

УДК 541.64:542.952

**ИЗМЕНЕНИЯ СТРОЕНИЯ ЛАТЕКСНЫХ ЧАСТИЦ  
В КОМПОЗИЦИЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАТРАВОЧНОЙ  
ПОЛИМЕРИЗАЦИЕЙ, ПРИ ВАРИАЦИИ СОСТАВА  
И ОЧЕРЕДНОСТИ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ**

Гасилова Е. Р., Калюжная Л. М., Шевелев В. А., Евсеева Т. Г.

Проведен термодинамический расчет структуры латексных частиц типа ядро (с инклюзиями) – оболочка, получаемых при двухстадийной полимеризации этилакрилата и бутилметакрилата. Результаты расчета сопоставлены с выводами о строении латексных частиц, сделанными на основе исследования релаксационных свойств латексных полимерных композиций. С помощью импульсного метода ЯМР исследованы процессы сшивания компонентов диметакрилатом этиленгликоля. Для установления факторов, влияющих на степень сшивания, определены коэффициенты диффузии сшивающего агента и мономеров в полимерные компоненты.

Известно [1], что при затравочной латексной полимеризации получают сферические частицы, имеющие строение ядро (с инклюзиями) – оболочка, в которых ядро образовано компонентом, полимеризующимся на первой стадии реакции (компонент I), а оболочка и инклюзии – компонентом II. Расслаивание компонентов в латексной частице в процессе полимеризации обусловлено не только их несовместимостью (так как и совместимые полимеры образуют структуры ядро – оболочка [2, 3]), но и поверхностными эффектами, значительными вследствие малости размера латексной частицы, сравнимого со среднеквадратичными размерами полимерного клубка [3]. Морфология полимерных композиций регулируется на уровне латексных частиц, структурой которых можно управлять, меняя соотношения компонентов и очередность полимеризации.

В работе [4] были изучены релаксационные свойства композиций полиэтилакрилата (ПЭА) с полибутилметакрилатом (ПБМА), полученных при обращении очередности полимеризации. Обнаруженные эффекты взаимного влияния компонентов в результате образования объемов смешения на границе раздела фаз зависят от степени развитости межфазной поверхности, которая тем больше, чем тоньше оболочка и больше доля инклюзий в латексной частице.

С целью определения влияния состава композиций и очередности полимеризации на распределение компонента II в инклюзиях и оболочке воспользовались методом расчета строения латексной частицы на основе термодинамической модели, предложенной в работе [3]. Равновесная толщина оболочки  $\delta$  соответствует минимуму зависимости изменения свободной энергии, вызванного расслаиванием компонентов в латексной частице,  $\Delta G_F$  от  $\delta$ . Величина  $\Delta G_F$  определяется суммой двух членов

$$\Delta G_F = \Delta G_c + \Delta G_o, \quad (1)$$

где  $\Delta G_c$  – изменение свободной энергии смешения полимер I – мономер II в результате расслаивания, определяемое по уравнению Флори – Хаггинса

$$\Delta G_c / RT = N_I \ln v_I + N_{II} \ln v_{II} + \chi N_I v_I v_{II},$$

где  $\chi$  – параметр взаимодействия полимер I – мономер II,  $v_I$ ,  $v_{II}$ ,  $N_I$  и

$N_{II}$  — соответственно объемные доли и количества молей полимера I и мономера II в ядре.

Второе слагаемое в формуле (1) — свободная энергия ограниченного объема, вычисляемая по формуле Мейера для гауссового клубка, находящегося в щели с зазором  $\delta$

$$\Delta G_0/RT = N \Delta G_0/kT =$$

$$= -N \ln \sum_{m=-\infty}^{m=+\infty} \left\{ \exp \left[ -6m^2 \left( \frac{\delta}{h} \right)^2 \right] - \exp \left[ -\frac{3(2m-1)^2}{2} \left( \frac{\delta}{h} \right)^2 \right] \right\},$$

