

## СИНТЕЗ И ПЕРЕРАБОТКА ПОЛИМЕРОВ И КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ

УДК 678-19:532.521

## О ПРИМЕНИМОСТИ МЕТОДА СОКРАЩАЮЩЕЙСЯ АНИЗОМЕТРИЧНОЙ КАПЛИ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ МЕЖФАЗНОГО НАТЯЖЕНИЯ В РАСПЛАВАХ СМЕСЕЙ ПОЛИМЕРОВ

А.С. Панкратов, студент, Ю.П. Мирошников, профессор

кафедра Химии и физики полимеров и полимерных материалов им. Б.Н. Догадкина

МИТХТ им. М.В. Ломоносова

e-mail: yurpm@mail.ru

**Э**кспериментально проанализирована применимость улучшенного метода сокращения погруженного волокна для измерения межфазного натяжения в расплавах смесей полимеров пластик/пластик, эластомер/пластик и эластомер/эластомер. Установлено, что метод оказался вполне адекватным для комбинаций пластик/пластик, но неприменимым для смесей с участием эластомеров.

*The applicability of the improved imbedded fiber retraction method for measuring the interfacial tension in plastic/plastic, elastomer/plastic and elastomer/elastomer polymer melt blends has been analyzed experimentally. The technique was shown to be quite adequate for plastic/plastic combinations but failed for blends including elastomers.*

**Ключевые слова:** смеси полимеров; расплавы полимеров; межфазное натяжение; измерения.

**Key words:** polymer blends, polymer melts, interfacial tension, measurements.

## Введение

Величина межфазного натяжения, определяющая интенсивность взаимодействия разнородных макромолекул на границе раздела фаз и, следовательно, уровень адгезии между компонентами гетерогенных смесей полимеров [1], оказывает существенное влияние как на процессы смешения и переработки [2–4], так и на конечные свойства материалов. Важно также, что межфазное натяжение является ключевым параметром при прогнозировании типа фазовой морфологии как в бинарных [5], так и многофазных [6] полимерных системах. Это позволяет целенаправленно «конструировать» тип морфологии композиций [7, 8], обеспечивая, таким образом, требуемый комплекс свойств материала.

Несмотря на очевидную востребованность, значения межфазного натяжения в расплавах определены лишь для узкого круга крупнотоннажных полимеров [9, 10], а для систем эластомер/эластомер они практически отсутствуют. Причина в том, что традиционные и достаточно надежные статические способы измерения этого параметра, используемые для низкомолекулярных жидких систем [11], оказались практически непригодными для высоковязких эластичных полимерных расплавов при температурах порядка 150–250°C.

Использование расчетных методов также сопряжено с немалыми препятствиями. Получившее в целом положительные оценки уравнение гармонического среднего [10] для расчета межфазного натяжения  $\sigma_{12}$  включает, помимо поверхностных натяжений обоих полимеров ( $\sigma_1$  и  $\sigma_2$ ), их полярные ( $\sigma^p$ ) и дисперсионные ( $\sigma^d$ ) составляющие:

$$\sigma_{12} = \sigma_1 + \sigma_2 - 4 \left( \frac{\sigma_1^d \cdot \sigma_2^d}{\sigma_1^d + \sigma_2^d} + \frac{\sigma_1^p \cdot \sigma_2^p}{\sigma_1^p + \sigma_2^p} \right) \quad (1)$$

Круг полимеров, для которых эти параметры приведены в справочниках [9–12], также весьма ограничен, а их экспериментальная оценка является непростой задачей. Вероятно, следует признать, что по сравнению с расчетными, экспериментальные методы представляются более предпочтительными, так как учитывают присутствие в реальных полимерах низкомолекулярных фракций, остатков мономера, катализатора, антиоксидантов, термо- и светостабилизаторов и других добавок и примесей, способных повлиять на величину межфазного натяжения.

По-видимому, выход из сложившейся ситуации состоит в адаптации известных и разработке новых динамических методов измерения межфазного натяжения в расплавах полимеров. Именно подобную тенденцию, хотя и не столь уверенную, как хотелось бы, можно проследить при анализе соответствующей литературы. Прежде всего, следует упомянуть широко известный метод вращающейся капли (spinning drop method), подробно рассмотренный в работе [13], и отличающийся очень хорошей воспроизводимостью результатов для жидких систем [14]. Однако попытки адаптации его к высокотемпературным измерениям в расплавах полимеров не оправдали ожиданий [15]. Методика опыта оказалась чрезвычайно сложной и малодоступной для рядового исполнителя. Относительно более простым является метод распада жидкого цилиндра на дискретные капли (breaking thread method), впервые представленный в работах [16, 17]. В его основу положены классические теории Рэлея [18] и Томотики [19] самопроизвольного волнового распада на капли жидкой нити (жидкого цилиндра), помещенной в среду другой несмешивающейся жидкости. Хотя время от времени метод используется в

экспериментальных работах (в том числе, современных), его нельзя признать популярным вследствие, вероятно, невысокой воспроизводимости результатов.

