мощность тепловыделения (уравнение (16)). Если принять, что линейная плотность таких мест локализованного перехода полимера в ориентированное состояние составляет $n=10^4 \text{ см}^{-1}$, то реальный скачок температуры, по нашим оценкам, уменьшится в 100 раз, что для скорости растяжения 10 см/с приведет к повышению температуры полимера всего лишь на 6 К. Естественно, что такой незначительный разогрев материала (к тому же равномерно распределенный по его объему) должен привести не к немедленному его разрушению, а, наоборот, значительному облегчению его пластической деформации. Неудивительно поэтому, что в этих условиях легко пластически деформируются такие материалы, как ударопрочный ПС или АБС, хотя в условиях эксперимента стеклообразная матрица таких материалов, являющаяся непрерывной фазой, не способна к значительной неупругой деформации. Очевидно также, что должна резко возрастать работа разрушения пластиков, усиленных каучуками, при высоких (ударных) скоростях нагружения (рис. 1).

Таким образом, механизм упрочняющего действия пластиков каучуковыми включениями заключается в инициировании ими большого числа локализованных мест пластической деформации полимера, что снижает

¹ Предположения о причинах появления множества мест локализованной пластической деформации в ударопрочных пластиках можно найти в литературе [1–3].

реальную скорость перехода полимера в ориентированное состояние, уменьшает мощность происходящего при этом тепловыделения и предотвращает быстрое термическое разрушение полимера при ударных скоростях нагружения.

Авторы выражают искреннюю признательность В. А. Кабанову за полезные дискуссии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Kambour R. P. J. Polymer Sci. Macromolec. Rev., 1973, v. 7, p. 1.
2. Брагау С. Дж. В кн.: Многокомпонентные полимерные системы. М.: Химия, 1974, с. 142.
3. Мэнсон Дж., Сперлинг Л. Полимерные смеси и композиты. М.: Химия, 1979, с. 76.
4. Bucknall C. B., Smith R. R. Polymer, 1965, v. 6, № 6, p. 437.
5. Takahashi K. J. Polymer Sci., Polymer Phys. Ed., 1974, v. 12, № 10, p. 1697.
6. Truss R. W., Chadwick G. A. J. Mater. Sci., 1977, v. 12, № 11, p. 1383.
7. Breuer H., Haaf F., Stabenow J. J. Macromolec. Sci. B., 1977, v. 14, № 3, p. 387.
8. Алекскеров А. Г., Волынский А. Л., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. Б. 1977, т. 19, № 3, с. 218.
9. Волынский В. Л., Шитов Н. А., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. А., 1981, т. 23, № 5, с. 978.
10. Ярышева Л. М., Пазухина Л. Ю., Луковкин Г. М., Волынский А. Л., Бакеев Н. Ф., Козлов П. В. Высокомолек. соед. А., 1982, т. 24, № 10, с. 2149.
11. Волынский А. Л., Луковкин Г. М., Ярышева Л. М., Пазухина Л. Ю., Козлов П. В., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. А., 1982, т. 24, № 11, с. 2357.
12. Волынский А. Л., Алекскеров А. Г., Кечекьян А. С., Заварова Т. Б., Скоробогатова А. Е., Аржаков С. А., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. Б., 1977, т. 19, № 4, с. 301.
13. Maher J. W., Haward R. N., Hay J. N. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1980, v. 18, № 11, p. 2169.
14. Fuller K. N. G., Fox P. G., Field J. E. Proc. Roy. Soc. A, 1975, v. 341, № 1627, p. 537.
15. Кечекьян А. С., Андрианова Г. П., Каргин В. А. Высокомолек. соед. А., 1970, т. 12, № 11, с. 2424.
16. Брух А. Автореф. дис. на соискание уч. степ. канд. техн. наук. М.: МИТХТ им. М. В. Ломоносова, 1981.
17. Egorov E. A., Zizenkov V. V., Bezladnov S. N., Sokolov I. A., Tomasevskij E. M. Acta Polymerica, 1980, v. 31, № 9, p. 541.
18. Волынский А. Л., Луковкин Г. М., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. А., 1977, т. 19, № 4, с. 785.
19. Cross A., Hall M., Haward R. N. Nature, 1975, v. 253, № 5490, p. 340.
20. Андрианова Г. П., Попов Ю. В., Арутюнов Б. А. Высокомолек. соед. А., 1976, т. 18, № 10, с. 2341.
21. Mager J., Hay J. N., Haward R. N. In: Internat. Symp. Macromolec., Mainz. Prepr. Short Commun., 1979, v. 2, p. 1433.
22. Айзенштейн Е. М. В кн.: Энциклопедия полимеров. М.: Советская энциклопедия, 1977, т. 3, с. 108.
23. Yeh G. S. Y. J. Macromolec. Sci. B, 1973, v. 7, № 4, p. 729.
24. Argon A. S. Pure Appl. Chem., 1975, v. 43, № 1–2, p. 247.
25. Truss R. W., Chadwick G. A. J. Mater. Sci., 1976, v. 11, № 10, p. 1385.
26. Ашурев Н. Р. Автореф. дис. на соискание уч. ст. канд. физ.-мат. наук, Л.: ИВС АН СССР, 1978.
27. Bucknall C. B., Drinkwater I. C., Keast W. E. Polymer, 1972, v. 13, № 1, p. 115.
28. Beahan P., Thomas A., Bevis M. J. Mater. Sci., 1976, v. 11, № 11, p. 1207.

Московский государственный
университет им. М. В. Ломоносова

Поступила в редакцию
22.XII.1981

ON MECHANISM OF ENHANCING OF IMPACT STRENGTH OF PLASTICS BY RUBBER DISPERSIONS

Lukovkin G. M., Volynskii A. L., Bakeev N. F.

Summary

The fracture of «brittle» polymers (PS, PMMA, PVC) has the sharply pronounced non-elastic character. The main transformation of the strain work into heat proceeds in very small volumes of material resulting in their thermal fracture takes place. The temperature jumps in the zone of plastic strain of a polymer are shown by calculation to attain hundreds grads. Introducing of rubber dispersion into a polymer results in the sharp increase of the number of places of localized plastic strain. The real rate of non-elastic transition of a polymer into oriented state is decreased, the heat release is also decreased; the possibility of plastic strain of a polymer is enhanced and the work of fracture is increased.