ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ, Серия А, 1996, том 38, № 5, с. 792–798

УДК 541.64:539.3

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОЛИОЛЕФИНОВ И СМЕСЕЙ НА ИХ ОСНОВЕ[1]

© 1996 г. Л. В. Компаниец, И. А. Красоткина, Н. А. Ерина, В. А. Жорин, В. Г. Никольский, Э. В. Прут

Институт химической физики им. Н.Н. Семенова Российской академии наук
117977 Москва, ул. Косыгина, 4

Поступила в редакцию 18.05.95 г.

Изучено влияние интенсивных пластических деформаций на структуру смесей термодинамически несовместимых полимеров: изотактического полипропилена с полиэтиленом высокой плотности при содержании последнего до 10 мас. %. Смешение проводили в расплаве, при упруго-деформационном воздействии в области температур фазового перехода при кристаллизации компонентов и при воздействии высокого давления и деформации сдвига в твердом состоянии. При интенсивных сдвиговых деформациях в смесях определенных составов происходит изменение фазовой структуры компонентов с образованием гомогенных по аморфной фазе смесей. Величина разрывного удлинения для смесей, гомогенных по аморфной фазе, возрастает по сравнению со смесями, полученными смешением в расплаве.

ВВЕДЕНИЕ

Характер релаксационных процессов в полимерах тесно связан с особенностями структуры, формирующейся в образцах в зависимости от воздействующих силовых и температурных полей. Любой релаксационный процесс определяется взаимной упаковкой фрагментов цепей и поэтому весьма чувствителен даже к незначительному изменению структуры полимеров. В настоящее время одним из методов, с помощью которого можно изучать нативные образцы без их дополнительной термообработки (отжига), является метод радиотермолюминесценции (**РТЛ**) [1].

При смешении полимеров обычно образуется неравновесная структура, которая при последующей термообработке изменяется. Поэтому поведение на кривой РТЛ максимумов высвечивания, соответствующих температурам релаксационных переходов компонентов смеси, позволяет судить о возможности достижения совместимости полимеров в процессе их смешения.

В настоящей работе исследовано влияние интенсивных пластических деформаций при различных условиях смешения на характер изменения температур стеклования смесей изотактического ПП и ПЭВП. Смешение осуществляли следущим образом: 473 К, т.е. выше температуры плавления ПП, в отсутствие значительных сдвиговых деформаций; в роторном диспергаторе при упруго-деформационном воздействии (**УДВ**), когда смешение компонентов происходит в процессе их кристаллизации при 409–411 К в условиях наложения значительных сдвиговых деформациях; на аппаратуре типа наковален Бриджмена при воздействии высоких давлений и интенсивных деформаций сдвига (**ВД + ДС**) при комнатной температуре в твердом состоянии (твердофазное смешение).

В работах [2, 3] рентгенографическим методом было показано, что в результате воздействия интенсивных пластических деформаций, реализуемых при твердофазном смешении и при УДВ, в смесях ПП–ПЭВП удается разрушить исходную кристаллическую структуру до 2–4 нм того компонента, который является дисперсной фазой. Представляло интерес выяснить, как изменяется при этом структура аморфных областей. Ранее [4, 5] было исследовано влияние интенсивных сдвиговых деформаций при высоких давлениях на T_c компонентов в смесях ПП–ПЭНП и ПП–СКЭП. Было установлено, что для указанных смесей наблюдаются одна T_c после воздействия пластических деформаций и одна или две T_c после отжига этих смесей выше температуры плавления ПП. В последнем случае мультиплетность T_c зависит от интенсивности пластической деформации. Такой результат свидетельствует о возможной гомогенизации аморфных участков в полимерных смесях.

Следует отметить, что структуры полимерных смесей ПП–ПЭНП и ПП–ПЭВП различны, так как в образовании пограничного межфазного слоя принимают участие в одном случае разветв-

[1] Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 94-03-09294).

ленные, а в другом – практически линейные молекулы ПЭ [6]. Изучение структуры таких межфазных слоев представляет особый интерес для понимания процессов взаимодействия полимеров.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе использовали материалы со следующими характеристиками: изотактический ПП с $\overline{M}_w = 3.5 \times 10^5$; $\overline{M}_n = 7.7 \times 10^4$; показатель текучести расплава 1.8 г/10 мин; степень кристалличности 58%; $T_{пл}$ = 438 K; ПЭВП с $\overline{M}_w = 1.8 \times 10^5$; $\overline{M}_n = 1.22 \times 10^4$; показатель текучести расплава 3.54 г/10 мин; степень кристалличности 73%; $T_{пл}$ = 408 K. Содержание ПЭВП в смеси варьировали от 1 до 10 мас. %.

