

УДК 541.64:536.7

РАЗВИТИЕ ФАЗОВОЙ МОРФОЛОГИИ СМЕСЕЙ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТ-ПОЛИСТИРОЛ ПРИ СДВИГОВОМ ТЕЧЕНИИ

© 1998 г. Е. А. Щербакова*, J. Lyngaae-Jorgensen**, В. Н. Кулезинев*, С. В. Власов*

* Московская академия тонкой химической технологии им. М.В. Ломоносова
117571 Москва, пр. Вернадского, 86

** Technical University of Denmark, Department of Chemistry Engineering DTU,
bld. 227, DK-2800, Lyngby, Denmark

Поступила в редакцию 21.01.98 г.

Принята в печать 13.05.98 г.

Исследовали превращение фазовой морфологии смесей ПММА–ПС, при изменении объемной доли ПММА до $\phi = 0.5$. Для характеристики фазовой морфологии применяли метод экстракции селективными растворителями: муравьиная кислота для удаления ПММА и циклогексан для удаления ПС. Это позволило определить как долю отдельных крупных частиц ПММА, так и долю непрерывной фазы ПММА. Смесь получали в камере пластографа Брабендера. С увеличением $\phi_{\text{ПММА}}$ фазовое структурообразование проходит четыре стадии, начиная от систем с мелкими частицами ПММА, переходя к крупным (при $\phi \approx 0.18$) и кончая образованием фазовой сетки ПММА (при $\phi \approx 0.26$). Далее до $\phi = 0.35$ просто увеличивается доля ПММА, входящего в фазовую сетку. При сдвиговом течении в вискозиметре типа конус–плоскость доля крупных частиц растет со временем при скорости сдвига $\dot{\gamma} > 0.25 \text{ с}^{-1}$ и уменьшается при $\dot{\gamma} < 0.25 \text{ с}^{-1}$. Термообработка при 200°C снижает размер частиц. Полученные результаты объяснены сочетанием процессов коалесценции частиц при смешении полимеров, а также их коалесценцией и последующей ориентационной вытяжкой при сдвиговом течении. Последнее приводит к образованию непрерывной фазовой сетки ПММА при меньшем его содержании в смеси.

Большинство широко применяемых полимеров является несовместимыми, и свойства их смесей в значительной степени определяются их гетерогенной фазовой структурой. Одной из важнейших характеристик фазовой структуры является наличие или отсутствие непрерывной фазы диспергируемого полимера. Иными словами, структура смеси полимеров может включать две непрерывные фазовые сетки (диспергируемого полимера и полимера-матрицы) – “сетка в сетке” или же соответствовать структуре обычной дисперсии одного полимера в матрице другого. Тип фазовой структуры решающим образом определяет свойства смеси.

В свою очередь возникновение той или иной фазовой структуры зависит не только от соотношения компонентов, но также в значительной степени от вязкости, эластичности, межфазного

натяжения компонентов и термической предыстории [1–4]. Поэтому исследование влияния состава смеси и параметров процесса смешения на фазовую структуру полимерных смесей имеет огромное значение.

Несмотря на то что поведение полимерных смесей в условиях течения было объектом многочисленных исследований, механизм деформации дисперсных частиц вязкоупругой фазы в вязкоупругой матрице до конца не определен.

Taylor, рассматривая процессы течения эмульсий ньютоновских жидкостей, показал [5], что характер деформирования частиц дисперсной фазы в значительной степени определяется соотношением вязкостей дисперсной и непрерывной фаз; в частности, когда отношение вязкости дисперсной фазы к вязкости матрицы превышает критическое значение $\mu_{kp} = 3.8$, при сдвиговом течении

системы частицы дисперсной фазы претерпевают лишь незначительную деформацию без распада на более мелкие частицы.

Многие исследования [6–8] подтвердили правильность выводов Taylor для ньютоновских систем, отметив отсутствие разрушения частиц дисперсной фазы при соотношении вязкостей фаз $\mu = 3–4$ в широком диапазоне скоростей сдвига.

Хотя характер деформации частиц дисперсной фазы в вязкоупругих системах может значительно отличаться от установленного для ньютоновских жидкостей, в ряде публикаций отмечается большая стабильность вязкоупругих капель в условиях сдвигового деформирования [9, 10].