где  $h$  — среднеквадратичное расстояние между концами цепи,  $N$  — число молей полимера. В нашем случае щелью является оболочка латексной частицы, в которой с одной стороны полимер II ограничен поверхностью раздела с водой, с другой — внешней поверхностью набухшего затравочного латекса. Энергия  $\Delta G_0$  возрастает с уменьшением  $\delta$ , так как молекула оказывается заключенной в малый объем, что энергетически невыгодно. Численное решение получено для значений  $\delta/h > 0,2$  вследствие того, что при меньших значениях  $\delta/h$  формула Мейера не может быть применена из-за негауссовости клубка. Для значений  $\delta/h$ , несколько меньших, чем 0, 2, применили графическую экстраполяцию зависимости  $\Delta G_0/kT$  от  $\delta/h$  приведенную в работе [3]. Детали расчета подробно изложены там же.

Параметры  $\chi$  получены с помощью измерений равновесного набухания полимера I в мономере II при 293 К:  $\chi_{ЭА-ПБМА} = 1,04$ ;  $\chi_{БМА-ПЭА} = 1,10$ . Средневязкостные ММ полимеров определены по характеристической вязкости растворов в бензоле при 273 К (воспользовались приведенными в работе [5] константами уравнения Марка — Куна):  $M_{ПЭА} = 1,38 \cdot 10^6$ ,  $M_{ПБМА} = 2,77 \cdot 10^6$ . Исходя из табличных значений  $h/M^{0,5}$  [5], оценены величины  $h_{ПЭА} = 85$  и  $h_{ПБМА} = 101$  нм. Средние радиусы  $R$  затравочных латексов измерены методом светорассеяния на приборе «Spectromom-204»:  $R_{ПЭА} = 54$ ,  $R_{ПБМА} = 55$  нм. Плотности ПЭА и ПБМА при 298 К равны  $1,12 \cdot 10^3$  и  $1,06 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup> [5], плотности мономеров ЭА и БМА  $0,924 \cdot 10^3$  и  $0,895 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup> [6].

В табл. 1 представлены результаты расчета величин  $\Delta G_0/RT$ ,  $\Delta G_c/RT$  и их суммы  $\Delta G_F/RT$  при разных значениях  $\delta$  для композиций, в которых весовое соотношение компонентов I и II составляет 20 : 80. Обозначим компоненты I и II буквами П и М. Условимся называть очередность полимеризации в композициях ПЭА : ПБМА прямой, а в композициях ПБМА : ПЭА — обратной. Из табл. 1 следует, что равновесная толщина оболочки  $\delta_0$ , соответствующая минимальному значению  $\Delta G_F$ , немного

Таблица I

Значения изменения свободной энергии латексной частицы, полученной при двухстадийной полимеризации, свободной энергии ограниченного объема и свободной энергии смешения при разных значениях толщины оболочки.  
Весовое соотношение компонентов I : II = 20 : 80

$\delta$ , нм	$\delta/h$	$\Delta G_0/RT \times 10^{18}$	$\Delta G_c/RT \times 10^{18}$	$\Delta G_F/RT \times 10^{18}$	$\delta/h$	$\Delta G_0/RT \times 10^{18}$	$\Delta G_c/RT \times 10^{18}$	$\Delta G_F/RT \times 10^{18}$
		I : II = ПБМА : ЭА				I : II = ПЭА : БМА		
10	0,10	7,74	-2,16	5,57	0,12	0,64	-1,37	-0,72
12	0,12	5,50	-2,28	3,22	0,14	0,12	-1,46	-1,34
14	0,14	3,00	-2,40	0,60	0,16	0,08	-1,55	-1,47
16	0,16	1,97	-2,53	-2,33	0,19	0,05	-1,64	-1,59
18	0,18	1,52	-2,65	-2,50	0,21	0,05	-1,73	-1,69
20	0,20	0,12	-2,72	-2,59	0,24	0,04	-1,83	-1,79
22	0,22	0,11	-2,89	-2,78	0,26	0,04	-1,92	-1,88
24	0,24	0,09	-3,00	-2,91	0,28	0,04	-2,01	-1,97
26	0,26	0,08	-3,10	-3,01	0,31	0,03	-2,08	-2,05
28	0,28	0,08	-3,16	-3,08	0,33	0,03	-2,14	-2,22
30	0,30	0,07	-3,20	-3,12	0,35	0,03	-2,19	-2,16
32	0,32	0,07	-3,18	-3,11	0,38	0,03	-2,20	-2,18
34	0,34	0,07	-3,08	-3,01	0,40	0,03	-2,18	-2,15
36	0,36	0,06	-2,87	-2,81	0,42	0,02	-2,09	-2,06