Достаточно привлекательными представляются различные разновидности метода измерения межфазного натяжения в расплавах полимеров, основанного на анализе кинетики сокращения коротких волокон одной фазы, помещенных в среду другой. Концептуальные основы метода, получившего название «imbedded fiber retraction method» (метод сокращения погруженного волокна), были впервые сформулированы и испытаны экспериментально в серии работ Carriere и сопр. [20] и позднее в работе [21]. Эта модель, требовавшая использования ряда эмпирических параметров, была усовершенствована и развита Luciani и др. [22]. Метод получил название «deformed drop retraction method», которое можно перевести как «метод сокращения (или стягивания) деформированной капли» (в дальнейшем метод СДК). Более полную информацию и соответствующую библиографию, касающуюся этого и других способов измерения межфазного натяжения в расплавах полимер/полимер, можно найти в обзоре [23].

Вкратце, методика опыта состоит в следующем. Небольшую частичку одного полимера (желательно более термостойкого) помещают между двумя тонкими и прозрачными пластинами другого полимера. Сэндвич кладут в стеклянную ячейку, накрывают сверху прозрачным стеклом, подвергают прессованию в вакууме для удаления воздуха и затем помещают в нагревательный столик оптического микроскопа. После термостатирования при нужной температуре слегка сдвигают покровное стекло, инициируя течение системы и деформируя каплю внутренней фазы в эллипсоид. В последующем с помощью фото или видеокамеры снимают кинетику изменения формы капли от эллипсоидной к сферической под действием сил межфазного натяжения в процессе отжига при постоянной температуре.

При условии осесимметричности эллипсоида эволюция его формы описывается следующим уравнением [22, 23]:

$$D = \frac{L - B}{L + B} = D_0 \exp \left[ - \frac{40(\mu + 1)}{2(\mu + 3)(19\mu + 16)} \frac{\sigma_{12}}{\eta_2 R_0} t \right] \quad (2)$$

где  $D$  – безразмерная деформация капли,  $L$  и  $B$  – ее длинная и короткая оси;  $D_0$  – величина  $D$  при времени  $t = 0$ ;  $\mu = \eta_1/\eta_2$  – соотношение вязкостей фаз ( $\eta_1$  и  $\eta_2$  – значения наибольшей ньютоновской вязкости дисперсной фазы (т.е. капли) и дисперсионной среды соответственно);  $\sigma_{12}$  – межфазное натяжение;  $R_0$  – радиус сфе-

рической капли. По результатам измерения размеров капли определяют величину  $R_0$ . Построив графическую зависимость в координатах  $\ln D = f(t)$  и определив тангенс угла наклона прямой  $A = d(\ln D)/d(t)$ , рассчитывают значение межфазного натяжения как

$$\sigma_{12} = AR_0\eta_2 \frac{(2\mu + 3)(19\mu + 16)}{40(\mu + 1)} \quad (3)$$

Следует отметить, что формула (2) получена для ньютоновских жидкостей. Тем не менее, модель можно использовать и для полимеров, благодаря тому, что при измерениях обычно выполняются следующие условия. Во-первых, скорость сокращения деформированной капли невелика, поэтому расплавы демонстрируют ньютоновское поведение. Во-вторых, упругая релаксация обеих фаз после деформации протекает гораздо быстрее, чем сокращение эллипсоидной капли, что позволяет уверенно разделить эти два механизма.

Достоинством метода является возможность многократного повторения опыта с использованием одного и того же образца при условии отсутствия процессов термодеструкции полимеров. К недостаткам относят [23, 24] возможные ошибки при измерении размеров эллипсоида. Так, вследствие деформации капли в потоке длина ее коротких осей может оказаться разной в различных плоскостях, т.е., сфероид будет не осесимметричным. Кроме того, большая ось эллипсоида может лежать не под нулевым углом по отношению к плоскости наблюдения, что также приведет к ошибкам в определении значений  $D$ .

Последний недостаток был устранен в улучшенном методе СДК (improved deformed drop retraction method, УСДК), предложенном в работе [24]. Методически этот способ отличается от предыдущего только тем, что в качестве внутренней фазы используют короткие отрезки волокон полимера, которые при последующем отжиге стягиваются в сферические капли. Таким образом, метод несколько упрощается благодаря исключению стадии деформирования системы.

