

УДК 541.64:532.13

## ВЯЗКОУПРУГИЕ СВОЙСТВА СМЕСЕЙ КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ ПОЛИМЕРОВ

*Шумский В.Ф., Лебедев Е.В., Липатов Ю.С.*

Исследование вязкостных и высокоэластических свойств смесей полиэтилена низкого давления с изотактическим полипропиленом в широких пределах состава, напряжений, скоростей сдвига и температур показало, что проявление вязкоупругих свойств таких смесей при различных режимах деформирования в области температур ниже температуры плавления высокоплавкого компонента аналогично проявлению таковых полимерными системами, наполненными активным минеральным наполнителем. Для смесей расплавов исследованных полимеров характерно резкое изменение вязкоупругих свойств в области сравнимых концентраций. Обнаружено аномальное изменение свойств смесей расплавов ПЭ и ПП в области малых (до 2%) содержаний ПП.

В настоящее время большой научный и практический интерес представляет исследование реологических свойств смесей полимеров [1–3]. Несмотря на термодинамическую несовместимость полимеров и обусловленную ею гетерофазность образующихся систем, полимеры при смешении сильно влияют друг на друга, что проявляется в изменении комплекса свойств смесей по сравнению со свойствами отдельных компонентов. Центральной проблемой при описании свойств (в частности, реологических) смесей полимеров является определение фазовой индивидуальности компонентов и их коллоидно-химической структуры, поскольку размер, форма, концентрация частиц дисперсной фазы и их взаимодействие изменяют свойства непрерывной среды. Размер и форма частиц полимерного наполнителя могут меняться в широких пределах в зависимости от режима деформирования и состава смеси. В связи с изложенным особый интерес представляет исследование реологических свойств смесей кристаллизующихся полимеров с отличающимися температурами плавления. Проведение исследований ниже и выше температуры плавления одного из компонентов позволит однозначно судить о фазовом составе смеси и об изменениях, возникающих при переходе полимерного наполнителя из твердого в жидкое агрегатное состояние.

В данной работе описаны результаты исследования вязкостных и эластических свойств смесей полиэтилена высокой плотности (ПЭВП) с изотактическим ПП во всем диапазоне состава при различных напряжениях и скоростях сдвига в области температур 140–270°. Вязкостные свойства такой смеси более или менее подробно описаны в работах [4, 5], хотя и в ограниченных областях температуры [4] или состава [5]; высокоэластические характеристики измерены впервые.

В качестве объектов исследования использовали промышленные порошкообразные ПЭВП и изотактический ПП. Плотность  $\rho$  при 20° и температура плавления  $T_{пл}$  исходного ПЭ составляли соответственно 0,928  $g/cm^3$  и 130°, для исходного полипропилена  $T_{пл}=165^\circ$ ,  $\rho=0,883 g/cm^3$ . Бинарные смеси исходных компонентов готовили на литьевой машине. Затем из этих смесей в виде пластинок вырубали цилиндрические таблетки. Содержание ПП в смеси составляло 1, 2, 5, 10, 20, 50, 80, 90, 95, 98 и 100 вес.%. Вязкость смесей измеряли на капиллярном микровискозиметре MB-2 [6]

в области температур 140–270° при напряжениях сдвига  $(0,158–2,04) \cdot 10^5$  дин/см<sup>2</sup>. Использовали капилляр диаметром 1,1 и длиной 8,3 мм.

Высокоэластические характеристики ПЭ, ПП и их смесей рассчитывали по величине разбухания экструдата после отжига, как это описано в работе [7]. Для определения высокоэластической деформации  $\gamma_e$ , первой разности нормальных напряжений  $\langle p_{11} - p_{12} \rangle$  и модуля высокоэластичности  $G_e$  небольшие порции струи длиной 20–25 мм отжигали при 180 и 150° (ПЭ и смеси с содержанием ПП 1, 2 и 5%) в бане, заполненной касторовым маслом, в течение 5 мин. Плотность термостатирующей жидкости была равна плотности расплава, так что эффекты, связанные с удлинением под действием силы тяжести, исключались. После отжига образцы охлаждали, очищали от касторового масла и измеряли диаметр экструдата  $D_{\text{эк}}$ . Значения  $D_{\text{эк}}$  вычисляли как среднее арифметическое из пяти измерений. Эксперименты показали, что уже в течение 5 мин во всех случаях достигалось постоянное значение  $D_{\text{эк}}$ , которое с увеличением времени отжига не изменялось, т. е. имело место полное восстановление высокоэластических деформаций, что позволяло измерять равновесные значения коэффициента восстановления. Величину разбухания  $B$  характеризовали отношением диаметра экструдата после отжига  $D_{\text{эк}}$  к диаметру капилляра  $D_k$  с учетом поправки на различие плотностей расплава и экструдата