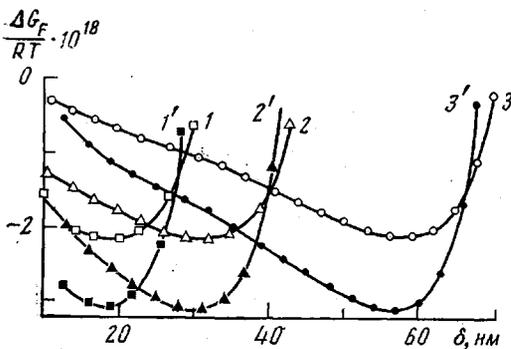


Рис. 1

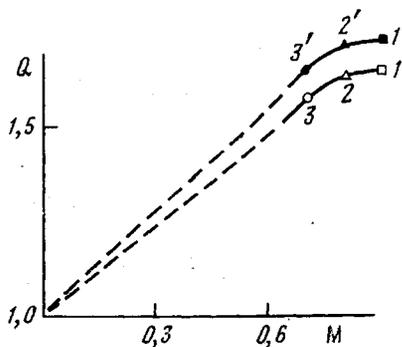


Рис. 2

Рис. 1. Зависимость изменения свободной энергии латексной частицы, полученной двухстадийной полимеризацией, при расслаивании для композиций ПЭА с ПБМА следующих составов: П : М=30 : 70 (1, 1'), 20 : 80 (2, 2'), 10 : 90 (3, 3') для систем ПБМА : ПЭА (1-3) и ПЭА : ПБМА (1'-3')

Рис. 2. Зависимость относительного приращения веса ядра частицы  $Q$  за счет инклюзий от весовой доли компонента II. Обозначения композиций те же, что на рис. 1

больше в композиции, полученной при прямой очередности полимеризации. На рис. 1 представлены зависимости  $\Delta G_F/RT$  от  $\delta$  для этих композиций, а также для композиции П : М=30 : 70 и 10 : 90, полученных при прямой и обратной очередности полимеризации. Результаты расчета параметров структуры латексных частиц ( $\delta_0$ ;  $Q$  — относительного приращения веса ядра II за счет инклюзий  $Q=(\Pi+M_{\text{н}})/\Pi$ ;  $q$  — весовой доли компонента II в ядре частицы, равной  $M_{\text{н}}/M$ , где  $M_{\text{н}}$  — весовая доля мономера II в ядре; а также  $\delta_{\text{макс}}$  — максимальной толщины оболочки, которая была бы при отсутствии инклюзий) приведены в табл. 2. Для других составов композиций при меньших величинах  $M$  рассчитать структуру латексных частиц не удалось, так как при этом попадаем в область малых значений  $\delta$ , где формула Мейера не может быть применена. Однако можно попытаться представить результаты расчета в виде графика зависимости  $Q$  от  $M$  и проэкстраполировать ее к началу координат ( $M=0$ ,  $Q=1$ ), как это показано на рис. 2. Как видно, зависимость  $Q(M)$  переходит на плато при возрастании  $M$ , причем величина  $Q$  в области плато тем больше, чем меньше  $\chi$ . При уменьшении  $M$  возрастает доля компонента II в инклюзиях  $q$  (табл. 2). Если воспользоваться экстраполяцией зависимости  $Q(M)$  для того, чтобы вычислить значения  $q$  в области меньших  $M$ , то, например, для композиции с  $M=0,3$  доля инклюзий БМА в ПЭА  $q=0,51$ , а для композиции, полученной при обратной очередности полимеризации, доля инклюзий ЭА в ПБМА несколько большая:  $q=0,63$ . В действительности эти различия, вызванные переменной очередности полимеризации, могут быть иными в силу упрощенности самой модели, поэтому