Целью настоящей работы является оценка применимости метода УСДК для измерения межфазного натяжения на границе раздела расплавов термопласт/термопласт, термопласт/эластомер и эластомер/эластомер. Особое внимание акцентировано на системы с участием эластомеров, для которых дефицит значений межфазного натяжения ощущается особенно остро.

## 1. Экспериментальная часть

### 1.1. Материалы

В качестве объектов исследования использовали серийные промышленные термопласты – ПЭНП, изотактический ПП, поли-

стирол (ПС) блочной полимеризации марки ПСМ-115с, полиамид ПА-12, термопластичный полиуретан (ТПУ) марки Витур ТМ-1933-90. Эластомеры были представлены образцами серийных бутадиен-стирольного СКМС-30 АРК и изопренового *цис*-1.4-ПИ (СКИ-3) каучуков, а также олигобутадиена (ОБ) марки Krasol LB 20000 фирмы Kaucuk без концевых функциональных групп ( $M_n=23450$  г/моль;  $\eta=292$  Па с при  $25^\circ\text{C}$ ). Высокомолекулярные каучуки пластицировали на холодных вальцах в течение 10 мин. В полимеры не вводили антиоксиданты и их не подвергали никакой другой дополнительной обработке кроме сушки в вакуумном шкафу в течение 4 ч. при  $85^\circ\text{C}$  перед испытаниями.

### 1.2. Методы исследования

Для проведения опытов была изготовлена прозрачная измерительная ячейка из термостойкого стекла, состоящая из отрезка стеклянной трубки высотой 2.0 мм и внутренним диаметром 10 мм, приваренной торцом к предметному стеклу. Отшлифованная верхняя часть цилиндра прикрывалась покровным или предметным стеклом.

Ячейку вставляли в нагревательный столик с электронным терморегулятором, поддерживающим постоянную температуру опыта с точностью  $\pm 0.5^\circ\text{C}$ . Нагревательный столик с ячейкой размещали на предметном столике оптического микроскопа МБИ-6, оснащенного цифровой фотокамерой Canon EOS 50d, осуществлявшей автоматическое фотографирование объекта через заданные промежутки времени. Цифровые микрофотографии капель обрабатывали с использованием программы Adobe Photoshop CS3.

Загрузку измерительной ячейки осуществляли следующим образом. Из менее термостойкого полимера методом горячего прессования при  $180-200^\circ\text{C}$  и давлении 15 МПа готовили пленки для сэндвичей толщиной порядка 1.1-1.2 мм. Из них с помощью штанцевого ножа вырубали диски диаметром 9.8 мм, которые впоследствии помещали в цилиндрическую часть измерительной ячейки.

Из расплавленного кусочка более термостойкого полимера, растягивая его с помощью двух пинцетов, формировали волокна толщиной порядка 60-100 мкм. Из фрагментов волокон примерно одинаковой толщины нарезают отрезки длиной 5-10 мм, которые отжигали в термошкафу не менее 4 ч при температурах, на  $10^\circ\text{C}$  ниже температуры плавления или стеклования полимера. Отрелаксировавшие волокна нарезают на более мелкие фрагменты длиной 0.5-1.5 мм.

На дно ячейки помещали вырубленную пленку наружной фазы, размещали на ней 2-4

волокна и накрывали другой такой же пленкой. Таким образом, полученный сэндвич состоял из двух пленок одного полимера, между которыми располагались волокна альтернативного полимера. Сверху ячейку накрывали куском предметного стекла, на которое ставили груз массой порядка 100-150 г, и помещали в вакуумный термошкаф для монолитизации системы. Температура в шкафу должна быть выше температуры размягчения (плавления) наружной фазы, но ниже таковой для волокон. Поскольку общая толщина сэндвича превышала высоту цилиндрической ячейки, то при отжиге в вакууме под нагрузкой расплав внешней фазы полностью заполнял форму и обволакивал волокна, одновременно вытесняя из системы воздух. При этом, что важно, форма находившихся в твердом состоянии волокон оставалась неизменной, а их длинные оси располагались параллельно плоскости наблюдения.

Приготовленный образец помещали в предварительно нагретый до нужной температуры нагревательный столик микроскопа, и после стабилизации температурного режима приступали к основной фазе опыта. Эксперименты для всех систем осуществляли при  $200^\circ\text{C}$ , когда обе полимерные фазы находились в вязкотекучем состоянии.