Смешение полимеров в расплаве проводили при 473 K в одношнековом экструдере с диаметром шнека D = 32 мм и отношением длины шнека к его диаметру $L : D = 20$.

Смешение при УДВ осуществляли в роторном диспергаторе непрерывного действия (РОДАН-1А, Россия), состоящего из зоны загрузки, двух зон нагревания и принудительно охлаждаемой зоны гомогенизации и тонкого измельчения материала в узком кольцевом зазоре. Это позволяло создавать большие градиенты механического и температурного полей, приводящие к интенсивному перемешиванию компонентов. В зонах нагрева температура превышала температуру расплава обоих компонентов. При определенном сочетании технологических параметров (температура охлаждения, скорость вращения шнека, величина кольцевого зазора) на выходе получали материал в виде тонкодисперсного порошка. Следует отметить, что механические характеристики (модуль упругости, разрывные величины прочности и удлинения) получаемых в этих условиях полимерных смесей не зависят от того, измельчали их после предварительного смешения в расплаве или без него, поэтому в диспергатор сразу загружали механическую смесь гранул гомополимеров определенного состава.

Обработку пленок смесей при воздействии ВД + ДС осуществляли на наковальнях Бриджмена при комнатной температуре, давлении 10–20 кбар и угле поворота наковален 900°. Для РТЛ-измерений использовали вырезанные из краевой зоны обработанных при ВД + ДС пленок образцы диаметром 7 мм.

Для анализа стабильности структуры, возникающей в ходе смешения, образцы полимерных смесей после УДВ и ВД + ДС отжигали в прессе при 438, 473 или 513 K, давлении 10 МПа в течение 10 мин с последующим охлаждением в режиме закалки.

Для РТЛ-исследований образцы после откачки из них кислорода подвергали облучению γ-лучами (доза 1 Мрад) при температуре жидкого азота. Кривые РТЛ получали на приборе ТЛГ-69М (Россия) [7] при dT/dt = 20 град/мин.

Разрывное удлинение ε_p при одноосном растяжении определяли при комнатной температуре на испытательной машине "Инстрон-1122" для скорости растяжения 0.57 мин$^{-1}$. Результаты усредняли по семи образцам.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Несмотря на то, что релаксационные свойства ПП и ПЭВП достаточно хорошо изучены [1], все же необходимо обсудить их поведение после воздействия интенсивных сдвиговых деформаций, используемых в работе.

На кривых РТЛ T_c определяется по положению максимума релаксационного β-перехода (β-максимума). Для исходного ПП (рис. 1а, кривая *1*) β-максимум почти всегда разделяется на два пика при 260 и 273 K, положение которых согласуется со значениями T_c, полученными другими методами [8]. Мультиплетный характер стеклования типичен для частично кристаллических полимеров. Его связывают с наличием нескольких уровней структурной организации аморфных областей. Два значения T_c обусловлены размораживанием сегментального движения в менее и более плотно упакованных микрообластях аморфной фазы ПП, относительное содержание которых зависит от условий кристаллизации и отжига.

При воздействии на ПП пластических деформаций при УДВ формируется молекулярный композиционный материал, в котором кристаллическая фаза состоит из кристаллитов по крайней мере двух типов – со складчатой упаковкой цепей и выпрямленных макромолекул, о чем свидетельствуют данные по отжигу порошка при $T_{пл}$ исходного ПП. После отжига порошка ПП при 438 K появляются два пика плавления: низкотемпературный пик при 438 K, характерный для ПП со складчатой упаковкой цепей, и высокотемпературный – при 455 K, близкий к равновесной $T_{пл}$ ПП и характерный для структуры ПП с выпрямленными проходными цепями [9]. Рентгеновские исследования показали, что кристаллиты ПП-порошка обладают преимущественно *c*-текстурой с ориентацией, отличающейся от ориентации кристаллитов в ПП, полученном экструзией из расплава, где наблюдается *a*- или *в*-текстура [9].