Таблица 2

Результаты расчета толщины оболочки  $\delta_0$  и доли инклюзий  $q$

Состав	$\delta_0$	$\delta^*_{\text{макс}}$	$Q$	$q$	Состав	$\delta_0$	$\delta^*_{\text{макс}}$	$Q$	$q$
	нм					нм			
ПЭА : ПБМА					ПБМА : ПЭА				
30 : 70	20	31	1,56	0,25	30 : 70	19	30	1,64	0,28
20 : 80	32	44	1,62	0,16	20 : 80	30	42	1,70	0,18
10 : 90	59	69	1,63	0,07	10 : 90	57	68	1,71	0,08

\*  $\delta_{\text{макс}}$  — толщина оболочки, которая была бы, если бы компонент II не образовывал инклюзий, и целиком находился в оболочке.

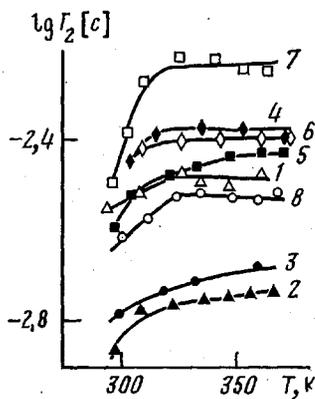


Рис. 3

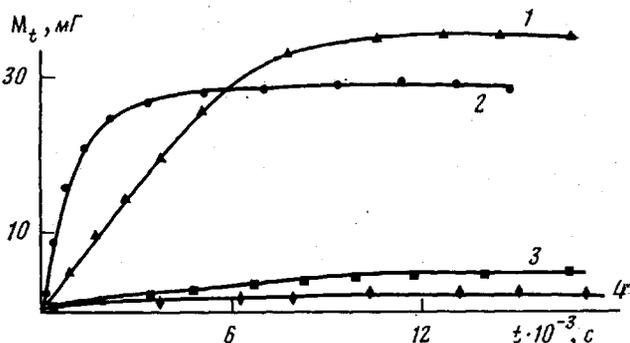


Рис. 4

Рис. 3. Температурные зависимости логарифма времени поперечной релаксации для набухших в толуоле- $D_8$  (содержание растворителя 60 вес.%) сшитых композиций ПБМА:ПЭА=70:30 (1); ПЭА:ПБМА=30:70 (2); смеси латексов того же состава (3); ПЭА:ПБМА=70:30 (4); ПБМА:ПЭА=30:70 (5); смеси латексов того же состава (6); исходных сшитых ПЭА (7) и ПБМА (8)

Рис. 4. Кривые сорбции паров мономеров ЭА в ПБМА (1), БМА в ПЭА (2), ДМЭГ в ПЭА (3) и ПБМА (4)

имеет смысл говорить не об абсолютных величинах  $\delta$ ,  $Q$  и  $q$ , а о тенденции их изменения с изменением условий полимеризации.

Сопоставим выводы о структуре, сделанные на основе расчета термодинамической модели, с результатами исследования релаксационных свойств этих композиций [4]. Наибольшие изменения релаксационных свойств, подтверждающие наличие достаточного количества объемов смещения, наблюдали в области релаксации ПЭА в той композиции, где он полимеризуется на второй стадии реакции в малом количестве ( $M=0,3$ ) (ПБМА:ПЭА=70:30). По данным метода динамических механических потерь, в этой композиции матрицу образует ПБМА, полимеризующийся на первой стадии реакции. Следовательно, домены ПЭА образованы преимущественно инклюзиями его в ядрах ПБМА. Приведенный выше расчет также свидетельствует о том, что при  $M=0,3$  в данной композиции большая часть ПЭА может находиться в инклюзиях. В композиции, полученной при перемене очередности полимеризации (ПЭА:ПБМА=70:30), ПБМА-компонент не образует доменов, согласно данным метода динамических механических потерь. По-видимому, он образует оболочки вокруг ядер ПЭА в данной композиции. Расчет также указывает на большую толщину оболочки в этой композиции по сравнению с предыдущей. Необходимо отметить, что те же изменения морфологии композиций при перемене очередности полимеризации наблюдали в работе [7] для систем полибутилакрилат (ПБА) — ПММА с помощью метода динамических механических потерь.