Велика роль коалесценции частиц дисперсной фазы, когда механическое перемешивание и случайное сближение частиц расплава может привести к укрупнению частиц даже при очевидном отсутствии броуновского движения.

В работе [11] подчеркивается, что влияние коалесценции частиц дисперсной фазы на морфологию полимерных смесей при переработке следует учитывать даже при объемной доле второго компонента $\varphi \approx 0.005$ об. Исследование некоторых аспектов процессов коалесценции частиц дисперсной фазы при сдвиговом течении эмульсий (коалесценция, индуцированная сдвигом) посвящены работы [11–13]. В работе [13] было показано, что коалесценцией, вызванной броуновским движением, седиментацией, температурным градиентом в условиях сдвигового течения полимерных смесей можно пренебречь, учитывая довольно большую вязкость компонентов и большие размеры частиц. Несмотря на наличие значительного количества публикаций, процессы коалесценции частиц дисперсной фазы в полимерных смесях остаются наименее освещенными в литературе.

В настоящей работе была поставлена задача исследовать влияние параметров сдвигового течения на фазовую структуру смесей полимеров при отношении вязкости дисперсной фазы к вязкости непрерывной фазы μ , превышающем критическую величину ($\mu_{kp} = 3.8$), когда процессы распада–разрушения частиц дисперсной фазы замедлены, и фазовое структурирование может происходить в основном за счет коалесценции.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Объектами исследования являлись смеси термодинамически несовместимых ПММА марки Plexiglas V (фирма "Rhom and Haas") и ПС марки Polystyrene 210 (фирма "Polysar"). Величина $\mu = \eta_{\text{ПММА}} / \eta_{\text{ПС}}$

составляла 8 при 210°C. Исследовали только смеси с преобладанием ПС, так что содержание ПММА составляло 0–0.5 об. доли. Полимерные компоненты предварительно сушили в вакууме при 50–60°C в течение недели, затем гранулы полимеров смешивали вручную и загружали в предварительно подогретую камеру смесителя Брабендера объемом 33 мл. Смешение проводили при 180°C и скорости 20 рад/мин в течение 20 мин.

Для исследования влияния параметров сдвигового течения на морфологию смесей ПММА–ПС использовали ротационный вискозиметр RDS II типа конус–плоскость (диаметр плоской пластины $d = 25$ мм, угол при вершине конуса 5.5°). Образцы с соответствующими размерами готовили прессованием при 200°C и давлении 5 МПа в течение 2 мин. Деформацию сдвига осуществляли в диапазоне скоростей сдвига $\dot{\gamma} = 0.1–1.0 \text{ c}^{-1}$ при 210°C.

Для количественной оценки изменений структуры смесей ПММА–ПС применяли метод экстракции селективными растворителями (муравьиная кислота для ПММА и циклогексан для ПС. Так, предварительно взвешенные образцы смеси полимеров помещали в контейнер из металлической сетки с размерами ячеек 100×100 мкм, установленный в терmostатируемой емкости с циклогексаном при 45°C. В этих условиях происходило селективное растворение ПС, образующего непрерывную fazу.

После полного растворения непрерывной fazы ПС в контейнере оставался образец прежнего объема и формы, если ПММА в образце являлся непрерывной fazой, либо в контейнере оставались частицы ПММА, не прошедшие сквозь сетку, т.е. размером больше 100 мкм. После промывки свежим растворителем для удаления остатков ПС и сушки под вакуумом оставшийся в контейнере ПММА взвешивали и рассчитывали объемную долю fazы ПММА φ' , оставшуюся в контейнере. Значение φ' показывало долю ПММА от общего его содержания в смеси. Это был ПММА, либо формирующий непрерывную сетку, либо фрагменты такой сетки, образовавшиеся в результате ее механического разрушения при относительно малом содержании ПММА, либо отдельные крупные частицы, не прошедшие через ячейки 100×100 мкм металлической сетки.

В свою очередь экстракция муравьиной кислотой (селективным растворителем ПММА) позволила определить объемную долю ПММА, образующего непрерывную фазу ϕ'' , так как ПММА, диспергированный в объеме матрицы, но не связанный в единую непрерывную сетку и поэтому изолированный от контакта с растворителем, экстрагирован быть не может.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Первым этапом работы было исследование и количественная оценка структуры смесей ПММА–ПС, полученных смешением в пластографе Брабендера.