О структуре аморфных прослоек можно судить по данным РТЛ. Оказалось, что после УДВ на кривых РТЛ для порошка ПП наблюдается снижение интенсивности β-максимума (рис. 1а, кривая *2*). При этом сохраняется небольшой пик при 273 K, который характерен для исходного

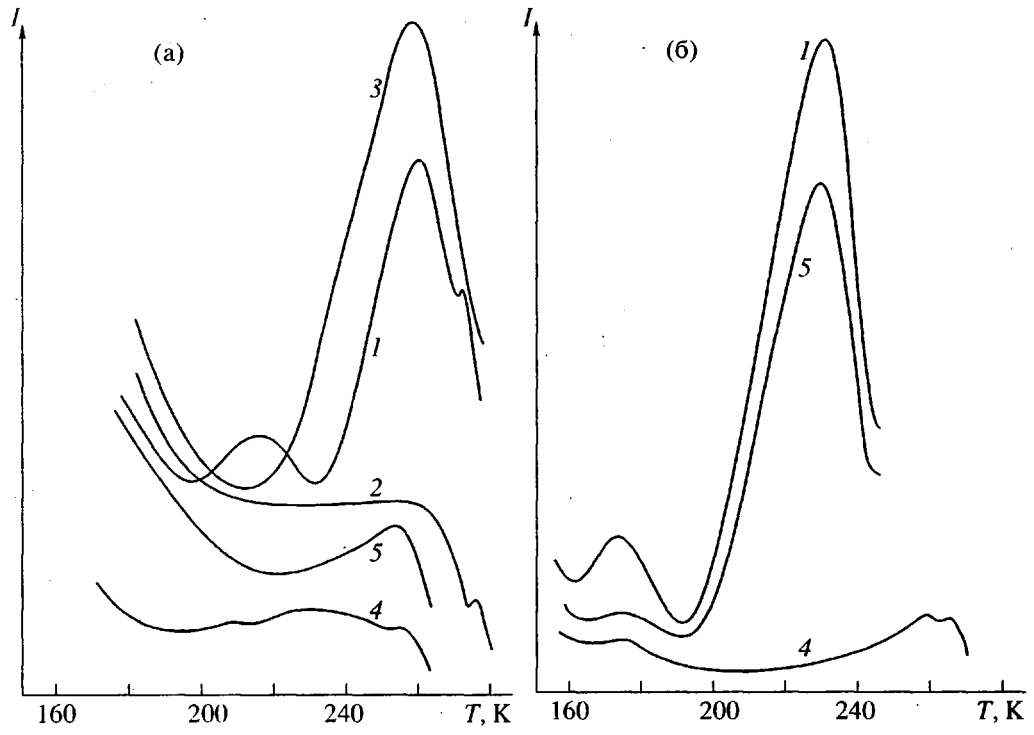

Рис. 1. Кривые высвечивания РТЛ пленок индивидуальных полимеров ПП (а), ПЭВП (б), *1* – получены после отжига исходных полимеров при 473 К, *2* – УДВ, *3* – после отжига порошка при 473 К, *4* – после воздействия ВД + ДС (10 кбар, $\alpha = 900°$), *5* – после отжига после ВД + ДС при 473 К.

ПП. Такой вид кривых РТЛ для ПП при УДВ обусловлен, по всей видимости, ориентацией полимерных цепей и появлением большого количества дефектов [10]. В работе [10] методом ЯМР был обнаружен рост времени спин-спиновой релаксации в аморфных областях порошка ПП по сравнению с исходным. Для отожженых пленок из порошка ПП наблюдается один широкий и интенсивный β-максимум при ~260 К, (рис. 1а, кривая *3*). Следовательно, отжиг после интенсивных сдвиговых деформаций приводит к образованию более однородной аморфной структуры ПП по сравнению с исходным ПП (рис. 1а, кривая *1*).

После воздействия ВД + ДС для ПП наблюдается следующая картина: β-максимум уширяется, его интенсивность сильно падает и T_c понижается. В работе [9] было показано, что на дифрактограммах образцов ПП после ВД + ДС отсутствуют рефлексы кристаллической фазы и наблюдаются два широких диффузных гало, свидетельствующие либо о потере трехмерного порядка в кристаллитах ПП, либо о малых размерах кристаллитов. Оценка поперечных размеров областей когерентности по полуширине диффузного рефлекса дает величину 2.0–4.0 нм. Вследствие мезофазной организации ПП на кривых РТЛ имеется широкий пик с малой интенсивностью. При этом проявляются лишь релаксационные переходы в области 230 К, связанные с размораживанием молекулярной подвижности сегментов молекулярных цепей на границах микротрещин, образующихся при ВД + ДС (рис. 1а, кривая *4*). После отжига при 473 К, максимум при 230 К не наблюдается, а интенсивность β-максимума при 252 К возрастает (рис. 1а, кривая *5*). Однако полного восстановления структуры ПП после его дальнейшего отжига не происходит, и структура аморфных областей ПП после воздействия ВД + ДС отличается от структуры исходного и отожженного порошка ПП. По-видимому, это вызвано уменьшением ММ из-за механодеструкции и образованием в межкристаллитных областях низкомолекулярных фракций ПП [11].