Рассмотрим влияние структуры латексных частиц, полученных двухстадийной полимеризацией ЭА с БМА, на полноту расходования сшивающего агента — бифункционального мономера диметакрилата этиленгликоля (ДМЭГ), вводимого на каждой стадии реакции в количестве 0,5 вес.%. С этой целью определены степени сшивания композиций с помощью импульсного метода ЯМР [8]; а также коэффициенты диффузии ДМЭГ и мономеров II в полимеры I по кинетическим кривым сорбции паров растворителя [9].

Зависимости времени поперечной протонной релаксации от температуры для набухших в дейтерированном толуоле- $D_8$  композиций и индивидуальными сшитыми полимерами, представленные на рис. 3, выходят на плато с ростом температуры, что характерно для сшитых набухших систем [8]. Согласно данным работы [8], мольная доля звеньев, участвующих

$$n = \frac{5,6}{2T_2' \gamma S \sqrt{\overline{\Delta H_2^2}}}, \quad (2)$$

где  $T_2'$  — время поперечной релаксации в области плато;  $S$  — число мономерных звеньев в статистическом сегменте Куна;  $\overline{\Delta H_2^2}$  — второй момент резонансной линии при наличии движения боковых групп;  $\gamma$  — гиромагнитное отношение. Величины  $S$  равны соответственно для ПЭА и ПБМА 8,3 и 6,7 [5], для композиции рассчитаны ориентировочно пропорционально мольным долям компонентов. Значения  $\overline{\Delta H_2^2}$  для композиций и индивидуальных компонентов определены по начальному наклону зависимости логарифма поперечной намагниченности  $A$  от квадрата времени  $t^2$  после действия  $90^\circ$ -импульса, измеренной при 283 К

$$\left. \frac{\partial A}{\partial (t^2)} \right|_{t \rightarrow 0} = -\frac{\gamma^2}{2} (p_I \overline{\Delta H_2^2}(I) + p_{II} \overline{\Delta H_2^2}(II)) = -\frac{\gamma^2}{2} \overline{\Delta H_2^2},$$

где  $p_I, p_{II}$  — доли протонов компонентов;  $p_I + p_{II} = 1$ .

Зависимости количества вещества (сорбированного образцом)  $M_t$  от времени представлены на рис. 4 (значения  $M_t$  пересчитаны по отношению к исходному весу пленок 100 мг). Коэффициенты диффузии  $\bar{D}$  равны [9]

$$\bar{D} = 0,04939 (t_{1/2}/l^2), \quad (3)$$

где  $l$  — толщина пленки;  $t_{1/2}$  — время, для которого  $M_t/M_\infty = 1/2$ , где  $M_{t, \infty}$  — количества вещества, сорбированного образцом при некотором значении  $t$  и при  $t \rightarrow \infty$  соответственно. Практически  $M_\infty$  достигается тогда, когда зависимость  $M_t(t)$  выходит на область плато.

Вычисленные по формуле (3) коэффициенты диффузии равны  $2,1 \cdot 10^{-13}$  (для диффузии ЭА в ПБМА при 293 К);  $6,0 \cdot 10^{-13}$  (БМА в ПЭА при 293 К);  $1,3 \cdot 10^{-14}$  м<sup>2</sup>/с (ДМЭГ в ПЭА при 333 К — температуре полимеризации). Известно, что значение коэффициента диффузии мономера, ниже которого скорость реакции начинает контролироваться диффузией, составляет для эмульсионной полимеризации  $\sim 10^{-14}$  м<sup>2</sup>/с [10]. При температуре полимеризации величина  $\bar{D}_{\text{ДМЭГ}}$  близка к этому пределу, а  $\bar{D}$  мономеров значительно больше. Поэтому вследствие медленной диффузии ДМЭГ он может неравномерно распределяться по частице при введении его на второй стадии реакции: меньшая часть ДМЭГ окажется в инклюзиях.

