

УДК 541.64:537.26:543.422.23

**ДИЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ И ЯДЕРНАЯ МАГНИТНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ
В ЛАТЕКСНЫХ ПОЛИМЕРАХ В СВЯЗИ
С ИХ МОРФОЛОГИЧЕСКИМИ ОСОБЕННОСТЯМИ
И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ**

*Афанасьева Н. В., Борисова Т. И., Чичагова Е. Р.,
Шевелев В. А., Титова Н. В., Елисеева В. И.*

Изучены температурные зависимости диэлектрической релаксации и спин-решеточной релаксации протонов в пленках трех типов структур для сополимеров метилметакрилат – бутилакрилат – метакриловая кислота и стирол–бутилакрилат – метакриловая кислота, различающихся механическими свойствами. Структуру индивидуальных частиц регулировали различными приемами при проведении эмульсионной полимеризации. Показано, что в случае структуры «ядро – оболочка», обусловливающей наибольшую прочность композиционных латексных полимеров, на границе раздела фаз существуют переходные слои, промежуточные по мономерному составу. Установлено, что физико-механические свойства композиционных полимеров зависят от последовательности расположения полимеров в структуре «ядро – оболочка» и способа получения пленки (из латекса или из раствора).

Одной из актуальных задач современной физики полимеров является установление зависимостей между морфологией и физико-механическими свойствами многокомпонентных полимерных систем. В связи с этим представляют интерес исследования морфологических особенностей сложных полимерных композиций. Однако набор прямых методов, пригодных для такого рода работ, оказывается довольно ограниченным. Суждение о физическом строении может быть вынесено на основании косвенных данных – результатов применения релаксационных методов, в частности методов диэлектрической и ядерной магнитной релаксации. Это основано на том, что молекулярная подвижность как неотъемлемая сторона структуры полимера в принципе должна отражать в своих характеристиках все особенности строения вещества.

Цель этой работы заключалась в исследовании внутримолекулярной подвижности макромолекул и сопоставлении с механическими свойствами сополимеров и композиционных полимеров, полученных различными приемами при проведении эмульсионной полимеризации мономерных композиций одинакового состава. Получение, свойства и электронно-микроскопическое исследование некоторых полимеров такого рода описаны в работе [1], где высказано предположение, что обнаруженное различие в физико-механических свойствах полимеров связано с морфологическими особенностями латексных частиц и существованием в некоторых случаях переходного слоя на границе раздела фаз композиционных полимеров. Интерес к таким системам связан с перспективой широкого регулирования морфологии латексных полимеров данного исходного состава, а следовательно, и их физико-механических свойств [2–4].

Все латексы получали эмульсионной полимеризацией при 353 К с постепенным введением мономеров, растворов эмульгатора и инициатора в реакционную систему в следующих количествах: 100 вес. ч. мономеров, 0,2 вес. ч. инициатора персульфата аммония, 200 вес. ч. бидистиллята, 5 вес. ч. эмульгатора С-10 (для систем 1–10) или 3 вес. ч. Е-30 (для систем 11–17). Образцы для исследования готовили из серии латексов одного и того же мономерного состава в виде пленок или порошка ПММА непосредственно высушиванием синтезированных латексов; пленки из раствора получали высушиванием 1,5%-ных растворов соответствующих латексных пленок в толуоле или диоксане. Предполагалось, что в последнем случае разрушается морфология полимера, образующаяся в процессе эмульсионной полимеризации на гра-