$$B = (D_{\text{эк}}/D_k)^{1/2}, \quad (1)$$

где  $\rho$  – плотность полимера при комнатной температуре,  $v_t$  – удельный объем расплава при температуре эксперимента. Плотность ПЭ и ПП при комнатной температуре определяли методом гидростатического взвешивания. Значение  $v_t$  для ПЭ при 140 и 190° рассчитывали по формуле [7]:  $v_t = 1,1405 \pm 9,4 \cdot 10^{-4} t$  ( $t$  выражено в градусах Цельсия). Значение  $v_t$  для ПЭ при 140 и 190° оказалось равным соответственно 1,272 и 1,319 см<sup>3</sup>/г. Значения  $v_t$  для изотактического ПП при 140 и 190° по данным работы [8] равны 1,185 и 1,323 см<sup>3</sup>/г соответственно. Плотность смесей при комнатной температуре и удельный объем расплава смеси определяли по правилу аддитивности, зная  $\rho$  и  $v_t$  для ПЭ и ПП. Среднеквадратическая ошибка среднего арифметического при определении  $B$  не превышала 10%.

Рассматривая разбухание экструдата как высокоэластическое восстановление системы, в которой запасены обратимые деформации, возникшие на входе в капилляр и при сдвиговом течении расплава смеси через капилляр,  $\gamma_e$ ,  $\langle p_{11} - p_{12} \rangle$ ,  $G_e$ , рассчитывали по следующим соотношениям:

$$\gamma_e = (B^4 + 2B^{-2} - 3)^{1/2} \quad (2)$$

$$\langle p_{11} - p_{22} \rangle = 2/3 \tau \gamma_e \quad (3)$$

$$G_e = \tau / \gamma_e, \quad (4)$$

где  $\tau$  – касательное напряжение на стенке капилляра.

Применимость теоретических соотношений (1–4), выведенных для расплавов индивидуальных полимеров, к оценке параметров высокоэластичности расплавов смесей полимеров через разбухание обосновывается в работе [3].

Морфологические исследования проводились на электронном микроскопе УЭМВ-100В методом реплик с предварительным травлением поверхности образцов в кислородной плазме высокочастотного безэлектродного разряда.

Были измерены кривые течения при 140–270° для ПЭ и смесей с содержанием ПП до 10 вес. % и при 170–270° для ПП и смесей с содержанием ПП 20% и выше. Отдельные участки кривых течения аппроксимируются известным степенным уравнением  $\dot{\gamma} = k\tau^n$ . Зависимость показателя степени  $n$  от состава ( $\tau = 1,35 \cdot 10^5$  дин/см<sup>2</sup>,  $T = 270^\circ$ ) проходит через максимум при содержании ПП в смеси 10%, так что  $n_{\text{см}} > n_{\text{ПЭ}}$  при концентрации ПП до 30%. При дальнейшем увеличении содержания ПП в смеси  $n_{\text{см}} < n_{\text{ПЭ}}$ , но больше  $n_{\text{ПП}}$ , и при концентрации ПП 90–100%  $n_{\text{см}} = n_{\text{ПП}}$ , т. е. в этой области состава режим течения смеси расплавов ПЭ и ПП полностью определяется режимом течения ПП, находящегося в вязко-текущем состоянии. Такое поведение вообще характерно для смесей расплавов несовместимых полимеров, для которых наблюдается увеличение эффекта аномалии вязкости, только для смесей расплавов ПЭ и ПП такое увеличение несколько меньше, чем это имеет место для смесей других кристаллизующихся полимеров [3].

Из рис. 1 видно, что вблизи 165° происходит резкое изменение характера температурной зависимости вязкости этих систем, причем наклон зависимости  $\lg \eta(1/T)$  увеличивается с ростом концентрации ПП и, кроме

того, наблюдается нелинейность этой зависимости при больших концентрациях. Такое же изменение характера температурной зависимости вязкости в области температуры плавления одного из компонентов смеси

имеет место и для других смесей кристаллизующихся полимеров [9, 10]. Отметим, что при температурах меньших  $165^\circ$  практически отсутствовало течение через выбранный капилляр в исследованном диапазоне  $\tau$  для композиции с концентрацией ПП выше 10%.