Вязкостные свойства полимеров при  $200^\circ\text{C}$  исследовали с помощью микровискозиметра МВ-3 с использованием метода двух капилляров. Значения наибольшей ньютоновской вязкости  $\eta_0$  определяли методом экстраполяции эффективной вязкости  $\eta$  к нулевому напряжению сдвига ( $\tau$ ) в соответствии с известным уравнением

$$\eta = \eta_0 \cdot \exp(-a\tau) \quad (4)$$

## 2. Результаты и их обсуждение

Выбор полимеров для настоящего исследования был мотивирован, в основном, двумя требованиями. Во-первых, пары полимеров должны были включать все три типа сочетаний термопласт/термопласт, термопласт/эластомер и эластомер/эластомер. Во-вторых, хотя бы для некоторых из них должны быть известны значения межфазного натяжения для того, чтобы оценить адекватность метода. В табл. 1 приведены исследованные полимерные пары, а также значения наибольшей ньютоновской вязкости индивидуальных компонентов (подстрочники 1 и 2 обозначают дисперсную фазу (волокна) и дисперсионную среду соответственно).

Рассмотрим подробнее все стадии осуществления опыта по измерению межфазного натяжения на примере системы №4 ПА-12/ПЭНП. На рис. 1 представлена выборочная серия оптических микрофотографий, иллюстрирующая кинетику стягивания короткого

волокна ПА-12 в сферическую каплю в среде ПЭНП в результате отжига системы при 200°C.

Видно, что процесс трансформации волокна в сферу в данном случае занимает 27 мин.

Таблица 1. Исследованные пары полимеров и их вязкостные характеристики при 200°C

№ системы	Дисперсная фаза (капля) (1)	Дисперсионная среда (2)	Вязкость фаз: $\eta_1/\eta_2$ (кПа с)
1	ПП	ПЭНП	45.7/33.5
2	ПП	ПС	45.7/44.8
3	ПС	ПЭНП	44.8/33.5
4	ПА-12	ПЭНП	5.94/33.5
5	ПА-12	ПС	5.94/44.8
6	ПА-12	ТПУ	5.94/0.028
7	ПА-12	ОБ	5.94/0.048
8	ПА-12	СКИ-3	5.94/-
9	СКМС-30	ОБ	-/0.048

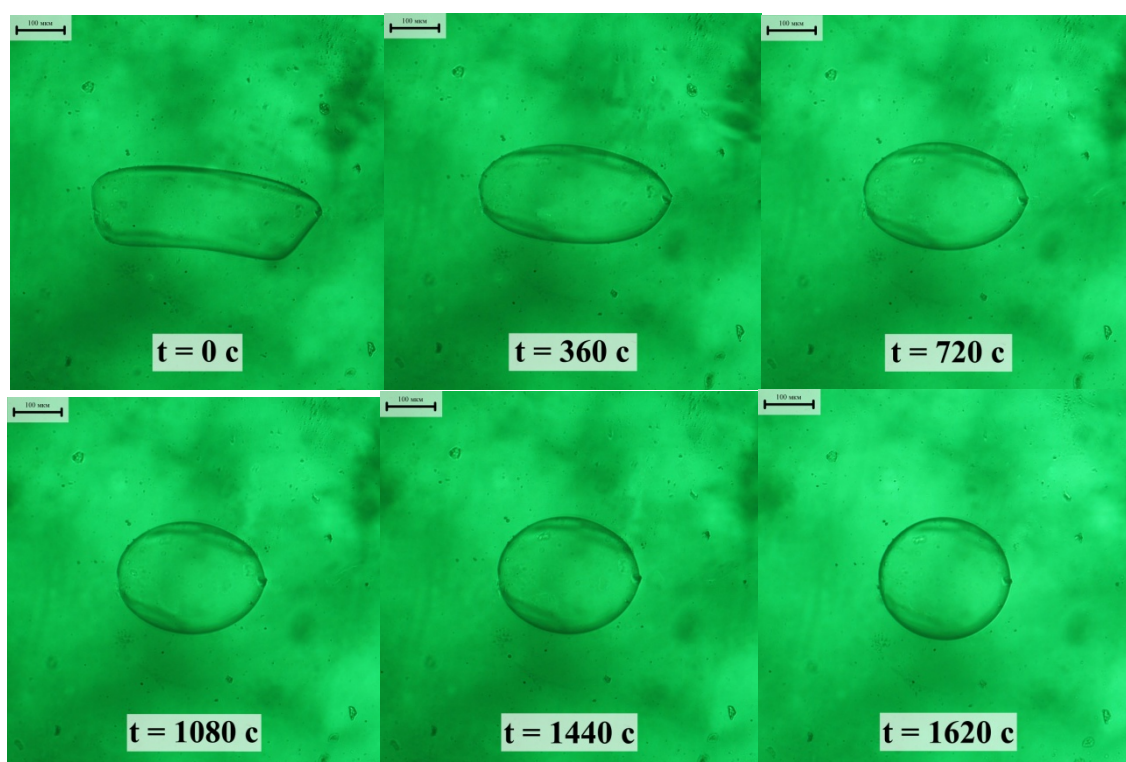


Рис. 1. Эволюция формы капли ПА-12 в среде ПЭНП в процессе отжига при 200°C.