Таблица 1

Способ получения латексов и образцов пленок

Образец, №	Мономерный состав полимера, вес. ч.	Метод получения латекса	Способ получения пленки
1	MMA : BA : MAK = 40 : 55 : 5	Сополимеризация	Из латекса в комнатных условиях
2	MMA : BA : MAK = 57,4 : 39,3 : 3,3	Затравочная полимеризация образца 1 (71,3 вес. ч.) на латексе ПММА (28,7 вес. ч.) на стадии 90% конверсии	То же
3	То же	То же	Из латекса при 363 К
4	»	»	Из раствора в диоксане пленки 2
5	»	Сополимеризация *	Из раствора в диоксане сополимера 5
6	»	Смешение образца 1 с латексом ПММА в соотношении 71,3 : 28,7	Из латекса в комнатных условиях
7	»	То же	Из раствора в диоксане пленки 6
8	»	Затравочная полимеризация MMA (28,7 вес. ч.) на образце 1 (71,3 вес. ч.) на стадии 90% конверсии	Из латекса при 363 К
9	MMA : BA = 57,4 : 39,3	Сополимеризация	Из раствора в диоксане сополимера 9
10	То же	Затравочная полимеризация смеси MMA-BA 40 : 55 (68,4 вес. ч.) на латексе ПММА (28,7 вес. ч.) на стадии 90% конверсии	Из латекса в комнатных условиях
11	Стирол : BA : MAK = 40 : 55 : 5	Сополимеризация	Из латекса в комнатных условиях
12	Стирол : BA : MAK = 45 : 50,4 : 4,6	Затравочная полимеризация образца 11 (91,7 вес. ч.) на латексе ПС (8,3 вес. ч.) на стадии 90% конверсии	То же
13	То же	То же	Из раствора в толуоле пленки 12
14	»	Сополимеризация	Из латекса в комнатных условиях
15	»	То же	Из раствора в толуоле пленки 14
16	»	Смешение образца 11 (91,7 вес. ч.) и ПС (8,3 вес. ч.)	Из латекса в комнатных условиях
17	»	То же	Из раствора в толуоле пленки 16

* Из латекса статистического сополимера при 293—294 К непрерывная пленка не образуется.

нице с водной фазой. Пленки подвергались вакуумной сушке в течение 170—200 ч при комнатной температуре.

Перечень изученных систем и методы получения латексов и приготовления образцов пленок приведены в табл. 1.

При дипольметрических измерениях использовали прижимные электроды. Все измерения проводились в вакууме или атмосфере осущененного воздуха. Перед измерениями образцы выдерживались в вакууме в течение 4 ч при комнатной температуре. Были изучены температурно-частотные зависимости тангенса угла диполя.

ческих потерь $\tan \delta$ при частотах от 1 Гц до 10 кГц и температурные зависимости времени спин-решеточной релаксации протонов T_1 при частоте резонанса 18,6 МГц.

Для проведения электронно-микроскопических исследований поверхности пленок их подвергали низкотемпературному кислородному травлению. Электронные микрофотографии реплик с поверхности пленок получали, используя электронный микроскоп УМВ-100К.

Для характеристики механических свойств пленок снимали кривые напряжение — деформация при комнатной температуре на усовершенствованном приборе типа «Поляни» с автоматической записью. Скорость растяжения 0,067 мм/с. Образцы для испытаний вырезали в виде прямоугольника (площадь рабочей части 10×4 мм², толщина 0,2—0,3 мм). По экспериментальным кривым рассчитывали (как среднее из 10 измерений) предел прочности при растяжении в Н/м² и разрывное удлинение в процентах. Максимальная относительная ошибка среднего арифметического 10 измерений для доверительной вероятности 0,95 составляет 10,5%.

В табл. 2 представлены механические свойства пленок из латексов и растворов.

Таблица 2

Механические свойства пленок

Образец, №	$\sigma \cdot 10^{-7}$, Н/м ²	ε , %	Способ получения пленки
2	1,48	181	Из латекса
3	1,68	290	»
6	1,05	161	»
8	1,67	123	»
4	1,05	137	Из раствора в диоксане
5	1,14	166	То же
7	1,06	179	»
12	1,20	470	Из латекса
14	1,12	225	»
16	1,05	300	»
13	0,71	375	Из раствора в толуоле
15	0,70	290	То же
17	0,70	285	»