На рис. 1 приведены значения ϕ' и ϕ'' , полученные по методу экстракции селективными растворителями, в зависимости от объемной доли ПММА в смеси ϕ . Учитывая, что ϕ'' характеризует только количество ПММА, образующего непрерывную фазовую сетку, а ϕ' (в дополнение к ϕ'') включает также и ПММА в виде отдельных крупных частиц или фрагментов сетки, можно всю исследованную область составов смеси ПММА разделить на пять стадий структурообразования.

I. Частицы ПММА мелкие, все проходят через сетку 100×100 мкм, поэтому $\phi' = 0$. Фазовой сетки ПММА в смеси при этом нет вовсе, весь ПММА изолирован матрицей ПС, поэтому и $\phi'' = 0$.

II. Возрастает влияние коалесценции в процессе смешения в смесителе Брабендера. При этом размер частиц растет и часть их становится более 100 мкм. Поэтому растет ϕ' . Фазовой сетки ПММА еще нет. Некоторый рост ϕ'' обусловлен поверхностным вымыванием ПММА.

III. Продолжается рост доли крупных частиц. Их количество составляет уже почти половину от всего ПММА в смеси. Начинается образование фазовой сетки, и при содержании ПММА в смеси $\phi = 0.3$ почти все крупные частицы объединяются в сетку; при этом $\phi' \approx \phi''$.

IV. Увеличивается объем фазовой сетки ПММА. По-прежнему $\phi' \approx \phi''$.

Почти весь ПММА в смеси вошел в объем фазовой сетки и $\phi' = \phi'' \geq 0.9$, достигая $\phi' = 1$ при $\Phi_{\text{ПММА}} = 0.5$.

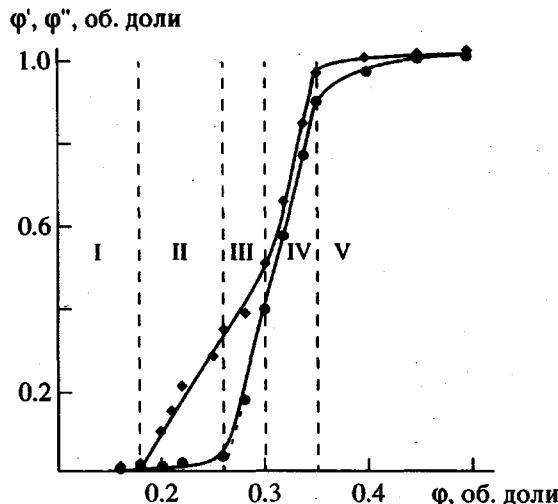


Рис. 1. Зависимости ϕ' (1) и ϕ'' (2) образцов, полученных в смесителе Брабендера от содержания ПММА в смеси.

Представляло интерес исследовать влияние стационарного сдвигового деформирования на коалесценцию частиц ПММА в матрице ПС. С этой целью с учетом данных рис. 1 был выбран диапазон концентрации ПММА $\phi = 0.16-0.28$ (стадии структурообразования I–III), так как большая часть ПММА в этих смесях находится в виде дисперсных частиц, а доля непрерывной фазы незначительна ($\phi'' < 0.2$).

Деформацию осуществляли в ротационном вискозиметре, меняя скорость сдвига и продолжительность деформирования.

На рис. 2 представлены экспериментальные значения ϕ' ПММА для смесевых образцов, подвергнутых течению при скорости сдвига $\dot{\gamma} = 1 \text{ с}^{-1}$ разной продолжительности вплоть до 1.5 ч, когда деформация достигала 5400. В работе [3] было установлено, что для смесей ПММА–ПС при таких условиях заметной термодеструкции компонентов не наблюдается.

