

процессов, обусловленных колебаниями фенильных, эпоксидных и небольших кинетических элементов макромолекулярных цепей полимеров на основе бисфенола-А, коэффициент z оказался равным $1,6 \cdot 10^2$. Коэффициент a для частоты 200 Гц, скорости скольжения 10^{-3} м/с и удельного давления $9,8 \cdot 10^5$ Па оказался равным $0,7 \cdot 10^4$.

Таким образом, одной из основных причин появления максимумов в низкотемпературной области на зависимости коэффициента трения скольжения полимеров на основе бисфенола-А является размбреживание в них молекулярной подвижности. По-видимому, природа их появления анало-

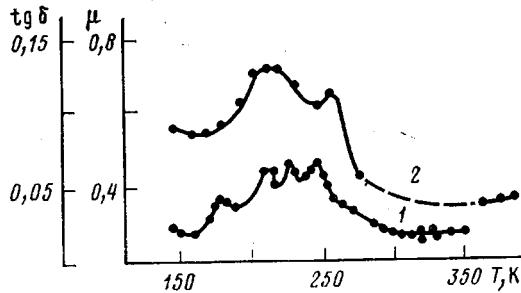


Рис. 1

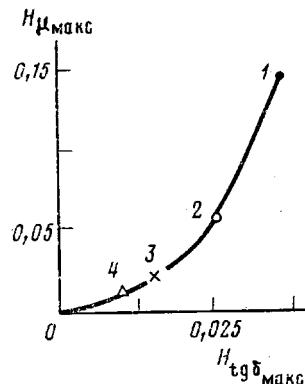


Рис. 2

Рис. 1. Температурные зависимости тангенса угла механических потерь $\text{tg } \delta$ (1) и коэффициента трения скольжения μ (2) эпоксидной смолы ЭД-5 (кривая μ получена А. П. Макушкиным)

Рис. 2. Зависимость высоты максимума коэффициента трения скольжения ($H_{\mu_{\max}}$) от высоты максимума механических потерь ($H_{\text{tg } \delta_{\max}}$) для ПК (1) и ПК, содержащего 8 (2), 20 (3) и 40% ПТФЭ (4)

гична природе появления максимумов на температурной зависимости $\text{tg } \delta$. Только в случае трения скольжения произведение времени релаксации кинетической единицы τ на время ее «соседней жизни» при адгезионном контакте n должно подчиняться условию: $\tau n = 1$. В этом случае может наблюдаться максимум на зависимости $\mu = f(T)$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Буден Ф. П., Тейбор Д. Трение и смазка твердых тел. М.: Машиностроение, 1968, с. 238.
2. Квачева Л. А., Перепечко И. И., Савина М. Е., Пружинер А. Б., Шебеко М. П., Макушкин А. П. О связи акустических и фрикционных свойств полимерных материалов. — Высокомолек. соед. Б, 1975, т. 17, № 6, с. 451.
3. Бартенев Г. М., Елькин А. И., Николаев В. Н. Фрикционные свойства полиметилметакрилата в различных физических состояниях. — Высокомолек. соед. А, 1968, т. 10, № 4, с. 808.
4. Перепечко И. И. Акустические методы исследования полимеров. М.: Химия, 1973, с. 65.