Как видно из приведенных данных, растворение латексных пленок в органическом растворителе в большинстве случаев приводило к уменьшению прочности пленок. Исключение представляет пленка 6 из смеси акрилатных латексов, механические свойства которой практически не изменяются после растворения ее в диоксане и высушивания раствора (образец 7). С другой стороны, из табл. 2 видно, что при одном и том же мономерном составе полимера способ получения латекса оказывает существенное влияние на физико-механические свойства латексных пленок. При этом латекс статистического сополимера ММА — БА — МАК не обладает пленкообразующими свойствами, тогда как морфология частиц «ядро — оболочка» и соответствующая смесь латексов приводят к образованию прочных и эластичных пленок. Во всех случаях затравочная полимеризация пластифицирующей смеси мономеров (образцы 1 или 11) на ядре кинетически жесткого полимера, т. е. образование морфологии «ядро — оболочка», приводит к увеличению эластичности и прочности (соответственно образцы 2 и 12) латексных пленок по сравнению со смесями соответствующих латексов. Изменение последовательности расположения полимеров в структуре «ядро — оболочка» приводит к резкому падению эластичности пленки композиционного полимера данного состава, как это видно из сопоставления пленок 3 и 8 (табл. 2).

На рис. 1, а и 2, а приведены температурные зависимости $\tan \delta$ и $1/T_1$ для образцов 1 и 5. Для каждого из образцов характерно проявление нескольких областей ядерной магнитной релаксации и релаксации дипольной поляризации. Молекулярная интерпретация релаксационных процессов в сополимерах 1 и 5 может быть дана, учитывая результаты исследо-