Как показали морфологические исследования, образуемая ПП дисперсная фаза обнаруживается при содержании его в системе около 2%, в то время как при концентрации 1% она еще отсутствует (рис. 2, а). Экструдирование расплава композиции ПЭ с 2% ПП при  $140^\circ$  приводит к деформированию дисперсной фазы с образованием цепочечных структур, состоящих из агрегатов отдельных элементов размером около  $0,1-0,2 \text{ мкм}$  (рис. 2, б). Оси цепочек направлены преимущественно вдоль экструзии, хотя на отдельных участках наблюдается их искривление и соприкосновение. Появление развитой агрегатной структуры из частиц ПП связано с наличием в потоке больших сдвиговых напряжений, которые на входе в капилляр и при сдвиговом течении в нем вызывают интенсивную деформацию компонентов экструдата и их дробление. В условиях минимальной температуры расплава ( $140^\circ$ ) сохраняется кристаллическая часть дисперсной фазы ПП и ее деформирование вызывает увеличение необходимых напряжений сдвига. Следует отметить наличие в этих условиях сильного текстурирования по-

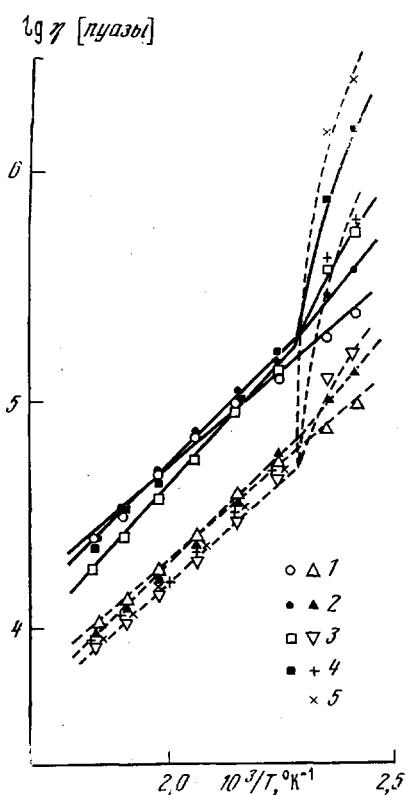


Рис. 1. Температурная зависимость вязкости для ПЭ, ПП и их смесей при  $\tau \cdot 10^{-5} = 0,645$  (сплошные линии) и  $2,04 \text{ дин}/\text{см}^2$  (пунктирные линии). Содержание ПП в смеси, вес.%: 0 (1), 1 (2), 2 (3), 5 (4), 10 (5)

лиэтиленовой матрицы, о чем свидетельствует слоевая морфология экструдата (рис. 2, б). Увеличение температуры экструдируемого расплава до  $180^\circ$  приводит к появлению в экструдате изотропных участков, в которых отсутствует текстура и имеются включения ПП правильной формы (рис. 2, в).

Таким образом, при содержании ПП в смеси до 10% в области температур  $140-165^\circ$  мы имеем дело с течением дисперсии твердых частиц ПП в расплаве ПЭ, т. е. расплав ПЭ, содержащий ПП, является гетерогенной системой. Справедливость этого вывода подтверждается, во-первых, наличием перегиба на кривых  $lg \eta(1/T)$  в области температуры плавления ПП, что свидетельствует об индивидуальности ПП, и, во-вторых, — фиксируемой уже при 2% ПП дисперсной фазой.

Интересным экспериментальным результатом является изменение наклона зависимости  $lg \eta(1/T)$ , т. е. энергии активации вязкого течения, с увеличением концентрации ПП. Известно [11-13], что в области высоких напряжений сдвига энергия активации вязкого течения  $E$  наполненных полимерных систем не зависит от содержания наполнителя и напряжения. При низких  $\tau$  наблюдаемая нелинейность зависимости  $lg \eta(1/T)$  связывается с наложением процессов течения и разрушения структурной