Из рис. 2 видно, что при увеличении продолжительности сдвигового деформирования доля "больших" частиц ϕ' ПММА значительно возрастает, особенно в смесях, содержащих 0.22–0.28 ПММА. При этом в результате коалесценции частиц ПММА в процессе течения (в отличие от коалесценции при отсутствии деформирования) образуется структура с анизометричными частицами

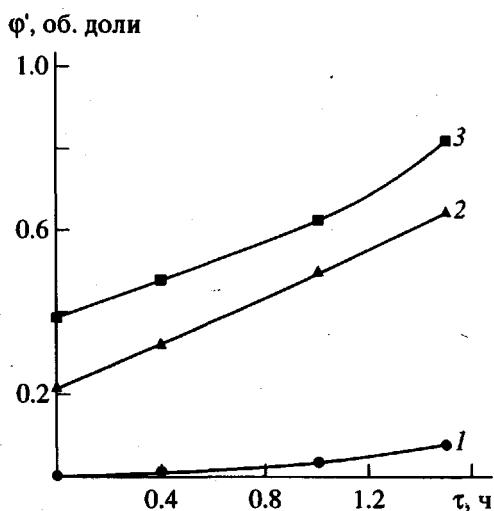


Рис. 2. Зависимость ϕ' смесевых образцов от продолжительности сдвигового деформирования τ при 210°C и $\dot{\gamma} = 1 \text{ c}^{-1}$. Содержание ПММА $\phi = 0.16$ (1), 0.22 (2) и 0.28 об. долей (3).

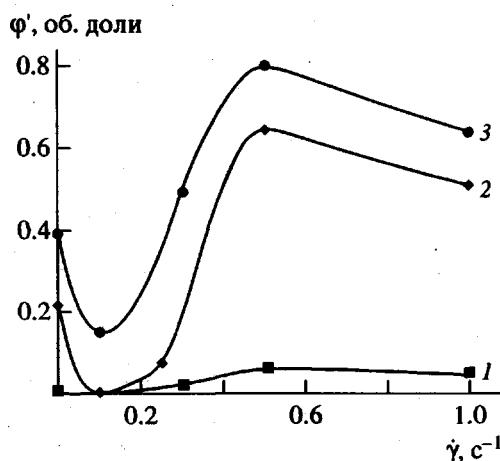


Рис. 3. Зависимость ϕ' смесевых образцов от скорости сдвигового деформирования $\dot{\gamma}$ при 210°C и продолжительности деформирования 1 ч. Содержание ПММА $\phi = 0.16$ (1), 0.22 (2) и 0.28 об. долей (3).

ПММА в матрице ПС, что доказывается, в частности, четко выраженной волокнистой структурой фазы ПММА после экстракции непрерывной фазы ПС в образцах, подвергнутых сдвиговому деформированию.

Это наблюдение, на первый взгляд, противоречит литературным данным о незначительной деформации высоковязких частиц дисперсной фазы при сдвиге.

Если предположить, что увеличение ϕ' при сдвиговом течении происходит только в результате деформации частиц и роста их анизометричности, то остается непонятным, почему этот рост наблюдается в течение всего времени сдвига, т.е. вплоть до 1.5 ч. Скорее всего имеют место параллельно протекающие процессы коалесценции частиц и их последующая вытяжка.

В этой связи необходимо отметить, что в большинстве опубликованных работ отсутствие существенного деформирования высоковязких частиц при сдвиге наблюдали для отдельных, изолированных частиц второго полимерного компонента, погруженных в матрицу, что соответствует области малых концентраций компонента в смеси. В данной работе концентрации диспергированного полимера велики, что, как было показано (рис. 1), оказывает принципиальное влияние на процессы, происходящие при сдвиговом течении смеси полимеров. Так, при большом содержании частиц при сдвиговом течении смеси возрастает вероятность их коалесценции, приводящей к образованию более крупных частиц, которые вследствие наличия градиента сдвига неизбежно разворачиваются в потоке и деформируются, приобретая эллипсоидную форму.

Поэтому на основании полученных данных можно сделать вывод о том, что даже когда вязкость дисперсной фазы значительно превышает вязкость матрицы ($\mu = 8$), частицы диспергированного полимера могут деформироваться, если их содержание достаточно велико. По-видимому, только по достижении $\mu = 10$, как было показано в работе [2] на большом количестве экспериментальных данных, частицы дисперсной фазы оказываются слишком жесткими для того, чтобы маловязкая матрица могла бы их деформировать при течении.