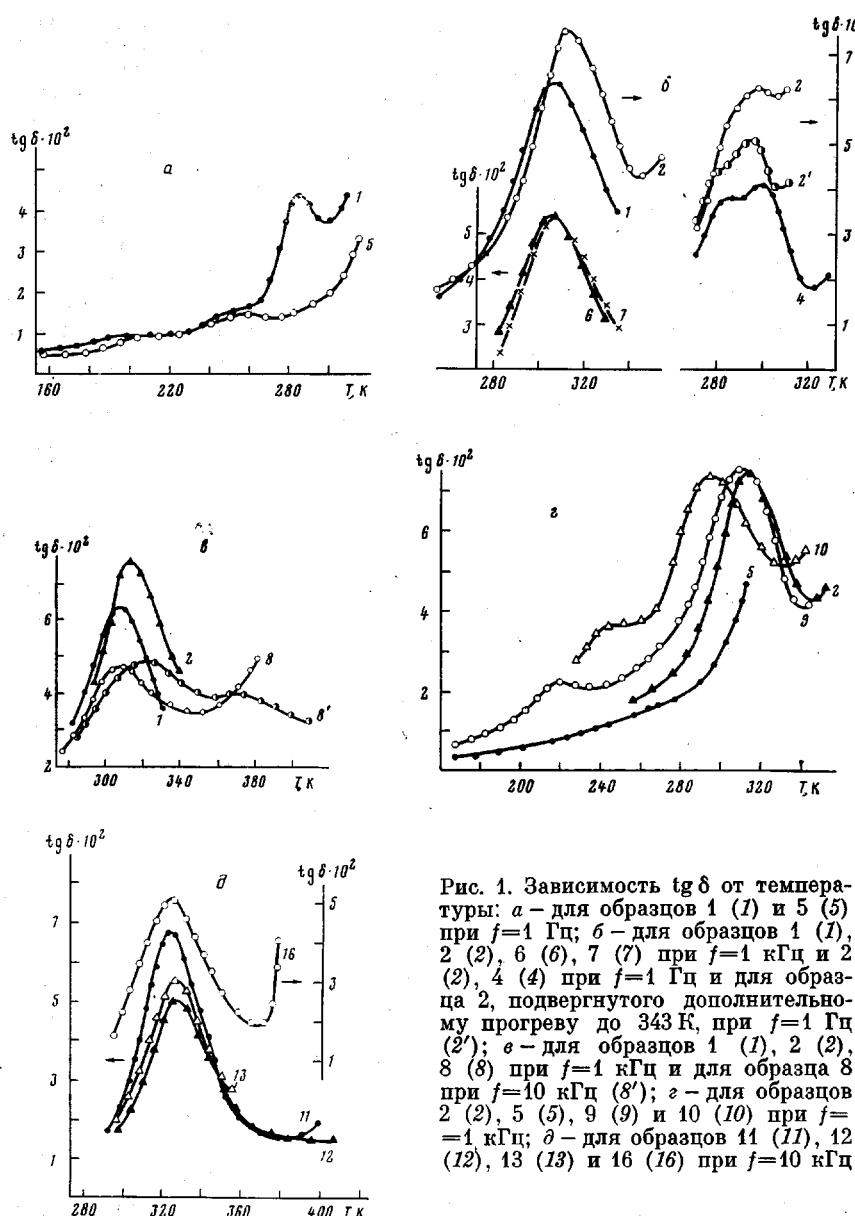


Рис. 1. Зависимость $\text{tg } \delta$ от температуры: *а* – для образцов 1 (1) и 5 (5) при $f=1$ Гц; *б* – для образцов 1 (1), 2 (2), 6 (6), 7 (7) при $f=1$ кГц и 2 (2), 4 (4) при $f=1$ Гц и для образца 2, подвергнутого дополнительному прогреву до 343 К, при $f=1$ Гц (2'); *в* – для образцов 1 (1), 2 (2), 8 (8) при $f=1$ кГц и для образца 8 при $f=10$ кГц (8'); *г* – для образцов 2 (2), 5 (5), 9 (9) и 10 (10) при $f=1$ кГц; *д* – для образцов 11 (11), 12 (12), 13 (13) и 16 (16) при $f=10$ кГц

вания статистических сополимеров ММА – метилакрилат (МА) [5], ММА – стирол [6, 7] и гомополимеров ПММА и полибутилакрилата (ПБА).

В образце 1 со стороны высоких температур (284 К) наблюдается область $\text{tg } \delta_{\max}$ (рис. 1, *а*), которую следует рассматривать как результат поляризации полярных групп – СОО в звеньях ММА и БА, сопровождающий переход через T_c . Этот вид поляризации с энергией активации 201 кДж/моль осуществляется в процессе теплового движения кинетических сегментов макромолекул (α -переход), характеризуемого высокой степенью меж- и внутрицепной кооперативности.

Сегментальной подвижностью макромолекул обусловлен также процесс ядерной магнитной релаксации, который проявляется как область максимума на зависимости $1/T_1$ от температуры при 408–418 К в сополимерах 1 и 5 (рис. 2, *а*). Эта относительно узкая область ядерной магнитной релаксации является промежуточной по величине ($1/T_1$)_{max} и по температурному положению областей релаксации, связанных с сегментальным движением макромолекул в гомополимерах ПММА и ПБА.

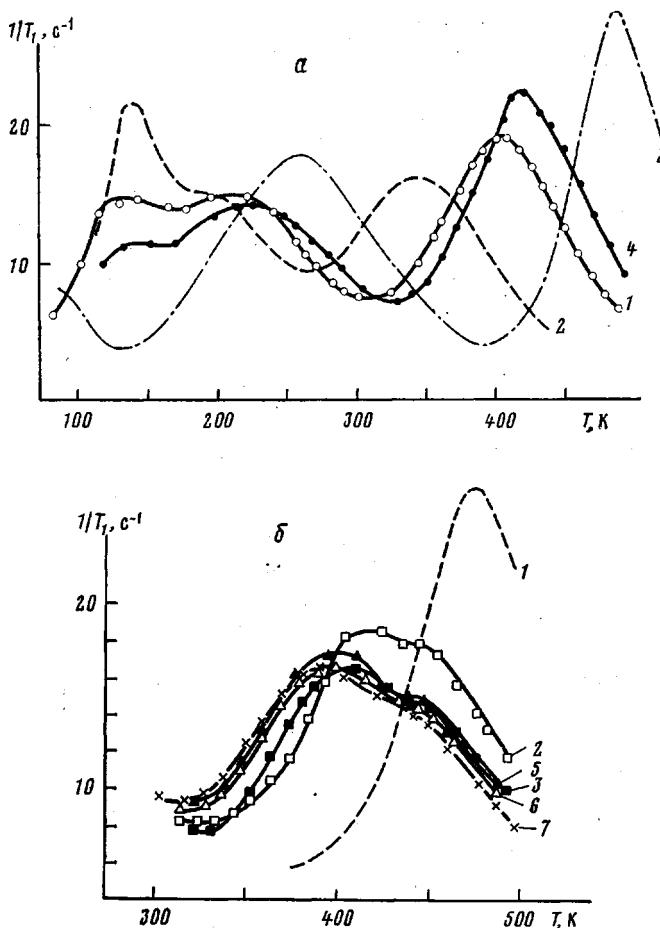


Рис. 2. Зависимость $1/T_1$ от температуры: а – для образцов 1 (1) и 5 (4), ПВА (2), ПММА (3); б – для ПММА (1) и образцов 2 (2), 4 (3), 6 (5), 7 (6), 8 (7) при $f_{\text{рез}}=18,6$ МГц