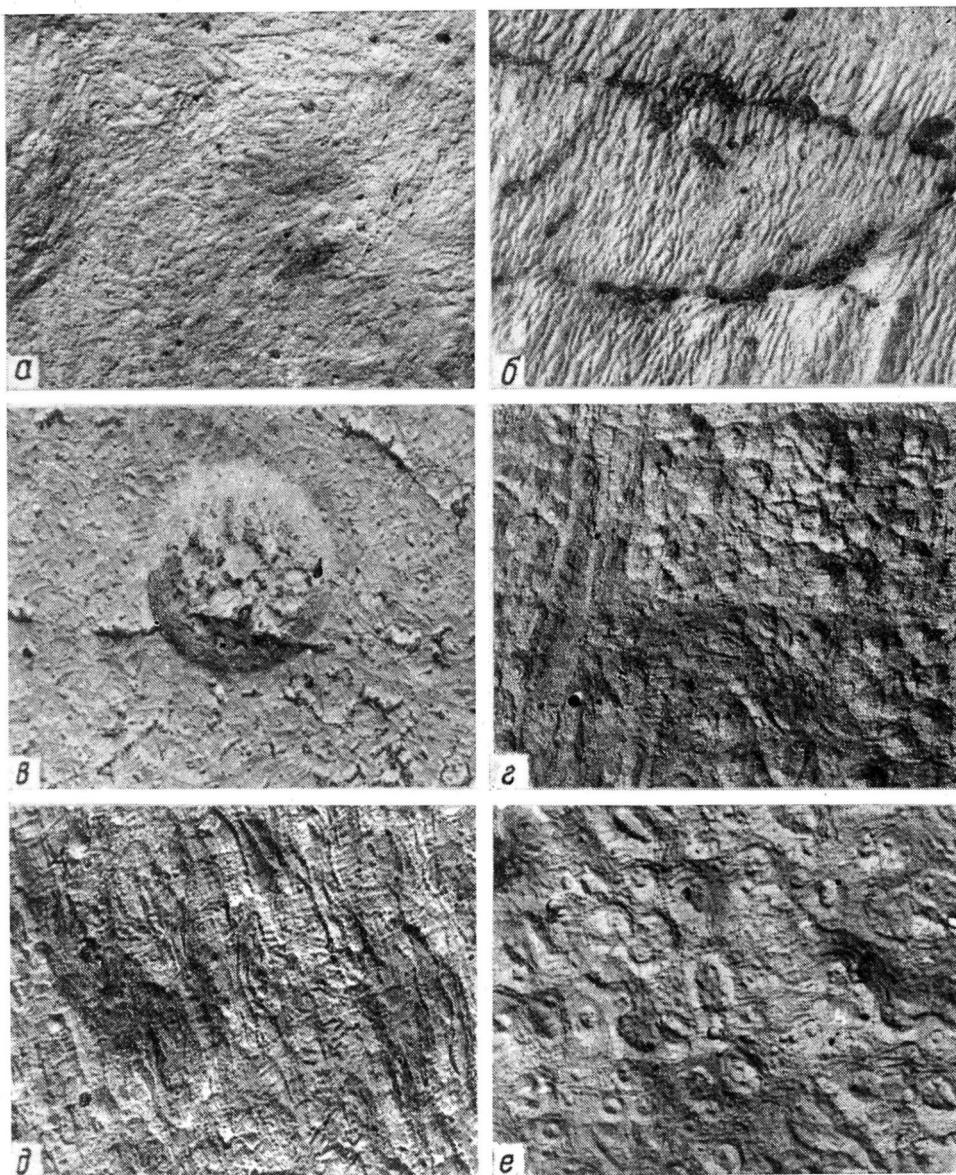


Рис. 2. Микрофотографии реплик с поверхности смесей ПЭ с ПП  
 $a, c, d, e$  — Исходное состояние блочных образцов ( $a$  — 1,  $c$  — 20,  $d$  — 50,  $e$  — 80% ПП);  $b, e$  — экструдат (2% ПП), полученный при  $140^\circ$  ( $b$ ) и при  $180^\circ$  ( $e$ );  $\times 10\,000$  раз

сетки наполнителя. Обнаруженную в данной работе зависимость  $E$  от состава можно объяснить по аналогии с работами [11–13] наличием в исследованных системах в области температур  $140$ – $165^\circ$  коагуляционной структуры, образованной частицами ПП. В пользу этого предположения свидетельствует отсутствие течения смесей с содержанием ПП выше 10% в указанной области температур. Течение в системе при этих условиях не реализуется, так как при выбранных  $\tau$  не происходит разрушения достаточно прочного каркаса из частиц ПП.