В этой связи интересно сравнить степени сшивания композиций с разной долей инклюзий, но одинакового состава, что достигается при перемене очередности полимеризации. Обратимся к табл. 3, где представлены значения степеней сшивания, рассчитанные по формуле (2). Из табл. 3 следует, что степень сшивания ПБМА больше, чем ПЭА, поэтому величи-

Таблица 3

Степени сшивания композиций

Композиция	$T_2'$ , мс	$\Delta H_2^2$ , Гс <sup>2</sup>	Степень сшивания, %
П(БМА — ДМЭГ) : П(ЭА — ДМЭГ) = 70 : 30	3,3	6,0	0,18
П(ЭА — ДМЭГ) : П(БМА — ДМЭГ) = 30 : 70	1,8	5,9	0,33
П(ЭА — ДМЭГ) : П(БМА : ДМЭГ) = 70 : 30	4,2	4,8	0,14
П(БМА — ДМЭГ) : П(ЭА — ДМЭГ) = 30 : 70	3,8	4,8	0,16
Смесь латексов			
П(БМА — ДМЭГ) : П(ЭА — ДМЭГ) = 70 : 30	2,0	5,8	0,29
П(ЭА — ДМЭГ) : П(БМА — ДМЭГ) = 70 : 30	4,0	4,9	0,15
Исходные компоненты			
БМА : ДМЭГ = 99,5 : 0,5	3,1	7,2	0,19
ЭА : ДМЭГ = 99,5 : 0,5	5,9	4,7	0,10

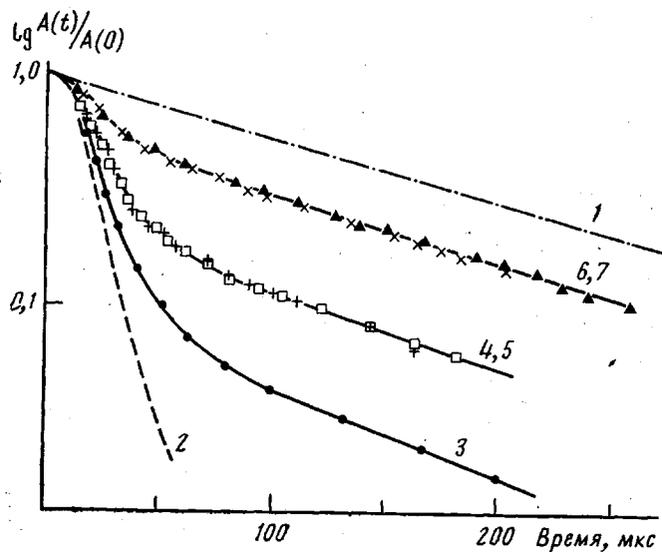


Рис. 5. Зависимость логарифма амплитуды поперечной намагниченности от времени после действия  $90^\circ$ -импульса для ПЭА (1); ПБМА (2); композиции ПБМА: ПЭА=70:30 (3), той же композиции после хранения в течение 2 лет (4); смеси латексов того же состава (5); ПЭА: ПБМА=70:30 (6); смеси латексов того же состава (7)

ны  $n$  в композициях зависят от состава, уменьшаясь с уменьшением содержания ПБМА. В подтверждение наших представлений о меньшем сшивании компонента II в инклюзиях из-за медленной диффузии ДМЭГ, степень сшивания композиции П(БМА - ДМЭГ) : П(ЭА - ДМЭГ)=70 : 30, в которой, по данным работы [4], ПЭА-компонент сосредоточен в основном в инклюзиях, меньше, чем в смеси латексов того же состава или в композиции обратной очередности полимеризации (П(ЭА - ДМЭГ) : П(БМА - ДМЭГ)=30 : 70). Независимость степени сшивания от перемены очередности полимеризации в композициях П(БМА - ДМЭГ) : П(ЭА - ДМЭГ)=30 : 70 и П(ЭА - ДМЭГ) : П(БМА - ДМЭГ)=70 : 30 может быть вызвана тем, что в них не удалось реализовать структуру латексных частиц типа «ядро - инклюзии» (в которых компонент II находится преимущественно в инклюзиях). Поэтому на второй стадии реакции последовательной полимеризации ДМЭГ, не успевший проникнуть в инклюзии внутри ядра, тем не менее участвует в сшивании компонента II в оболочке.