Для системы 5, содержащей большее количество звеньев MMA по сравнению с сополимером 1, а следовательно, имеющую и более высокую T_c , области $(1/T_1)_{\text{макс}}$ и $\text{tg } \delta_{\text{макс}}$ сдвинуты к высоким температурам. Диэлектрический α -переход при звуковых частотах не наблюдается из-за большой электропроводности данного образца.

При низких температурах наблюдаемые области $\text{tg } \delta_{\text{макс}}$ следует связать с поляризацией полярных групп звеньев MMA и BA, которая имеет место в стеклообразных полимерах за счет сохранения подвижности кинетических единиц, локализованных в пределах монозвена или его части (дипольно-групповые процессы или β -переходы). Ранее при изучении закономерностей диэлектрического β -перехода в статистических сополимерах в зависимости от состава было установлено [5], что времена релаксации, а следовательно, и температура β -перехода в сополимерах акрилатов или метакрилатов определяется строением основной цепочки сомономера. Следствием этого является тождественность температур β -перехода MMA в сополимерах с MA или со стиролом, так как они вводят в сополимер участки главной цепи идентичного строения (то же можно сказать и о β -переходе в акрилатах, если последние сополимеризуются, например, с MMA или α -метилстиролом).

Из имеющихся данных по сополимерам MMA – MA следует, что при содержании MMA 40 мол. % β -процесс групп MMA располагается при 248–253 К (частота 1 Гц) [5]. Исходя из сказанного, β -поляризация MMA в сополимере с BA должна иметь ту же температуру перехода, что и в сополимере с MA с тем же содержанием MMA. Действительно, из рис. 1, а

видно, что вблизи 253 К в образце 1 наблюдается переход, который может быть идентифицирован как движение боковых сложноэфирных групп в звеньях ММА.

На основе подобных аналогий процесс при 193–203 К можно отнести к β -поляризации боковых групп БА. В сополимере 5 с большим содержанием ММА оба β -перехода сдвинуты к более высоким температурам, чем в сополимере 1.

Исследование спин-решеточной релаксации протонов в области низких температур (рис. 2, а) показывает существование в сополимерах 1 и 5 перекрывающихся областей релаксации, обусловленных тремя типами движения: вращательной подвижностью α -CH₃-групп в звеньях ММА и МАК (этот тип подвижности проявляется в сополимерах в интервале температур 213–263 К) [7], переориентацией боковых бутильных групп как целого (203–213 К) [8] и вращением концевых CH₃-групп бокового привеска в звеньях БА (128 К) [8]. Последние два типа движения можно видеть в чистом ПБА. Вращение –O–CH₃-группы в звеньях ММА наблюдается при ~73 К [7].

Параметры процессов релаксации, связанных с локальными видами молекулярной подвижности, зависят главным образом от внутримолекулярной подвижности и поэтому практически не чувствительны к морфологическим особенностям полимерных композиций.

Для выяснения влияния морфологии композиции на ее релаксационные свойства наибольший интерес представляет анализ высокотемпературных областей диэлектрической и ядерной магнитной релаксации (α -переходы), обусловленных сегментальным движением макроцепей. Рассмотрение α -процессов в композициях и является предметом последующего обсуждения.

На рис. 1, б приведены температурные зависимости $\operatorname{tg} \delta$ образцов 1, 2, 4, 6 и 7.

Согласно работе [1], структура композиции 2 представляет собой равномерно распределенные в объеме сополимера (непрерывная фаза) ядра ПММА (дисперсная фаза). В связи с этим кривая $\operatorname{tg} \delta(T)$ должна отражать, во-первых, наложение двух зависимостей, соответствующих ПММА и сополимеру 1, и, во-вторых, явления в переходных слоях, если таковые образуются на границе раздела двух фаз.