Существованием в исследованных системах структурной сетки полимерного наполнителя и разрушением ее под действием приложенных напряжений сдвига можно объяснить и концентрационную зависимость относительной вязкости  $\eta_{отн} = \eta / \eta_0$  ( $\eta$  — эффективная вязкость смеси расплава ПЭ с твердыми частицами ПП,  $\eta_0$  — вязкость расплава ПЭ) при различ-

ных  $\tau$ , представленную на рис. 3. Видно, что функции  $\eta_{\text{отн}}(c)$  для смесей на основе ПЭ различны в зависимости от выбранного напряжения. При этом чем ниже  $\tau$ , тем сильнее влияние полимерного наполнителя на вязкость системы. Такое поведение вообще характерно для наполненных полимерных систем, находящихся в вязко-текучем состоянии, в частности для саженаполненных полизобутиленовых паст [11, 12].

Сходное поведение с обычными наполненными полимерными системами обнаруживают исследованные смеси в области ниже температур плавления ПП и при описании их эластических свойств. На рис. 4 представле-

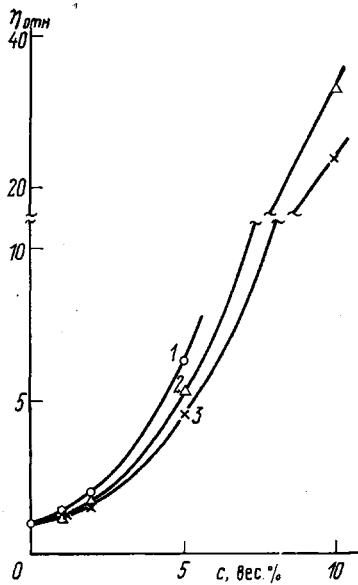


Рис. 3

Рис. 3. Зависимость относительной вязкости от содержания частиц ПП при  $\tau \cdot 10^{-5} = 0,645$  (1); 1,35 (2); 2,04 дин/см<sup>2</sup> (3); 140°

Рис. 4. Зависимость параметров высокогоэластичности от содержания частиц ПП при  $\tau \cdot 10^{-5} = 1,35$  (1) и 2,04 дин/см<sup>2</sup> (2); 140°

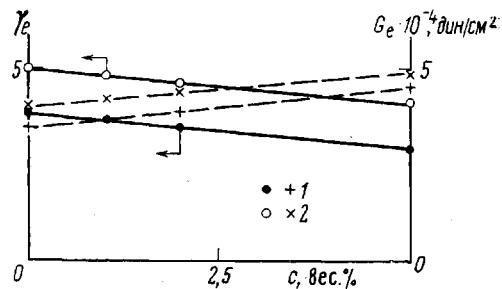


Рис. 4

на зависимость высокоэластических деформаций  $\gamma_e$  и модуля высокоэластичности  $G_e$  расплава ПЭ от содержания твердых частиц ПП при различных напряжениях сдвига. Измерение высокоэластических деформаций исследованных систем приводит к выводу, что частицы ПП при 140–165° играют роль твердого наполнителя, подавляющего эластические свойства расплава ПЭ. Это следует из факта возрастания модуля по мере увеличения концентрации ПП. В то же время модуль высокоэластичности несколько увеличивается с ростом  $\tau$ , что характерно для наполненных полимерных систем в случае, когда процесс ориентации цепей макромолекул среды под влиянием приложенного напряжения превалирует над процессом разрушения структуры наполнителя в области небольших его концентраций [11].

Возвращаясь к морфологическим данным (рис. 2), отметим, что гетерогенность смесей ПЭ – ПП в твердом состоянии прослеживается почти во всем диапазоне состава (рис. 2, *г–е*). В области соизмеримых концентраций (20 : 80, 50 : 50) систему можно характеризовать как инверсионную, т. е. можно наблюдать две непрерывные взаимопроникающие фазы. Однако на отдельных участках трудно провести четкую линию фазовых границ (рис. 2, *г, д*), которая уверенно фиксируется лишь при содержании ПЭ ~20% (рис. 2, *е*).

Таким образом, проведенные исследования позволяют сделать принципиальный вывод о том, что проявление вязкоупругих свойств смесей полимеров, один из компонентов которых находится в вязко-текучем состоянии, а другой – в кристаллическом, при различных режимах формирования аналогично проявлению этих свойств обычными полимерными системами, наполненными активным минеральным наполнителем.