Принципиально иной ход изменения T_c наблюдается для ПЭВП (рис. 1б). В этом случае для исходного ПЭВП T_c = 232 К. Получить ПЭВП в виде мелкодисперсного порошка на используемом в настоящей работе роторном диспергаторе не удалось [9].

После обработки ПЭВП на наковальнях Бриджмена T_c возрастает до 260–265 К (рис. 1б, кривая *4*), что, вероятно, связано со структурной перестройкой аморфных областей и образованием более плотно упакованных микрообластей. Отжиг такого образца ПЭВП при 473 К снижает T_c до величины, практически совпадающей с T_c исходного ПЭВП (рис. 1б, кривая *5*). Кроме того, отжиг подвергнутого ВД + ДС образца ПЭВП

приводит к заметному восстановлению интенсивности β-максимума, что свидетельствует о полной потере ориентации после отжига и восстановлении структуры аморфных областей, близкой к структуре исходного ПЭВП. Отметим, что деструкция ПЭ протекает менее интенсивно, чем ПП при тех же условиях воздействия, что было показано ранее [11]. Если исходные ПП и ПЭ при механических испытаниях деформируются с образованием шейки, то после ВД + ДС при больших углах сдвига ПП растягивается без образования шейки, а ПЭ – с образованием шейки, т.е. для ПЭ в отличие от ПП не наблюдается хрупкого разрушения [11].

Таким образом, для ПП и ПЭВП характерна различная структура аморфных областей после воздействия интенсивных пластических деформаций: для ПЭВП характерно образование более плотно упакованных микрообластей в аморфных прослойках, а для ПП – образование мезофазы [3]. При УДВ деструкции полимеров и их смесей не наблюдали. Изменение T_c при УДВ связано только со структурной перегруппировкой в аморфных областях. Уменьшение интенсивности β-максимумов на кривой высвечивания РТЛ в обоих случаях (ВД + ДС и УДВ) вызвано ориентацией полимерных цепей в межкристаллитных областях.

Особый интерес представляет исследование структуры смесей с небольшим содержанием одного из компонентов, когда можно ожидать его присутствие именно в межфазной области. В результате воздействия интенсивных пластических деформаций в таких бикомпонентных смесях удается разрушить кристаллическую фазу и получить размер кристаллитов менее 4 – 5 нм того полимера, который образует дисперсную фазу в матрице другого [2, 3].

Для смеси ПП–ПЭВП состава 99 : 1 полученной смешением в расплаве, на кривой высвечивания РТЛ от температуры наблюдается один выраженный β-максимум, соответствующий T_c исходного ПП, и можно заметить лишь перегиб на кривой РТЛ в диапазоне T_c ПЭВП, так как интенсивность радиотермолюминесценции ПЭВП слишком мала из-за его низкой концентрации (рис. 2а, кривая *1*). Необходимо отметить, что интенсивность радиотермолюминесценции ПЭВП в области β-максимума на порядок больше, чем у ПП при одинаковом их количестве.

После УДВ на кривой РТЛ порошка при общем снижении интенсивности из-за ориентации структурных элементов также можно заметить только перегиб в районе T_c ПЭВП (рис. 2а, кривая *2*). После отжига порошка при 473 K, наблюдается широкий и интенсивный пик, максимум которого близок к β-максимуму индивидуального ПП. При этом происходит существенное увеличение интенсивности β-максимума ПП по сравнению с исходной смесью (рис. 2а, кривая *3*). Повышение температуры отжига порошка данной смеси до 513 K приводит к дальнейшему относительному увеличению интенсивности β-максимума, а его положение по температуре совпадает с T_c исходного ПП (рис. 2а, кривая *3'*), что связано с образованием более однородной структуры аморфных областей. Таким образом, УДВ позволяет получить лучшую дисперсность смеси и более равномерное распределение компонентов. Отжиг при температуре, даже на 75° превышающей температуру плавления ПП, не восстанавливает полностью индивидуальность процесса стеклования каждого компонента, характерную для смесей, полученных в расплаве, по-видимому, из-за сохранения мелкодисперсности фазового состояния ПЭВП.