В табл. 3 приведены сведения о температурном положении областей $\operatorname{tg} \delta_{\max}$ дипольно-сегментальных потерь (α -переход) в сополимере 1 и дипольно-групповых (β -переход) в ПММА.

Таблица 3

Температура диэлектрических переходов в сополимере 1
и ПММА

Образец	Тип перехода	Температура перехода при частоте		
		1 Гц	0,4 кГц	1 кГц
Сополимер 1	α	284	301	306
ПММА	β	282	333	346

Из табл. 3 и из данных по фазовому соотношению компонентов следует, что при частоте 1 кГц вклад диэлектрических потерь ПММА в $\operatorname{tg} \delta_{\max}$ образца 2 должен быть очень небольшим, так как соответствующая область β -процесса в ПММА по сравнению с сополимером смешена на 40° к высоким температурам. Сумма этих вкладов экспериментально воспроизводится кривой $\operatorname{tg} \delta(T)$ для образцов 6 и 7 (рис. 1, б). Они подготовлены из смесей латексов ПММА и сополимера 1 высушиванием латекса или через общий растворитель соответственно и представляют собой системы несовмещенных компонентов. Согласно рис. 1, б, область $\operatorname{tg} \delta_{\max}$ является вполне симметричной и по температуре совпадает с таковой для сополимера 1. Следовательно, можно считать, что наблюдаемая для композиции 2 область диэлектрических потерь связана с движениями

только в сополимерном компоненте. Однако по сравнению с сополимером 1 область диэлектрической релаксации в образце 2 сдвинута к высоким температурам и имеет асимметричную форму. С целью интерпретации указанных отличий было исследовано диэлектрическое поведение композиции 2, подвергнутой дополнительному прогреву до 343 К (кривая 2' на рис. 1, б), а также образца 4. Из рис. 1, б видно, что прогрев композиции усилил асимметрию формы кривой, выделив плечо со стороны низкотемпературной ветви, а для пленки из раствора 4 удалось наблюдать разделение области $\text{tg } \delta_{\max}$ на два пика.

Совпадение температуры области $\text{tg } \delta_{\max}$ в сополимере 1 и выделившихся на кривых 2' и 4 плеча и низкотемпературного пика позволяет считать идентичными механизмы соответствующих процессов поляризации в названных образцах и рассматривать их как α -переход в компоненте, имеющем структуру сополимера 1. Процесс при температуре 296–299 К в рассматриваемых образцах следует отнести за счет существования сополимерной фазы с большим, чем в сополимере 1, содержанием звеньев ММА. Такой слой, обогащенный ММА, учитывая неполную конверсию последнего (табл. 1), мог образоваться при синтезе латекса в начале дозировки пластифицирующей смеси мономеров на затравочный латекс. Наличие такого промежуточного по составу переходного слоя на границе раздела фаз сегрегированных полимеров может привести к изменению межцепных взаимодействий, которые существенно влияют на времена релаксации диэлектрических α -процессов. При растворении латексной пленки в органическом растворителе (образец 4) небольшое количество промежуточного по составу сополимера выделяется в отдельную фазу и полученная пленка утрачивает морфологические особенности композиции 2.

Наличие небольшого количества полимера, не совмещающегося с обоими полимерными компонентами (ПММА и сополимер 1), подтверждается электронной микрофотографией образца 4, на которой наблюдается фазовое разделение трех полимеров (рис. 3, а). В то же время в образце 7, полученном из раствора смеси латексов 1 и ПММА, выделение третьей фазы не обнаруживается (рис. 3, б).

Наличие в композициях 2 и 4 полимера, обогащенного ММА по сравнению с композицией 1, подтверждается и методом спин-решеточной релаксации протонов. В образце 2 обнаружена широкая область $(1/T_1)_{\max}$, которая отражает суперпозицию по крайней мере двух релаксационных процессов сегментального типа (рис. 2, б). При этом с компонентом ПММА, по-видимому, связан процесс при более высоких температурах (~ 453 К). Область $(1/T_1)_{\max}$ при 393–413 К обусловлена движением сегментов макромолекулы в сополимерном компоненте. Проявление в композициях областей релаксации, присущих составляющим полимерам, свидетельствует о преимущественной сегрегации компонентов.