Измерив значения безразмерной деформации капли  $D$  при разных временах отжига, можно приступить к построению ее графической зависимости в терминах уравнения (2). Однако предварительно нужно осуществить следующие операции.

Во-первых, полезно построить кинетические зависимости значений длинной ( $L$ ) и короткой ( $B$ ) осей волокна в процессе отжига с тем, чтобы уверенно определить равновесные значения радиуса сферической капли  $R_0$  (рис. 2). Во-вторых, как упоминалось выше, уравнение (2) применимо только для эллипсоидной формы сжимающейся капли. В то же время из рис. 1 видно, что процесс релаксации капли включает две стадии, первую из которых – транс-

формацию цилиндра в эллипсоид – следует исключить из рассмотрения. Иначе говоря, необходимо определить, с какого момента времени отжига волокно принимает форму эллипсоида. Для решения этой задачи авторы [24] предлагают рассчитывать величину  $V_{adv}$ , названную «кажущимся безразмерным объемом» (apparent dimensionless volume) капли:

$$V_{adv} = \frac{\pi L B^2}{6 \cdot 4\pi R_0^3 / 3}. \quad (5)$$

Представленная формула выражает отношение объема эллипсоида к объему сферы. На начальных этапах сокращения волокна, когда форма капли далека от эллипсоидной, величина  $V_{adv}$  заметно меньше единицы. При прибли-



жении формы капли к эллипсоидной значения  $V_{adv}$  стремятся к единице.

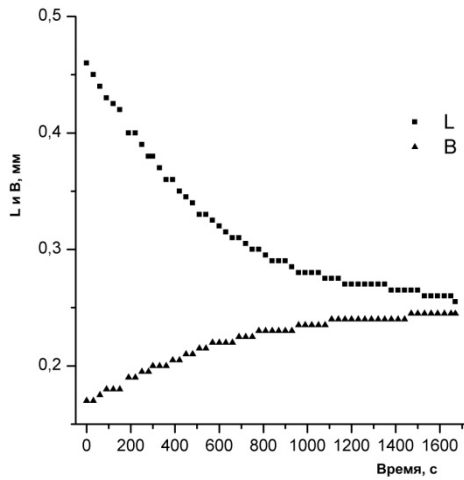


Рис. 2. Кинетика изменения продольной (L) и поперечной (B) осей капли ПА-12, помещенной в среду ПЭНП, в процессе отжига при 200°C.

Отмеченные эффекты хорошо видны на рис. 3, где приведены временные зависимости  $D$  и  $V_{adv}$  для системы ПА-12/ПЭНП. В области времен до 300 с, когда капля еще не обрела форму эллипсоида,  $V_{adv} < 1$ , а зависимость  $\ln D(t)$  искривлена. В интервале больших времен отжига зависимость  $\ln D(t)$  линейная, а  $V_{adv} \sim 1$ .

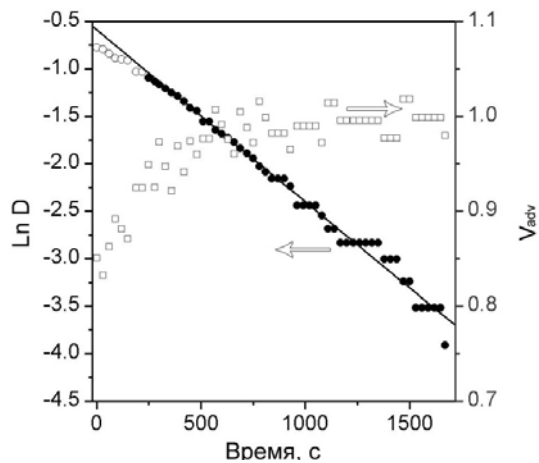


Рис. 3. Влияние времени отжига волокна ПА-12 в среде ПЭНП на значения  $D$  и  $V_{adv}$ .

Если аппроксимация прямолинейной зависимости  $\ln D(t)$  ведется с использованием метода наименьших квадратов, который обычно входит в компьютерные программы построения графиков, то экспериментальные точки, полученные при временах отжига меньше 300 с, следует исключить из массива данных.

Измеренное значение межфазного натяжения для данной системы ПА-12/ПЭНП составило 11.4 мН/м. В табл. 2 приведены значения  $\sigma_{12}$  для ряда других исследованных систем в сравнении с соответствующими литературными данными.