Поступила в редакцию
28.IV.1980

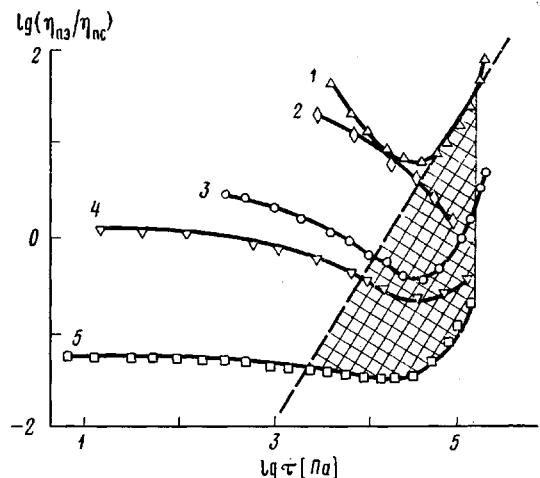
УДК 541.64:532.135

ВЛИЯНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕСОВМЕСТИМЫХ ПОЛИМЕРОВ НА ВОЛОКНООБРАЗОВАНИЕ В ИХ СМЕСЯХ

*Красникова Н. П., Древаль В. Е., Котова Е. В.,
Пельцбауэр З.*

При продавливании расплава высокодисперсной смеси двух полимеров через фильтры (капилляры) или узкие щели полимер-дисперсная фаза может образовывать в полимере-матрице ультратонкие волокна [1, 2];

получаемые при этом материалы обладают рядом специфических свойств и находят широкое применение [2]. В настоящей работе установлены общие условия проявления эффекта волокнообразования в смесях несовместимых полимеров в зависимости от реологических свойств компонентов смеси и напряжения сдвига τ на примере 30%-ных смесей ПЭ высокой плотности и ПС с разными молекулярными массами ($M_{\text{ПЭ}}=2,9 \cdot 10^4 - 1,3 \cdot 10^5$; $M_{\text{ПС}}=6,6 \cdot 10^4 - 4,5 \cdot 10^5$). Вязкости ПЭ и ПС в зависимости от M и τ при температуре опыта 180° изменялись от 10^2 до 10^6 Па·с. Модули высокого-эластичности ПЭ и ПС отличались не более чем на 50%.



Зависимость отношения вязкостей компонентов от напряжения сдвига: 1 – $M_{\text{ПС}}=4,5 \cdot 10^5$ и $M_{\text{ПЭ}}=1,3 \cdot 10^5$; 2 – $M_{\text{ПС}}=6,6 \cdot 10^4$ и $M_{\text{ПЭ}}=2,9 \cdot 10^4$; 3 – $M_{\text{ПС}}=4,5 \cdot 10^5$ и $M_{\text{ПЭ}}=6,0 \cdot 10^4$; 4 – $M_{\text{ПС}}=1,4 \cdot 10^5$ и $M_{\text{ПЭ}}=2,9 \cdot 10^4$; 5 – $M_{\text{ПС}}=4,5 \cdot 10^5$ и $M_{\text{ПЭ}}=2,9 \cdot 10^4$; штриховая линия соответствует $\tau_k=f(\eta_{\text{ПЭ}}/\eta_{\text{ПС}})$

Морфологию смесей изучали методами оптической и электронной сканирующей микроскопии. Полученные результаты показывают, что волокнообразование в смесях ПЭ и ПС при их продавливании через капилляр вискозиметра проявляется в определенном диапазоне напряжений сдвига, зависящем от отношения вязкостей ПЭ и ПС и не зависящем от их абсолютных величин (рисунок). В области относительно малых τ смесь содержит отдельные частицы ПЭ. Повышение τ приводит к появлению отдельных волокон ПЭ, имеющих местные утолщения и ограниченную длину. При достижении некоторой «критической» величины τ_k , являющейся средней точкой интервала, равного $0,1 - 0,2$ десятичного порядка, в смеси образуются волокна ПЭ, имеющие практически неограниченную длину и постоянное поперечное сечение. Средний диаметр волокон равен $2 - 7$ мкм. Увеличение отношения вязкостей компонентов $\eta_{\text{ПЭ}}/\eta_{\text{ПС}}$ от $4 \cdot 10^{-2}$ до 10^1 при переходе от одной пары ПЭ – ПС к другой сопровождается ростом τ_k от $\sim 2 \cdot 10^3$ до $\sim 10^5$ Па по формуле $\tau_k \sim (\eta_{\text{ПЭ}}/\eta_{\text{ПС}})^{0,7}$ и сужением области волокнообразования (заштрихованная зона на рисунке).