Спин-решеточная релаксация чувствительна к локальным кинетическим свойствам системы в объемах, определяемых размером кинетической единицы (сегменты), но она не чувствительна к размерам фазовых доменов, если их объем значительно превышает характерный объем кинетической единицы. Поэтому не вызывает удивления близость зависимостей $1/T_1(T)$ для систем 6 и 7, различающихся по морфологии (рис. 2, б). Сдвиг же α -процесса сополимерного компонента в системах 2 и 4 в сторону более высоких температур по сравнению с его положением в системах 6 и 7 отражает, по-видимому, отличие химического строения сополимера, получаемого полимеризацией на затравочном латексе ПММА (его обогащение звеньями, повышающими кинетическую жесткость цепи, компонента ММА). В пользу этого свидетельствует также отсутствие подобного сдвига α -процесса в системе 8 (рис. 2, б), полученной из латексных частиц, в которых сополимер 1 является ядром, а ПММА – оболочкой. Сдвиг же к более высоким температурам $(1/T_1)_{\max}$ для сополимера в системе 2 по отношению к системе 4 может отражать существование в первой более сильных межфазных взаимодействий в результате внедрения между ними переходного слоя, промежуточного по составу.

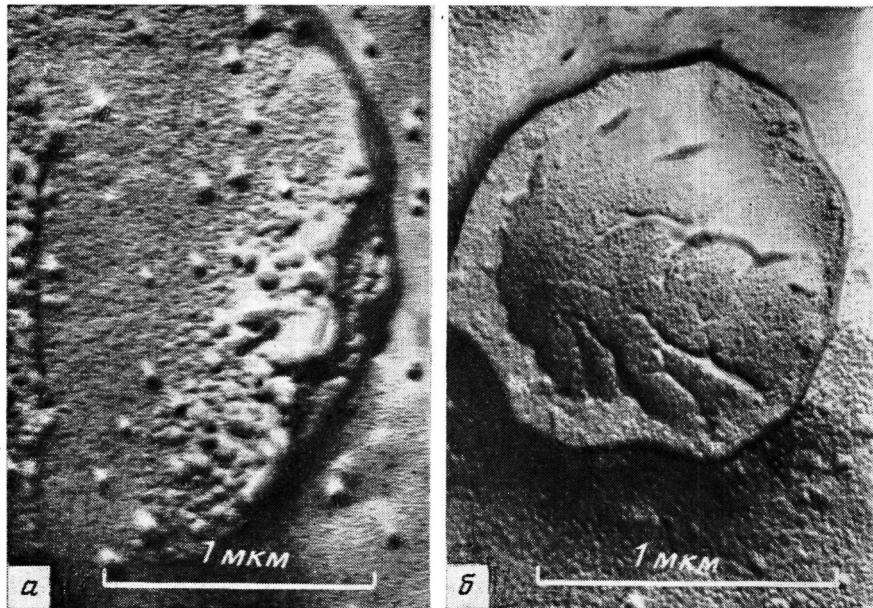


Рис. 3. Электронные микрофотографии реплик с поверхности пленок 4 (а) и 7 (б)

Сохранив в системе количественное соотношение звеньев ММА, БА и МАК, были получены латексы и из них приготовлены пленки, где затравочные ядра образованы сополимером 1, а матрица сформирована полимеризацией на них ММА. Сравнивая температурные зависимости $\operatorname{tg} \delta$ образцов 1, 2 и 8 (рис. 1, в) видно, что главный вклад в диэлектрические потери вызван дипольно-сегментальной поляризацией в сополимерном компоненте. Температура области $\operatorname{tg} \delta_{\max}$ образца 8 совпадает с α -процессом в сополимере 1. В отличие от композиции 2 для образца 8 удалось выделить вблизи 373 К второй процесс релаксации дипольной поляризации в ПММА (кривая 8', рис. 1, в). Для областей диэлектрического поглощения характерен расширенный по сравнению с образцами 2 и 1 интервал температур и асимметрия формы кривой. Эти признаки можно рассматривать как указание на существование межфазных переходных слоев.