Смешанные объемы, получающиеся в результате образования инклюзий, неравновесны и расслаиваются при хранении композиций. Это приводит к изменению формы кривой релаксации поперечной намагниченности, как видно на рис. 5, где представлены зависимости логарифма сигнала свободной индукции от времени при 313 К. Сигнал свободной индукции композиций можно записать в виде суммы медленно спадающего участка, соответствующего ПЭА-компоненту сигнала, и быстро спадающего, соответствующего релаксации намагниченности ПБМА-компонента

$$A(t)/A(0) = p_I \exp(-t/T_2) + p_{II} \exp\left(-t^2 \frac{\gamma^2 \overline{\Delta H_2^2}}{2}\right),$$

где индексы I и II относятся к ПЭА и ПБМА. В композиции ПБМА : ПЭА=70 : 30, сигнал свободной индукции которой существенно меняется при хранении (рис. 5, кривые 1 и 2),  $p_I$  увеличивается от 0,1 до 0,2 ( $p_I$ , рассчитанное исходя из весового состава, равно 0,26). Время  $T_2$  ПЭА при этом незначительно увеличивается от 121 до 135 мкс, оставаясь меньше  $T_2$  исходного полимера, равного 201 мкс. Рост доли протонов ПЭА свиде-

тельствует о происшедшей сегрегации, а также о том, что в смешанных объемах часть молекул ПЭА не проявляет индивидуальных свойств вследствие иммобилизации. В работе [7] также отмечена нестабильность композиций аналогичной морфологии, в которых матрицу образует полимер I (ПММА : ПБА = 75 : 25 и 50 : 50).

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Grancio M. R., Williams D. J. J. Polymer Sci. Polymer Chem. Ed.*, 1973, v. 11, № 1, p. 143.
2. *Sionacidis J., Sperling L. H., Thomas D. A. J. Appl. Polymer Sci.*, 1979, v. 24, № 5, p. 1179.
3. *Keusch Pr., Graff R. A., Williams D. J. Macromolecules*, 1974, v. 7, № 3, p. 304.
4. *Лишанский И. С., Померанцев В. И., Евсеева Т. Г., Краснер Л. В., Шевелев В. А., Афанасьева Н. В., Чичагова Е. Р. Высокомолек. соед. А*, 1985, т. 27, № 1, с. 51.
5. *Brandrup J., Immergut E. H. Polymer Handbook. 2d. ed. N. Y.: Wiley - Intersci. Publ.*, 1975.
6. *Лунагов Ю. С., Нестеров А. Е., Гриценко Т. М., Веселовский Р. А. Справочник по химии полимеров. Киев: Наук. думка*, 1971. 535 с.
7. *Dickie R. A., Cheung M. F. J. Appl. Polymer Sci.*, 1973, v. 17, № 1, p. 79.
8. *Гоглиб Ю. Я., Лифшиц М. И., Шевелев В. А., Лишанский И. С., Баланина И. В. Высокомолек. соед. А*, 1976, т. 18, № 10, с. 2299.
9. *Роджерс К. В.* В кн.: Проблемы физики и химии твердого состояния органических соединений. М.: Мир, 1968, с. 467.
10. *Brooks V. W. British Polymer J.*, 1971, v. 3, № 6, p. 269.

Институт высокомолекулярных соединений АН СССР

Поступила в редакцию  
7.V.1984

#### CHANGE OF THE STRUCTURE OF LATEX PARTICLES IN COMPOSITIONS PREPARED BY SEEDING POLYMERIZATION, WITH VARIATION OF THE COMPOSITION AND ORDER OF POLYMERIZATION

Gasilova Ye. R., Kalyuzhnaya L. M., Shevelev V. A., Yevseeva T. G.

#### Summary

The structure of the latex particles of the nucleus (with inclusions) - shell type obtained during two-stage polymerization of ethyl acrylate and butyl methacrylate has been thermodynamically calculated. The results of calculation were compared with results of the studies of relaxational properties of latex polymer compositions. With the aid of impulse NMR method crosslinking of components with ethylene glycol dimethacrylate was studied. To determine the factors affecting the degree of crosslinking the coefficients of diffusion of the crosslinking agent and monomers into the polymeric components were found.