Рассмотрим теперь вязкоупругие свойства смесей в состоянии расплава обоих компонентов. Из рис. 5 видно, что вязкость смесей расплавов ПЭ и ПП при увеличении концентрации ПП вначале возрастает, проходя через максимум при 1%-ном содержании ПП, который четко проявляется лишь при более низких напряжениях и температурах. Далее во всех случаях на кривой вязкость — состав при концентрации ПП 2% наблюдается минимум. При дальнейшем увеличении содержания ПП происходит падение вязкости и в области 80—90% она проходит через второй минимум. Повышение вязкости расплава ПЭ при небольшом содержании ПП (1%)

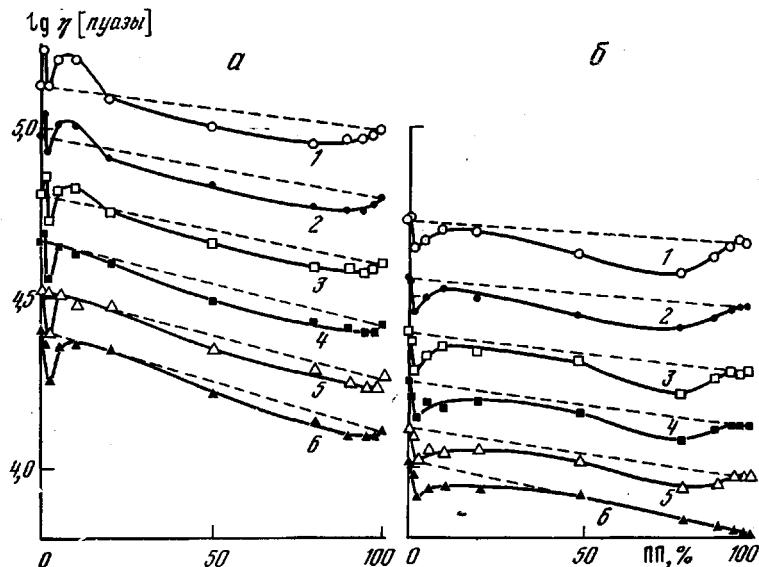


Рис. 5. Зависимость вязкости смеси расплавов ПЭ и ПП от состава при  $\tau \cdot 10^{-5} = 0,645$  (а) и  $2,04$  дин/см $^2$  (б) и температуре 170 (1), 190 (2), 210 (3), 230 (4), 250 (5), 270° (6)

можно объяснить тем, что последний при таком соотношении, как следует из морфологических данных (рис. 2, а), растворим в ПЭ и, вероятно, затрудняет текучесть расплава. Рост вязкости продолжается до состояния насыщенного раствора, после которого наступает момент расслоения и появляется дисперсная фаза ПП. Наступающее в результате расслоения аномальное понижение вязкости объясняется изменением числа и размера частиц быстрорасслаивающейся нестабильной эмульсии [14]. Выделяющаяся дисперсная фаза с ростом числа частиц образует коагуляционную сетку, на разрушение которой в процессе вязкого течения затрачивается дополнительная энергия. Об этом свидетельствует увеличение энергии активации вязкого течения в области состава до 20% ПП, которое в большей степени проявляется при низких значениях  $\tau$  (рис. 6). На зависимость энергии активации течения смесей расплавов полимеров от приложенного напряжения сдвигования указывалось в работе [15].

В ряде работ [1, 2] отмечались специфические особенности свойств расплавов смесей полимеров, которые трудно предсказать, зная вязкостные и эластические свойства отдельных компонентов. Это относится и к исследованным в данной работе смесям ПЭ—ПП, как было показано выше при рассмотрении вязкостных свойств их расплавов. Это будет видно и при рассмотрении параметров высокоэластичности системы ПЭ—ПП в зависимости от состава. Из рис. 7, на котором представлены зависимости  $\tau(\gamma)$  и  $\langle p_{11} - p_{22} \rangle(\gamma)$  для ПЭ, ПП и смеси, содержащей 20% ПЭ, видно, что темп роста первой разности нормальных напряжений с изменением скорости сдвига значительно выше темпа роста касательных напряжений. Однако

если для ПП нормальные напряжения превышали касательные в 1,7 раза, а для ПЭ – в 3,5 раза, то для их смесей в диапазоне состава 20–80% такое превышение достигало шестикратного.