Поведение β-максимума ПП на кривых РТЛ данной смеси после УДВ и пластической деформации на наковальнях Бриджмена аналогично. Воздействие ВД + ДС приводит к сильному снижению интенсивности β-максимума ПП, так что трудно говорить о T_c смеси (рис. 2а, кривая *4*). Это свидетельствует об ориентации аморфной фазы ПП. Отжиг пленок после ВД + ДС при 473 K сдвигает T_c в область низких температур (рис. 2а, кривая *5*). Повышение температуры отжига до 513 K не восстанавливает исходную структуру. Следует отметить, что такое поведение смеси ПП : ПЭВП состава 99 : 1 отличается от поведения индивидуального ПП (рис. 1а, кривые *4*, *5*): T_c ПП в смеси сдвинута в область низких температур. Пик или даже плечо на кривой высвечивания, соответствующее релаксационному переходу при T_c ПЭВП, не проявляется. По-видимому, это связано с образованием гомогенной аморфной фазы смеси.

Для смеси ПП : ПЭВП состава 98 : 2, приготовленной смешением в расплаве, наблюдается несколько другая картина. На кривой РТЛ наблюдаются два β-максимума: при 260 K, соответствующий T_c ПП, и более интенсивный пик при 230 K, отвечающий T_c ПЭВП (рис. 2б, кривая *1*). При этом положение β-максимума ПП соответствует температуре стеклования менее плотно упакованных аморфных областей индивидуального ПП, что, вероятно, связано с влиянием ПЭВП на формирование структуры ПП при его кристаллизации.

При УДВ на смесь ПП : ПЭВП состава 98 : 2 кривая РТЛ порошка (рис. 2б, кривая *2*) аналогична кривой для смеси состава 99 : 1 (рис. 2а, кривая *2*). Последующий отжиг при 473 K приводит к тому, что на кривой РТЛ β-максимум ПЭВП не проявляется в явном виде, а относительная интенсивность β-максимума ПП при этом резко возрастает, т.е. происходит образование структуры гомо-