Для определения влияния скорости деформирования при сдвиговом течении смеси ПММА-ПС на ϕ' была проделана серия экспериментов. Полученные данные по зависимости ϕ' от скорости сдвига приведены на рис. 3 для смесей с различным содержанием ПММА. Необходимо отметить, что каждая точка кривой соответствует результату отдельного эксперимента с продолжительностью сдвигового деформирования 1 ч и скорости сдвига $\dot{\gamma}$ (постоянной в течение всего эксперимента) при различном содержании ПММА. Полученные результаты обнаруживают наличие экстремумов на кривой $\phi' = f(\dot{\gamma})$.

Всю исследованную область скоростей сдвига можно разделить на два участка: $\dot{\gamma} < 0.25 \text{ c}^{-1}$, где значения ϕ' меньше ϕ' исходных образцов и $\dot{\gamma} > 0.25 \text{ c}^{-1}$, когда ϕ' после сдвигового деформирования превышает соответствующие величины исходных образцов.

Во второй области ($\dot{\gamma} > 0.25 \text{ c}^{-1}$) рост ϕ' вследствие коалесценции дисперсных частиц ПММА при увеличении скорости сдвига достигает максимальной величины при $\dot{\gamma} = 0.5 \text{ c}^{-1}$. Коалесценция, однако, определяется как вероятностью столкновений, которая увеличивается с ростом $\dot{\gamma}$, так и возможностью слияния контактирующих частиц. Последняя уменьшается с повышением $\dot{\gamma}$. Этим объясняется наличие максимума на зависимости $\phi' - \dot{\gamma}$ (рис. 3). Рост размеров частиц может происходить не только путем коалесценции, но также и вследствие деформации частиц (особенно крупных, коалесцировавших) в поле сдвига. Естественно, что вытянутые анизометричные частицы также увеличивают долю полимера, не прошедшего через фильтр. Оба фактора (коалесценция и деформирование частиц) оказывают одинаковое влияние на величину ϕ' . Разделить эффективность этих факторов в рамках данной работы не представляется возможным.

То, что в образцах ПММА-ПС после сдвигового течения при низких скоростях сдвига $\dot{\gamma} < 0.25 \text{ c}^{-1}$ ϕ' меньше, чем ϕ' в исходных образцах, можно, вероятно, объяснить следующим. При сдвиговом течении в рабочем узле вискозиметра частицы ПММА в зависимости от размеров и первоначальной ориентации по отношению к градиенту сдвига могут как разворачиваться, так и частично разрушаться или релаксировать, изменяя свою форму, что и приводит к уменьшению регистрируемой доли больших частиц ϕ' .

Для наиболее полного определения возможных причин уменьшения ϕ' ПММА при сдвиговом течении расплава смеси ПММА-ПС в области малых скоростей сдвига ($\dot{\gamma} < 0.258 \text{ c}^{-1}$) было исследовано влияния термообработки (отжиг в течение 1, 3 и 5 ч при 210°C) на структуру смесей ПММА-ПС, полученных в смесителе Брабендора. Зависимости ϕ' от ϕ для исходных и термообработанных образцов приведены на рис. 4. Здесь точки пересечения штриховой линии с кривыми 1-4 показывают значения ϕ' (для смеси с содержанием ПММА 0.26) исходных образцов

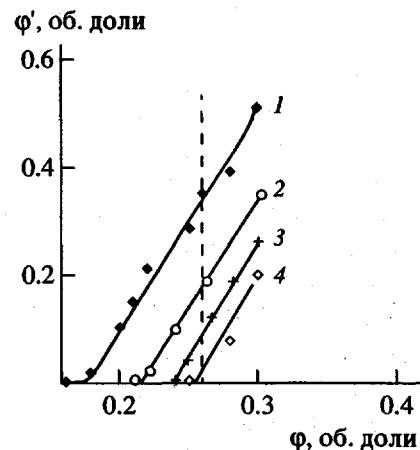


Рис. 4. Зависимость ϕ' смесевых образцов от содержания ϕ ПММА в смеси для образцов, полученных в смесителе Брабендора (1) и термообработанных при 200°C (2-4). Продолжительность отжига 1 (2), 3 (3) и 5 ч (4).