Рассмотрение данных по зависимости высокоэластических деформаций от напряжения сдвига (рис. 8) и состава (рис. 9) показывает, что введение в расплав ПЭ до 10% ПП или в расплав ПП до 10% ПЭ не отражает-

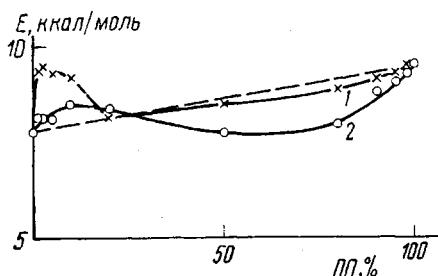


Рис. 6

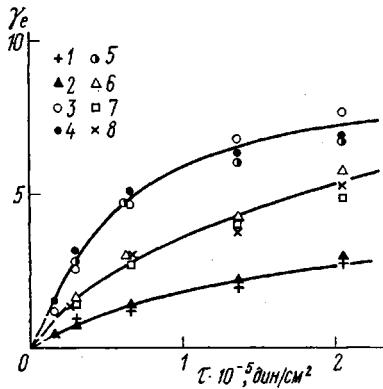


Рис. 8

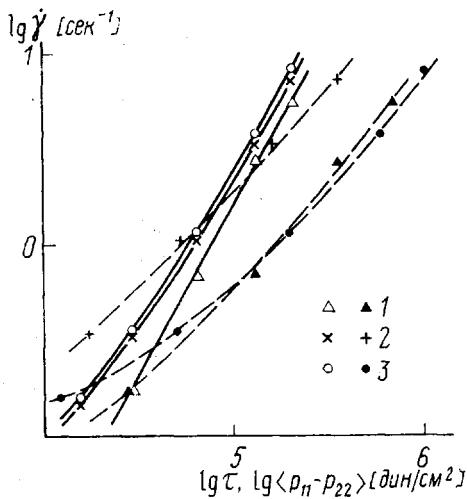


Рис. 7

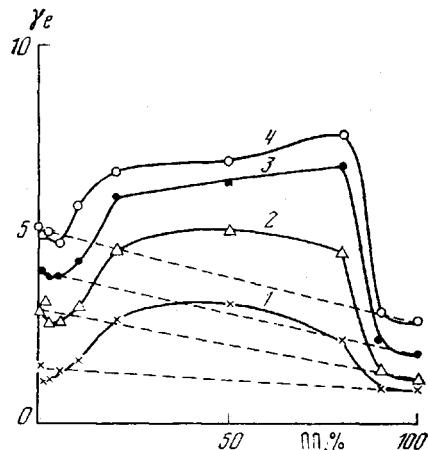


Рис. 9

Рис. 6. Зависимость энергии активации вязкого течения смеси расплавов ПЭ и ПП от состава при  $\tau \cdot 10^{-5} = 0,645$  (1),  $2,04 \text{ дин}/\text{см}^2$  (2)

Рис. 7. Зависимость касательных (сплошные линии) и нормальных напряжений (пунктирные линии) от скорости сдвига в логарифмических координатах для расплава ПЭ (1), ПП (2) и их смеси состава 20:80 соответственно (3);  $190^\circ$

Рис. 8. Зависимость высокоэластических деформаций от напряжения сдвига для расплавов ПЭ, ПП и их смесей. Содержание ПЭ в смеси, вес.%: 0 (1), 10 (2), 20 (3), 50 (4), 80 (5), 90 (6), 95 (7) и 100 (8);  $190^\circ$

Рис. 9. Зависимость  $\gamma_e$  смеси расплавов ПЭ и ПП от состава при  $\tau \cdot 10^{-5} = 0,295$  (1);  $0,645$  (2);  $1,35$  (3);  $2,04 \text{ дин}/\text{см}^2$  (4);  $190^\circ$

ся на эластических свойствах исходных компонентов во всем исследованном диапазоне напряжений сдвига, т. е. эластичность таких систем полностью определяется эластическими свойствами расплава ПЭ в первом случае или расплава ПП – во втором. Высокоэластические деформации, развивающиеся при течении в капилляре расплава ПЭ, вдвое превышают высокоэластические деформации расплава ПП. Иная картина наблюдается

в диапазоне концентраций 20–80%. В этом случае происходит значительное увеличение величины высокоэластических деформаций, особенно заметное в сравнении с  $\gamma_e$  полиизопропилена. Такое поведение, вероятно, связано с реализацией в области соизмеримых составов взаимопроникающих инверсионных структур. В области концентраций одного из компонентов ниже 10% эластические свойства системы определяются свойствами компонента, образующего непрерывную среду. Исследование высокоэластических свойств смесей показало, что в чистом виде дисперсная фаза и дисперсионная среда проявляют себя в ограниченном интервале концентраций (~10%). При больших концентрациях наступают инверсионные процессы, и в смеси расплавов полимеров реализуются кратные системы, компоненты которых распределены в виде взаимопроникающих фаз. Этот вывод подтверждается морфологическими данными (рис. 2, г–е), из которых видно, что в диапазоне соизмеримых концентраций трудно выделить один из компонентов в виде чистой дисперсной фазы.