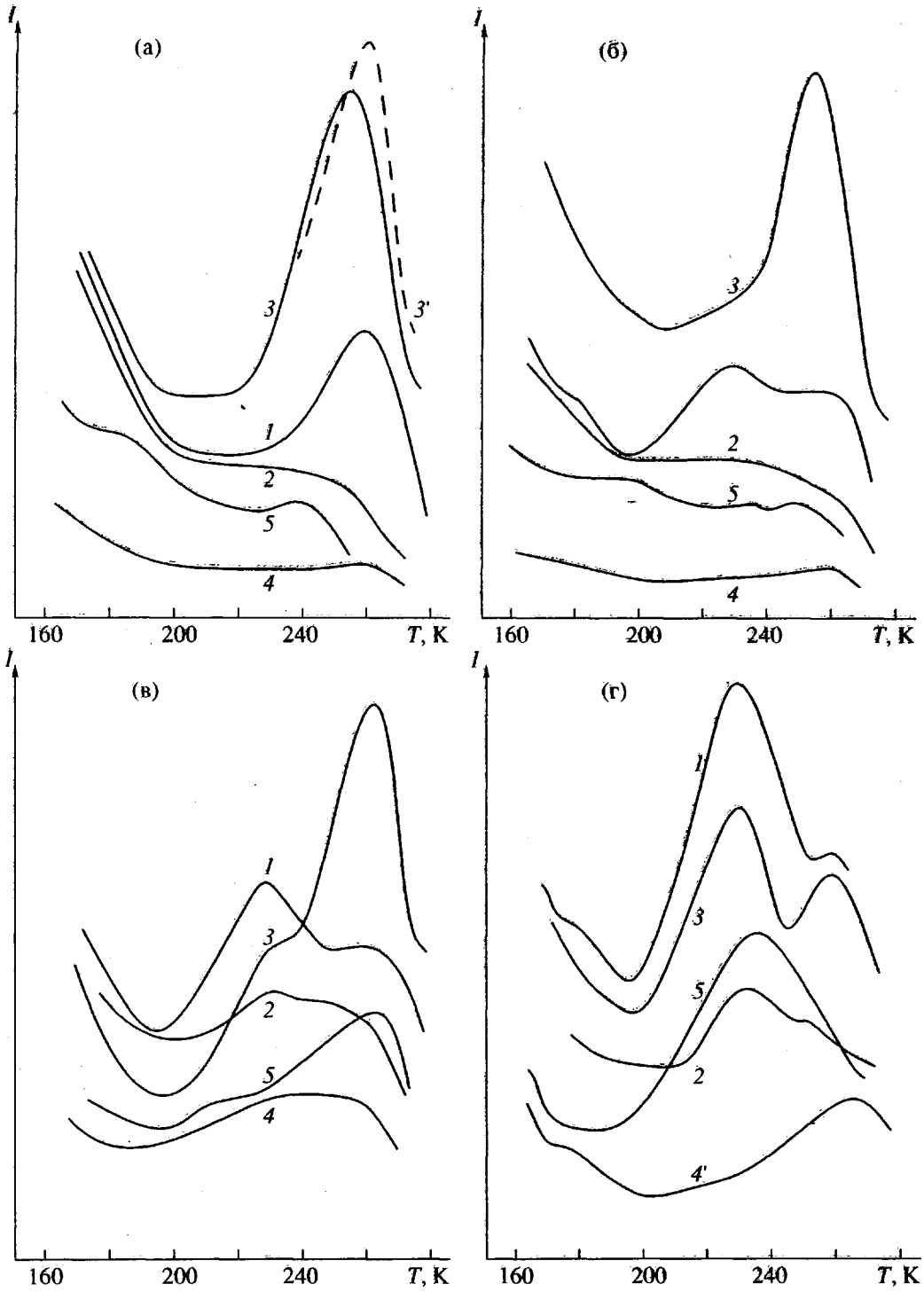

Рис. 2. Кривые высвечивания РТЛ пленок смесей ПП : ПЭВП состава 99 : 1 (а); 98 : 2 (б); 95 : 5 (в) и 90 : 10 (г), полученных после смешения в расплаве и отжига при 473 K (*1*), смешения при УДВ (*2*), отжига порошка при 473 K (*3*) и при 513 K (*3'*); воздействия ВД + ДС (10 кбар, $\alpha = 900°$) (*4*), воздействия ВД + ДС (20 кбар, $\alpha = 900°$) (*4'*); отжига после ВД + ДС при 473 K (*5*).

генной по аморфной фазе (рис. 2б, кривая *3*), как и для смеси состава 99 : 1. Данная ситуация сохраняется и при повышении температуры отжига до 513 K.

Таким образом, образующееся при УДВ большое количество мелких включений дисперсной фазы ПЭВП приводит к изменению кинетики кристаллизации матричного полимера (ПП) и из-

менению фазовой структуры смеси с более равномерным распределением компонентов. При этом компоненты образуют гомогенную аморфную область, которая на кривой РТЛ характеризуется единственным β-максимумом, сдвинутым в область низких температур по сравнению с T_c ПП. Следовательно, и для смеси ПП : ПЭВП состава 98 : 2 УДВ позволяет получить лучшую дисперсность и более равномерное распределение компонентов (что следует также из рентгенографических измерений [2, 3]).

После воздействия ВД + ДС на кривой РТЛ для смеси состава 98 : 2 наблюдается картина, аналогичная смеси состава 99 : 1 – снижение интенсивности и уширение β-максимума ПП (рис. 2б, кривая *4*). При отжиге положение максимума смещается в сторону низких температур, как и для смеси состава 99 : 1 (рис. 2б, кривая *5*). Отжиг смеси при 513 К (на 75° выше $T_{пл}$ ПП) после твердофазного смешения при ВД + ДС не приводит к полному восстановлению исходной структуры полимерной смеси. Увеличение давления до 20 кбар не изменяет общей картины. Следовательно, воздействие ВД + ДС способствует образованию общей гомогенной аморфной фазы, т.е. взаимному растворению макромолекул обоих компонентов в межкристаллических областях.

Этот вывод подтверждается оценкой температуры стеклования по уравнению Фокса для совместимых полимерных пар [6]

$$\frac{1}{T_c} = \frac{\varphi}{T_c^{ПП}} + \frac{1-\varphi}{T_c^{ПЭВП}},$$

где T_c, $T_c^{ПП} = 260$ К, $T_c^{ПЭВП} = 232$ К – температуры стеклования смеси, ПП и ПЭВП соответственно; φ – массовая доля ПП в смеси. Так, для смеси ПП : : ПЭВП состава 98 : 2, т.е. при $\varphi = 0.98$ $T_c = 259$ К. Экспериментальное значение $T_c = 255$ К при УДВ и 250 К при ВД + ДС. Этот результат свидетельствует об образовании гомогенной аморфной фазы в смесях ПП–ПЭВП при малых содержаниях ПЭВП.