Результаты настоящего исследования и цитированных работ свидетельствуют о том, что измерение межфазного натяжения в расплавах термопласт/термопласт, как правило, не сопряжено с принципиальными трудностями. Иная ситуация характерна для систем с участием эластомеров. На рис. 4 приведены репрезентативные микрофотографии, иллюстрирующие процесс сокращения цилиндрической капли ПА-12 в сферу в среде олигомерного полибутадиена (ОБ).

Эта система отличается от предыдущей. Так, уже на стадии термостатирования, т.е., до начала отсчета времени отжига, отрезок волокна ПА-12 принял форму эллипсоида, что связано, по-видимому, с низкой вязкостью обеих фаз. Поскольку при комнатной температуре ОБ представляет собой вязкую жидкость, то приготвление сэндвича закладывалось в следующем. На дно ячейки наливали тонкий (около 1 мм) слой ОБ, на него помещали волокна ПА-12 и затем наливали верхний слой ОБ. Понятно, что подобный способ формирования образца для испытаний не гарантировал параллельности больших осей волокон плоскости наблюдения, что не могло не отразиться на полученных результатах. На рис. 5 изображены зависимости  $\ln D$  и  $V_{adv}$  от времени отжига системы. Адекватность этих данных вызывает сомнение. Так несмотря на то, что при продолжительности отжига меньше 400 с значения  $V_{adv}$  заметно меньше единицы, соответствующие значения  $\ln D$ , отклоняются от линейной зависимости в положительную сторону (сравнить с рис. 3). Таким образом, рассматриваемый метод не подходит для измерения межфазного натяжения в системах, компоненты которых представляют собой жидкости при комнатной температуре.

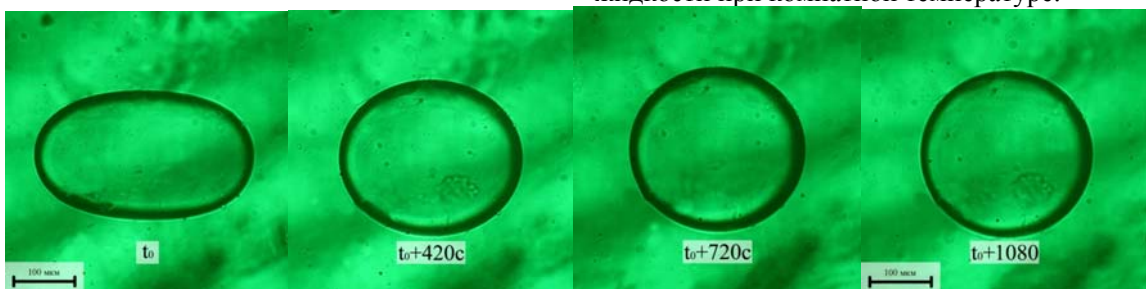


Рис. 4. Эволюция формы капли ПА-12 в среде олигобутадиена в процессе отжига при 200°C.

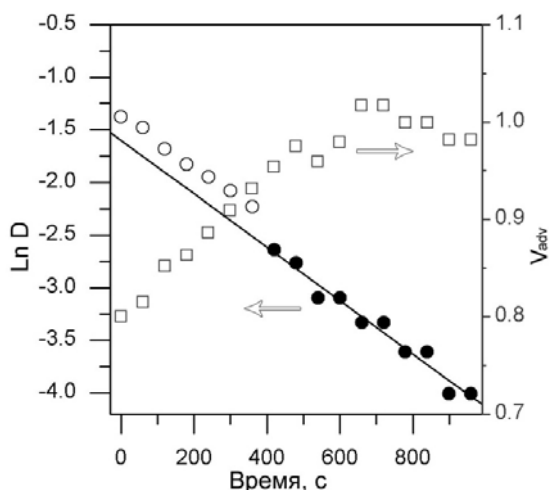


Рис. 5. Зависимости значений D и  $V_{adv}$  от времени отжига при 200°C для системы ПА-12/ОБ.

Еще более серьезные проблемы с измерениями межфазных натяжений возникли с системами, включавшими высокомолекулярные эластомеры. На рис. 6 приведены микрофотографии формы волокна ПА-12, помещенного в матрицу каучука СКИ-3. Очевидно, что отжиг системы в течение 1 часа при 200°C не привел к сколько-нибудь заметному сокращению волокна. Таким образом, волокно ПА-12, которое охотно стягивалось в сферическую каплю в среде термопластов или олигополибутадиена, практически не реагировало на продолжительный отжиг, будучи помещенным в матрицу высокомолекулярного эластомера.