Таким образом, проведенные исследования реологических свойств смесей кристаллизующихся полимеров показали, что проявление вязкоупругих свойств таких смесей при различных режимах деформирования в области ниже температуры плавления высокоплавкого компонента аналогично проявлению таковых полимерами, наполненными активным минеральным наполнителем. Смеси несовместимых кристаллизующихся полимеров при этих условиях можно рассматривать как обычные наполненные полимеры со всеми характерными для них особенностями [16].

Институт химии высокомолекулярных соединений  
АН УССР

Поступила в редакцию  
5 XII 1977

#### ЛИТЕРАТУРА

1. C. D. Han, T. C. Yu, J. Appl. Polymer Sci., 15, 1163, 1971; Polymer Engng Sci., 12, 81, 1972.
2. N. Minoshima, S. Kobayashi, M. Shimura, Y. Kinoshita, Kobunsi Kagaku, 28, 953, 1971.
3. М. В. Цебренко, Т. И. Аблазова, Г. В. Виноградов, А. В. Юдин, Высокомолек. соед., A18, 420, 1976.
4. В. Н. Кулезнев, И. В. Конюх, Г. В. Виноградов, И. П. Дмитриева, Коллоидн. ж., 27, 540, 1965.
5. Г. В. Виноградов, А. Я. Малкин, В. Н. Кулезнев, В. Ф. Ларионов, Коллоидн. ж., 28, 809, 1966.
6. И. В. Конюх, Г. В. Виноградов, А. А. Константинов, Пласт. массы, 1963, № 10, 45.
7. R. A. Mendelson, E. B. Bagley, F. L. Finger, J. Polymer Sci., C 35, 177, 1971.
8. A. Welski, Kunststoffe, 59, 335, 1969.
9. В. Ф. Шумский, А. С. Дорожкин, Ю. С. Липатов, Е. В. Лебедев, И. П. Гетманчук, Коллоидн. ж., 38, 949, 1976.
10. В. Ф. Шумский, Ю. С. Липатов, А. С. Дорожкин, И. П. Гетманчук, В сб. Смеси и сплавы полимеров, «Наукова думка», 1978, стр. 79.
11. Г. В. Виноградов, А. Я. Малкин, Е. П. Плотникова, О. Ю. Сабсай, Н. Е. Николаева, В сб. Проблемы тепло- и массопереноса, «Энергия», 1970, стр. 222.
12. А. Я. Малкин, В сб. Композиционные полимерные материалы, «Наукова думка», 1975, стр. 60.
13. В. Ф. Шумский, Ю. С. Липатов, Ф. Г. Фабуляк, И. П. Гетманчук, Высокомолек. соед., A18, 2248, 1976.
14. В. Н. Кулезнев, В сб. Композиционные полимерные материалы, «Наукова думка», 1975, стр. 93.
15. В. Н. Кулезнев, Многокомпонентные полимерные системы, «Химия», 1974, стр. 10.
16. Ю. С. Липатов, Физическая химия наполненных полимеров, «Химия», 1977, стр. 196.

VISCO-ELASTIC PROPERTIES OF THE MIXTURES  
OF CRYSTALLIZABLE POLYMERS

*Shumsky V. F., Lebedev E. V., Lipatov Yu. S.*

S u m m a r y

The viscous and visco-elastic properties of low pressure polyethylene mixtures with isotactic polypropylene are studied in the whole range of composition at different stresses and shear rates in the region of temperatures 140–270°. It is shown that the appearance of visco-elastic properties of such mixtures under various conditions of deformation in the region of temperatures below the melting temperature of high-melting component is analogous to the appearance of those properties in the polymeric systems filled with an active mineral filler. For the mixtures of melts of the polymers investigated, a sharp change of visco-elastic properties in the region of comparable concentrations is characteristic. An anomalous variation of properties of the mixtures of polyethylene and polypropylene melts is found in the region of small (up to 2%) contents of polypropylene.

---