Для смеси ПП : ПЭВП состава 95 : 5, полученной смешением в расплаве, после отжига при 473 К кривая РТЛ (рис. 2в, кривая *1*) аналогична кривой для смеси состава 98 : 2 (рис. 2б, кривая *1*) и соответствует случаю смеси двух несовместимых полимеров.

После УДВ на кривой РТЛ порошка виден β-максимум ПЭВП и можно различить плечо от β-максимума ПП. Интенсивность высвечивания в этой области температур снижена из-за ориентации структурных элементов (рис. 2в, кривая *2*). При отжиге порошка при 473 К наблюдается инверсия на кривой РТЛ: возрастание интенсивности β-максимума ПП относительно ПЭВП по сравнению со смешением в расплаве (рис. 2в, кривая *3*). При повышении температуры отжига до 513 К появляются два ярко выраженных максимума, соответствующих стеклованию индивидуальных компонентов, т.е. происходит расслоение системы. При этом и кристаллиты ПЭВП для этой смеси уже надежно идентифицируются рентгенографическим методом [2]. Таким образом, в процессе смешения при УДВ образуется гомогенная аморфная фаза компонентов, но в отличие от ранее рассмотренных составов 99 : 1 и 98 : 2 для данной смеси наблюдается образование и фазы ПЭВП, размер которой возрастает с увеличением температуры отжига.

После воздействия ВД + ДС на смесь состава 95 : 5 на кривых РТЛ наблюдается один широкий максимум (рис. 2в, кривая *4*). Однако в отличие от УДВ в данном случае для смеси сохраняется один широкий β-максимум после отжига при 473 и 513 К (рис. 2в, кривая *5*). Следовательно, интенсивные пластические деформации приводят к существенному изменению структуры компонентов: уменьшению размеров кристаллитов компонентов, гомогенизации (взаимному растворению) аморфных областей обоих компонентов. При этом отжиг выше температуры плавления высокоплавкого компонента не восстанавливает полностью исходную структуру аморфных областей смеси.

Для смеси ПП : ПЭВП состава 90 : 10 кривые РТЛ близки по форме, как при смешении в расплаве, так и при УДВ после отжига порошка (рис. 2г, кривые *1* и *3*). Однако в последнем случае также можно отметить некоторое увеличение интенсивности β-максимума ПП, что связано с образованием более гомогенной аморфной фазы смеси.

После обработки смеси состава 90 : 10 на наковальнях Бриджмена при давлении 10 кбар на кривых РТЛ наблюдается один широкий максимум. После отжига при 473 К этот максимум разделяется на два, которые смещены в сторону низких температур, по всей вероятности, из-за уменьшения ММ. Увеличение давления до 20 кбар вызывает необратимые изменения в аморфной структуре смеси, т.е. разделения смещенного в сторону низких температур β-максимума при отжиге не происходит (рис. 2г, кривые *4'*, *5*).

Естественно, возникает вопрос, как при образовании гомогенной аморфной фазы компонентов смеси изменяются механические свойства. Поэтому было проанализировано влияние условий смешения на деформационные характеристики смесей ПП–ПЭВП. Оказалось, что величина разрывного удлинения ε_{p2} выше для смесей, полученных при УДВ, чем для смесей, приготовленных смешением в расплаве ε_{p1} (рис. 3). Зависимость $\varepsilon_{p2}/\varepsilon_{p1}$ проходит через максимум, который соответствует содержанию ПЭВП в смеси от 1 до 5 мас. %. Следовательно, деформируемость сме-

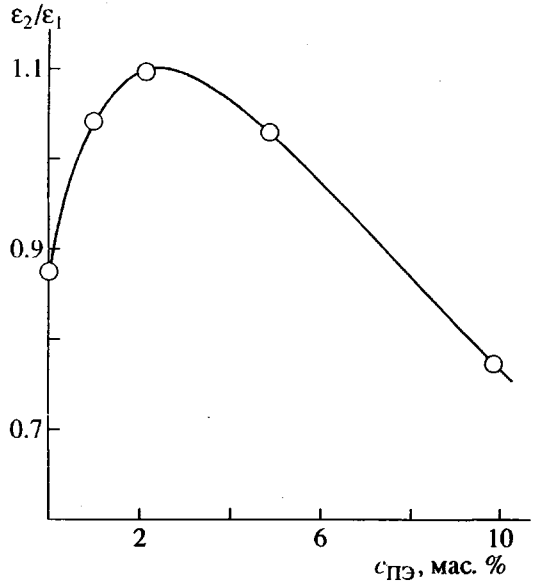

Рис. 3. Зависимость относительного изменения разрывного удлинения $\varepsilon_2/\varepsilon_1$ смесей ПП : ПЭВП от содержания ПЭВП.