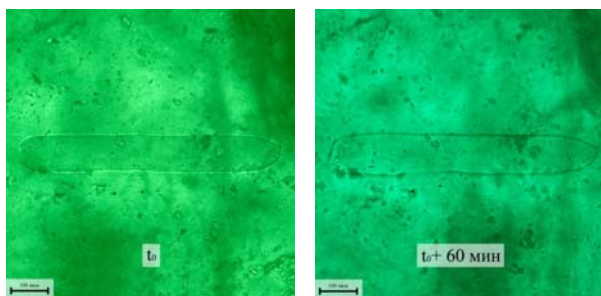


Рис. 6. Микроснимки, иллюстрирующие отсутствие стягивания волокна ПА-12, помещенного в среду СКИ-3, в процессе отжига при 200°C в течение 60 мин.

Подобная ситуация сохранялась также в системе эластомер/эластомер, когда волокно СКМС-30 помещали в среду низковязкого ОБ (рис. 7).

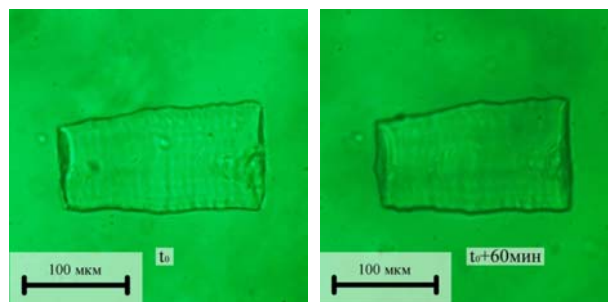


Рис. 7. Отжиг волокна СКМС-30 в среде олигобутадиена при 200°C в течение 60 мин.

Таким образом, можно констатировать, что стягивания волокна в каплю не происходит как в случае эластомерного волокна, так и эластомерной матрицы независимо от природы использованной альтернативной фазы.

Полученные в работе результаты измерений межфазного натяжения для исследованных полимерных систем в сравнении с имеющимися литературными и расчетными значениями приведены в табл. 2. Они свидетельствуют о хорошей воспроизводимости результатов для систем термопласт/термопласт. Абсолютные значения межфазного натяжения в целом неплохо коррелируют с экспериментальными данными, имеющимися в литературе.

Причины, по которым не удалось измерить межфазные натяжения в системах на основе эластомеров, пока не совсем понятны. Из представленных микрофотографий на рис. 6 и 7 создается впечатление, что эластомерная фаза не проявляла текучести даже в том случае, когда волокно СКМС-30 было погружено в низковязкую фазу олигобутадиена (рис. 7). Возможно, что выбранные образцы эластомеров оказались частично сшитыми в результате длительного хранения и/или из-за длительного термического воздействия в процессе измерений. Напомним, что в полимеры не вводили антиоксиданты, которые могли повлиять на измеряемые значения межфазного натяжения.

Таблица 2. Сравнение полученных в работе значений  $\sigma_{12}$  (мН/м) с литературными и расчетными данными (200°C)

№	Дисперсная фаза (капля)	Дисперсионная среда	$\sigma_{12}$	Литературные экспериментальные данные $\sigma_{12}$ ; [источник]
1	ПП	ПЭНП	1.1±2.8%	1.1 (150°C) [10]; 1.23 (190°C) [25]
2	ПП	ПС	6.5±2.1%	5.1 (150°C) [10]; 5.0 [21]; 6.5 [23]
3	ПС	ПЭНП	4.7±2.2%	4.8 [10]; 5.1 [26]; 4.7 [27]
4	ПА-12	ПЭНП	11.4±1.4%	-
5	ПА-12	ПС	19.3±2.7%	-
6	ПА-12	ТПУ	18.4±1.6%	-
7	ПА-12	ОБ	2.1±5.4%	-
8	ПА-12	СКИ-3	-	-
9	СКМС-30	ОБ	-	-