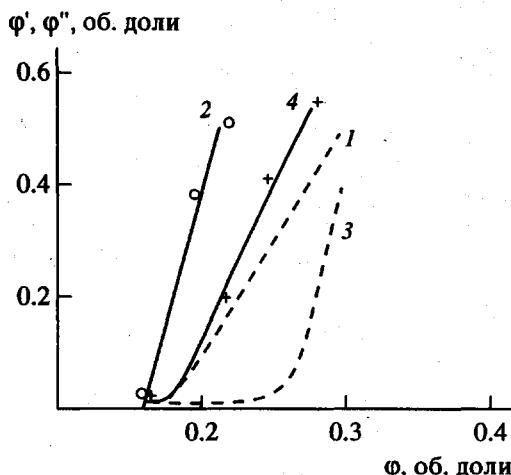


Рис. 5. Зависимости ϕ' (1, 2) и ϕ'' (3, 4) смесевых образцов, полученных в смесителе Брабендора (1, 3) и подвергнутых сдвиговому деформированию в рабочем узле вискозиметра в течение 1 ч при скорости сдвига 1 c^{-1} (2, 4) от содержания ϕ ПММА в смеси.

(кривая 1), а также после отжига в течение 1, 3 и 5 ч (кривые 2-4 соответственно). Видно, что ϕ' образцов в процессе отжига уменьшается, и это уменьшение тем больше, чем больше продолжительность термообработки.

Величина ϕ'' в указанной области составов также уменьшается после термообработки, и наличие непрерывной сетки ПММА регистрируется уже только при $\phi > 0.29$. Полученные данные

свидетельствуют о термической нестабильности фазовой структуры смеси ПММА-ПС выше температур текучести компонентов. В процессе отжига происходит изменение структуры, заключающееся в частичном разрушении непрерывной сетки диспергированного компонента (уменьшение ϕ'), когда эта сетка уже существует (стадия структурообразования III) и уменьшении доли крупных частиц ϕ' (стадии структурообразования I-III). В целом выше температуры текучести весьма вероятно происходит релаксация формы частиц: переход от анизометричных форм к сферической. Глубина перестройки структуры зависит от времени термообработки, что регистрируется уменьшением ϕ' и ϕ'' с увеличением времени прогревания образцов.

Известно [10], что число столкновений частиц пропорционально скорости сдвига, поэтому при низких скоростях сдвига ($\dot{\gamma} < 0.25 \text{ c}^{-1}$), когда вероятность коалесценции низка, влияние описанного выше процесса, по-видимому, и приводит к тому, что величина ϕ' , характеризующая долю "больших" частиц дисперсной фазы ПММА, не только не увеличивается, а даже уменьшается.

Значения ϕ' и ϕ'' для смесей, полученных в смесителе Брабендера (кривые 1, 3) и подвергнутых сдвиговому течению (кривые 2, 4) приведены на рис. 5 в зависимости от концентрации ПММА ϕ . Видно, что при сдвиговом течении смесей ϕ'' , как и ϕ' , увеличивается для смесей с содержанием ПММА $\phi > 0.16$. Повышение содержания непрерывной фазы ПММА при сдвиговом деформировании смесей с $\phi < 0.16$ не наблюдается. Поэтому можно заключить, что величина $\phi = 0.16$ представляет собой некую "пороговую" концентрацию, ниже которой как воздействие в камере Брабендера, так и сдвиговое течение в рабочем узле реометра не приводят к образованию заметного количества крупных анизометричных частиц, а также возникновению непрерывной фазовой сетки ПММА.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные результаты показывают, что в вязкоупругих расплавах, таких как смеси ПММА-ПС при сдвиговом течении идут процессы коалесценции и деформирования частиц даже если отношение вязкостей компонент достигает восьми.

Не оказалось возможным раздельно оценить вклад коалесценции и последующей вытяжки частиц в изменение фазовой морфологии смеси. Однако непрерывный рост содержания крупных частиц дисперсной фазы ПММА в течение 1.5 ч сдвигового течения в зазоре вискозиметра конус-плоскость (рис. 2), несомненно, указывает на значительную роль коалесценции частиц, поскольку их равновесная деформация должна достигаться существенно раньше при условии неизменного объема каждой частицы.

Косвенным указанием на коалесценцию служит максимум на зависимости содержания крупных частиц от скорости сдвига (рис. 3). Действительно, несмотря на рост вероятности взаимных столкновений с увеличением $\dot{\gamma}$, время их пребывания в контакте уменьшается, что затрудняет коалесценцию, особенно в случае вязкоупругих капель.