сей зависит от структуры аморфных областей, и для более гомогенной аморфной структуры ε_p выше, чем для гетерогенной.

Таким образом, при интенсивных сдвиговых деформациях при твердофазном смешении ПП и ПЭВП (ВД + ДС) и при кристаллизации (УДВ) образуются смеси с гомогенной структурой аморфных областей. Критическая область концентраций, при которых начинает наблюдаться это явление, зависит от величины сдвиговых деформаций. Смешение при УДВ вызывает такой эффект при содержании ПЭВП <5 мас. %. При воздействии ВД + ДС границы образования совместимой аморфной фазы сдвигается до 20 мас. % содержания ПЭВП. Формирование гомогенной структуры аморфных областей приводит к росту разрывного удлинения смеси.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Nicol'skii V.G.* // Pure and Appl. Chem. 1982. V. 54. № 2. P. 493.
2. *Купцов С.А., Ерина Н.А., Минина О.Д., Жорин В.А., Прут Э.В., Антипов Е.М.* // Высокомолек. соед. Б. 1991. Т. 32. № 7. С. 529.
3. *Купцов С.А., Жорин В.А., Ерина Н.А., Минина О.Д., Прут Э.В., Антипов Е.М.* // Высокомолек. соед. Б. 1993. Т. 35. № 3. С. 150.
4. *Жорин В.А., Миронов Н.А., Никольский В.Г., Ениколопян Н.С.* //Высокомолек. соед. А. 1980. Т. 22. № 2. С. 397.
5. *Жорин В.А., Годовский Ю.К., Ениколопян Н.С.* // Высокомолек. соед. А. 1982. Т. 24. № 5. С. 953.
6. Polymer Blends / Ed. by Paul D., Newman S. New York: Acad. Press, 1978.
7. *Никольский В.Г., Миронов Н.А.* // Завод. лаб. 1973. Т. 39. № 10. С. 1272.
8. *Текутьева З.Е., Перепечко И.И., Гольдман А.Я.* // Изв. вузов. Сер. хим. и хим. технология. 1982. Т. 25. № 4. С. 472.
9. *Купцов С.А., Ерина Н.А., Минина О.Д., Прут Э.В., Антипов Е.М.* // Высокомолек. соед. А. 1993. Т. 35. № 3. С. 262.
10. *Ерина Н.А., Потапов В.В., Компаниец Л.В., Кнунянц М.И., Карцовник В.И., Прут Э.В., Ениколопян Н.С.* // Высокомолек. соед. А. 1990. Т. 32. № 4. С. 766.
11. *Крючков А.Н., Жорин В.А., Лалаян С.С., Прут Э.В., Никольский В.Г., Будницкий Ю.М., Акутин М.С., Ениколопян Н.С.* // Высокомолек. соед. А. 1982. Т. 24. № 1. С. 184.

Effect of High-Rate Plastic Deformation on the Relaxation Transitions in Polyolefins and Related Blends

L. V. Kompaniets, I. A. Krasotkina, N. A. Erina, V. A. Zhorin, V. G. Nikol'skuii, and E. V. Prut

Semenov Institute of Chemical Physics, Russian Academy of Sciences
ul. Kosygina 4, Moscow, 117977 Russia

Abstract—The effect of high-rate plastic deformations on the structure of thermodynamically incompatible polymer blends was studied on a mixture containing isotactic polypropylene (PP) and up to 10 wt % high-density polyethylene (HDPE). The blending was performed in the melt, in the course of elastic deformation accompanying the component crystallization at temperatures close to the phase transition temperature, and during the combined action of high pressure and shear deformation in the solid state. Under the conditions of high- rate shear deformation, certain mixtures exhibit a change of the phase structure of components with the formation of blends that are homogeneous with respect to the amorphous phase. The magnitude of elongation at break in the blends with homogeneous amorphous phase is higher than that in the samples obtained by melt blending.