При $\tau > (1-2) \cdot 10^5$ Па процесс волокнообразования нарушается из-за перехода смесей к неустойчивому режиму течения. В заштрихованной зоне изменение $\eta_{\text{ПЭ}}/\eta_{\text{ПС}}$ не влияет на характер волокнообразования. Полученные закономерности находятся в соответствии с выводами Тейлора о деформации капель ньютоновской жидкости в ньютоновской среде в зависимости от соотношения их вязкостей [3].

Авторы благодарят проф. Г. В. Виноградова за постановку и обсуждение работы и Е. П. Плотникову за проведение отдельных измерений вязкости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Vinogradov G. V., Jarlykov B. V., Tsebrenko M. V., Judin A. V., Ablazova T. I. Fibillation in the flow of polyoxymethylene melts.— Polymer, 1975, v. 16, № 8, p. 609.
2. Менсон Дж., Сперлинг Л. Полимерные смеси и композиты. М.: Химия, 1979, с. 235.
3. Taylor G. I. The formation of emulsions in definable fields of flow.— Proc. Roy. Soc., 1934, v. A146, p. 501.

Институт нефтехимического синтеза
им. А. В. Топчиева АН СССР,
Институт макромолекулярной химии
АН ЧССР, Прага

Поступила в редакцию
30.IV.1980

УДК 541.64:536.495

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ ПОЛИМЕРОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ НАГРЕВАНИЯ

Задорина Е. Н., Вишневский Г. Е., Зеленев Ю. В.

Процессы термической деструкции полимеров существенно зависят от скорости их нагревания [1]. Это обусловлено влиянием на них молекулярной подвижности полимеров, для количественной оценки которого используется характеристическое время τ , определяемое как отношение разности температур начала термодеструкции T_i при фиксированной скорости на-

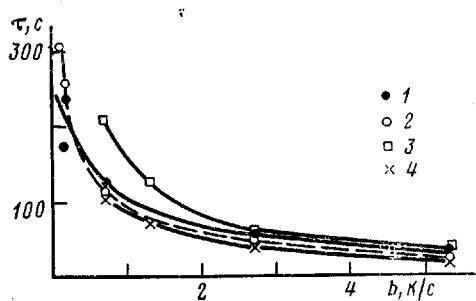


Рис. 1

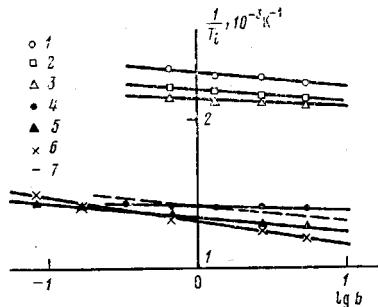


Рис. 2

Рис. 1. Зависимость времени релаксации термодеструкции от скорости нагревания для некристаллического поликарбоната (1) и поликарбоната со степенью кристалличности 30% (2), полипимида ПМ-1 (3), полиоксадиазола Ниплон-1 (4)

Рис. 2. Зависимость обратной температуры начала термодеструкции T_i от логарифма скорости нагревания b : 1 - Ниплон-1; 2 - полибензоксазол Ниплон-2; 3 - ПМ-4; 4 - смола ЛБС-1, отверженная в течение $3,6 \cdot 10^3$ с при 433 К; 5 - ПК со степенью кристалличности 30%; 6 - ПК некристаллический; 7 - витринит газового угля (плотность фракции $(1,26-1,27) \cdot 10^3$ кг/м³)

гревания и в изотермических условиях $T_{из}$ к скорости нагревания $b = -dT/dt$

$$\tau = \frac{T_i - T_{из}}{b} \quad (1)$$

Релаксационный характер процессов термодеструкции полимеров позволяет осуществлять прогнозирование их поведения при повышенных скоростях нагревания, что имеет важное практическое значение. Как видно из данных рис. 1, с увеличением скорости нагревания b происходит уменьшение характеристического времени релаксации процесса терморазложения τ . Это связано с тем, что постепенное возрастание скорости нагревания приводит к увеличению эффективной жесткости полимерных цепей, а значит, к исключению из процессов молекулярной подвижности