## ЛИТЕРАТУРА:

1. Мирошников Ю.П., Лу Денчун. Межфазные эффекты при течении бинарных смесей полимеров с коаксиальной фазовой структурой // Механика композиц. материалов и конструкций. 1994. Т. 30. № 2. С. 170–176.
2. Мирошников Ю.П., Волошина Ю.Н., Козлова Г.С. Особенности процессов диспергирования в многокомпонентных полимерных системах // Высокомолек. соед. 1989. Т. Б 31. № 10. С. 767–771.
3. Мирошников Ю.П., Волошина Ю.Н. Влияние межфазного взаимодействия на степень дисперсности бинарных смесей несовместимых полимеров // Высокомолек. соед. 2000. А 42. № 2. С. 253–261.
4. Штер Й., Мирошников Ю.П. Влияние подвижности межфазной границы раздела на коалесценцию частиц дисперсной фазы в процессе переработки расплавов смесей 20/80 СКЭПТ/ПП // Вестник МИТХТ. 2007. Т. 2. № 4. С. 60–65.
5. VanOene H. Modes of dispersion of viscoelastic fluids in flow // J. Colloid Interface Sci. 1972. V. 40. № 3. P. 448–467.
6. Hobbs S.Y., Dekkers M.E.J., Watkins V.H. Effect of interfacial forces on polymer blend morphologies // Polymer. 1988. V. 29. № 29. P.1598–1602.
7. Мирошников Ю.П. Прогнозирование и дизайн фазовой морфологии смесей полимеров // Вестник МИТХТ. 2011. Т. 6. № 5. С. 53–64.
8. Miroshnikov Yu.P., Letuchyii M.A., Lemstra P.J., Govaert-Spoelstra A.B., Engelen Y.M.T. Morphology of multiphase polymer blends: Continuous phase formation in ternary systems // Polym. Sci. Ser. A. 2000. V. 42. № 7. P. 1200–1212.
9. Ву С. Межфазная энергия, структура поверхностей и адгезия между полимерами / В кн.: Полимерные смеси / Под ред. Д. Пола и С. Ньюмена. – М.: Мир, 1981. Т. 1. Гл. 6.
10. Wu S. Surface and interfacial tensions of polymers, oligomers, plasticizers, and organic pigments / In: Polymer Handbook / Eds. J. Brandrup, E.N. Immergut. Chap. 6. – New York: Wiley, 1989. P. 411–434.
11. Пугачевич П.П., Бегляров Э.М., Лавыгин И.А. Поверхностные явления в полимерах. – М.: Химия, 1982. 200 с.
12. Ван Кревелен Д.В. Свойства и химическое строение полимеров. – М.: Химия, 1976. С. 103–105.
13. Princen H.M., Zia I.Y.Z., Mason S.G. Measurement of interfacial tension from the shape of a rotating drop // J. Colloid Interface Sci. 1967. V. 23. № 1. P. 99–107.
14. Мирошников Ю.П., Каминский М.Л., Кулезнев В.Н. Исследование устойчивости анизометричных капель дисперсной фазы в вязкоупругих полимерных эмульсиях // Коллоидный журн. 1979. Т. 41. № 6. С. 1112–1119.
15. Матвиенко А.Н., Мирошников Ю.П. Измерение межфазного натяжения в расплавах смесей полимеров // Вестник МИТХТ. 2007. Т. 1. № 5. С. 68–73.
16. Chappellear D.C. Interfacial tension between molten polymers // Polym. Prepr. 1964. V. 5. № 2. P. 363–371.
17. Elemans P.H.M., Janssen J.M.H., Meijer H.E.H. The measurement of interfacial tension in polymer/polymer systems: The breaking thread method // J. Rheol. 1990. V. 34. № 8. P. 1311–1325.
18. Rayleigh L. On the instability of a cylinder of viscous liquid under capillary force // Phil. Mag. 1892. V. 34. № 207. P. 145–154.
19. Tomotika S. On the instability of a cylindrical thread of a viscous liquid surrounded by another viscous fluid // Proc. Roy. Soc. (London). 1935. V. A150. P. 302–318.
20. Carrere C.J., Cohen A. J. Evaluation of the interfacial tension between high molecular weight polycarbonate and PMMA resins with the imbedded fiber retraction technique //J. Rheol. 1991. V. 35. P. 205–212.
21. Tjahjadi M., Ottino J.M., Stone H.A. Estimating interfacial tension via relaxation of drop shapes and filament breakup // AIChE J. 1994. V. 40. № 3. P. 385–394.
22. Luciani A., Champagne M.F., Utracki L.A. Interfacial tension coefficient from the retraction of ellipsoidal drops // J. Polym. Sci. Phys. 1997. V. 35. P. 1393–1403.
23. Demarquette N.R. Evaluation of experimental techniques for determining interfacial tension between molten polymers // Int. Mater. Rev. 2003. V. 48. № 4. P. 247–269.
24. Son Y., Migler K.B. Interfacial tension measurement between immiscible polymers: Improved deformed drop retraction method // Polymer. 2002. V. 43. P. 3001–3006.
25. Hemmati M., Nazokdast H., Panahi H.S. Study on morphology of ternary polymer blends. II. Effect of composition // J. Appl. Polym. Sci. 2001. V. 82. P. 1129–1137.
26. Reignier J., Favis B.D. Control of the subinclusion microstructure in HDPE/PS/PMMA ternary blends // Macromolecules. 2000. V. 33. P. 6998–7008.
27. Luzinov I., Pagnouille C., Jérôme R. Dependence of phase morphology and mechanical properties of PS/SBR/PE ternary blends on composition: transition from core-shell to triple-phase continuity structures // Polymer. 2000. V. 41. P. 3381–3389.