Повышение содержания крупных частиц, не проходящих через сетку в 100 мкм, начинается при $\phi = 0.18$, и возрастает затем с увеличением содержания ПММА. Образование непрерывной фазовой сетки ПММА начинается при $\phi = 0.26$ и быстро завершается при $\phi = 0.35$: в этом интервале сосуществуют одновременно и непрерывная фазовая сетка и крупные отдельные частицы ПММА.

Термообработка при 200°C обеспечивает релаксацию формы вытянутых частиц, величина ϕ' при этом снижается с увеличением продолжительности термообработки (рис. 4). В то же время сдвиговое течение в стационарном режиме в зазоре конус-плоскость приводит к росту анизометричности частиц и, вероятно, к их частичной коалесценции, что увеличивает размер частиц. Непрерывная фазовая сетка при этом возникает при меньшем содержании ПММА: $\phi = 0.18$ против $\phi = 0.26$ при отсутствии деформирования в стационарном режиме в приборе конус-плоскость (рис. 5).

Авторы искренне благодарны В.Г. Куличихину за полезные замечания при обсуждении экспериментального материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кулезнев В.Н. Смеси полимеров. М.: Химия, 1980.
2. Борисенкова Е.К., Куличихин В.Г., Платэ Н.А. // Докл. АН СССР. 1990. Т. 314. № 1. С. 193.

3. Lyngaae-Jorgensen J., Kuta A. // Polym. Net. Blends. 1993. V. 3. № 1. P. 1.
4. Бережная Г.В., Власов С.В., Кулезнев В.Н. // Пласт. массы. 1981. № 4. С. 29.
5. Taylor G. // Proc. R. Soc. A. 1932. V. 138. P. 141.
6. Grace H.P. // Chem. Eng. Commun. 1982. № 14. P. 225.
7. Torza S., Cox R.C. // J. Colloid. Interf. Sci. 1972. № 38. P. 395.
8. Utracki L.A., Shi Z.H. // Polym. Eng. Sci. 1992. V. 32. № 24. P. 1824.
9. Elmendorf J.J., Van der Vegt A. // Polym. Eng. Sci. 1986. V. 26. P. 1332.
10. Roland C.M., Boom G.G. // J. Polym. Sci. 1984. № 22. P. 79.
11. Sondergaard K., Lyngaae-Jorgensen J. // Polymer. 1995. V. 37. № 3. P. 509.
12. Wu S. // Polym. Eng. Sci. 1987. № 27. P. 335.
13. Han C.D. // J. Rheol. 1978. № 22. P. 113.

Development of Phase Morphology During Shear Flow in Poly(methyl methacrylate)-Poly(styrene) Blends

E. A. Shcherbakova*, J. Lyngaae-Jorgensen**, V. N. Kuleznev*, and S. V. Vlasov*

*Lomonosov State Academy of Fine Chemical Technology,
pr. Vernadskogo 86, Moscow, 117571 Russia

**Technical University of Denmark, Department of Chemistry Engineering DTU,
bld. 227, DK-2800, Lyngby, Denmark

Abstract—Transformation of the phase morphology in PMMA-PS blends with the PMMA volume fraction increasing up to $\varphi = 0.5$ was studied by the method of extraction with selective solvents (PMMA was removed by formic acid, and PS, by cyclohexane). This analysis allowed the fractions of both coarse-grained and continuous PMMA phases to be determined. The samples were blended in the Brabender plastograph chamber. As the φ_{PMMA} value increases, the phase structure development exhibits four sequential stages, beginning with the system of fine PMMA particles, followed by their coarsening (at $\varphi \approx 0.18$) and the formation of PMMA network phase ($\varphi \approx 0.26$). Subsequent increase in the PMMA fraction up to $\varphi \approx 0.35$ is accompanied by simple increase in the PMMA proportion in the network phase. During the shear flow in a viscometer of the cone-on-plane type, the proportion of coarse PMMA particles increases with time for the shear rates $\dot{\gamma} > 0.25 \text{ s}^{-1}$ and decreases for $\dot{\gamma} < 0.25 \text{ s}^{-1}$. Thermal treatment of the samples at 200° reduces the particle size. The results are explained as a combined manifestation of the coalescence of PMMA particles in the course of blending, followed by their coalescence and orientation drawing during the shear flow. The latter process leads to the formation of a continuous network phase of PMMA for its lower content in the blend.