На рис. 1, г представлены температурные кривые диэлектрических потерь образцов идентичного количественного состава: сополимеров 5 и 9 и композиций 2 и 10. Системы 9 и 10 отличаются от композиции 2 тем, что не содержат МАК. Как и следовало ожидать, α -переход в сополимере 9 сдвинут к низким температурам по сравнению с образцом 5 точно так же, как α -переход в сополимере 10 сдвинут к низким температурам по сравнению с композицией 2. Как и для предыдущих вариантов композиций, кривая диэлектрической абсорбции приобретает некоторую асимметрию, и в композиции 10, следовательно, можно говорить о существовании переходного слоя.

Изучение систем на основе ПС и сополимеров стирола с БА и МАК привело к аналогичным выводам. На рис. 1, д приведены температурные зависимости $\operatorname{tg} \delta$ для образцов 11–13 и 16. Как и в предыдущем случае, асимметрия формы пика наблюдается только для композиции 12 – аналога образца 2. Пик становится симметричным при переходе к образцу 13, полученному после растворения композиции 12 и приготовления пленки из раствора. Симметричной является форма кривой сополимера 11, а также смесей ПС и сополимера 11 (образец 16). Следует отметить, что для пленок, полученных высушиванием из латекса, наблюдаются более низкие температуры α -перехода (на 5–7°), чем для пленок из раствора.

Таким образом, проведенные ранее [1] и в настоящей работе исследования показывают, что условия латексной полимеризации существенно влияют на молекулярную структуру и морфологию микрокомпозиционных

многокомпонентных полимеров. Использование релаксационных методов позволяет сделать определенные заключения о структурных особенностях такого рода систем.

Сопоставляя представленные в работе данные о диэлектрической и ядерной магнитной релаксации с механическими свойствами, можно предположить, что повышение механических показателей пленок (прочность и удлинение) латексов, полученных затравочной полимеризацией пластифицирующей смеси мономеров на ядре кинетически жесткого полимера, связано с морфологией латексных частиц «ядро — оболочка» и наличием между ядром и оболочкой переходного слоя полимера, промежуточного по мономерному составу.

ЛИТЕРАТУРА

1. Елисеева В. И., Титова Н. В., Чалых А. Е., Слонимский Г. Л. Высокомолек. соед. А, 1978, т. 20, № 6, с. 1265.
2. Williams D. J. J. Elastoplast, 1973, v. 5, p. 6.
3. Yeliseyeva V. I. Brit. Polymer J., 1975, v. 7, p. 33.
4. Яначек Й., Елисеева В. И., Коларжик Й., Войта Б., Титова Н. В. Высокомолек. соед. А, 1977, т. 19, № 10, с. 2203.
5. Михайлов Г. П., Борисова Т. И., Иванов Н. Н., Нигманходжаев А. С. Высокомолек. соед. А, 1967, т. 9, № 4, с. 778.
6. Михайлов Г. П., Борисова Т. И. Высокомолек. соед., 1959, т. 1, № 4, с. 563.
7. Михайлов Г. П., Шевелев В. А. Высокомолек. соед. А, 1968, т. 10, № 3, с. 617.
8. Михайлов Г. П., Шевелев В. А. Высокомолек. соед. А, 1967, т. 9, № 11, с. 2442.

Институт физической
химии АН СССР
Институт высокомолекулярных
соединений АН СССР

Поступила в редакцию
7.I.1981

DIELECTRICAL AND NUCLEAR MAGNETIC RELAXATION IN LATEX POLYMERS IN CONNECTION WITH THEIR MORPHOLOGICAL FEATURES AND PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES

Afanasyeva N. V., Borisova T. I., Tchitchagova Ye. R.,
Shevelev V. A., Titova N. V., Yeliseyeva V. I.

Summary

The temperature dependences of dielectrical relaxation and spin-lattice relaxation of protons have been studied for films of three types of structures and with different mechanical properties made from copolymers of methyl methacrylate with butyl acrylate and methacrylic acid and styrene with butyl acrylate and methacrylic acid. The structure of individual particles was regulated by various techniques of emulsion polymerization. For the structure «nucleus-cell» characterized by the most strength of composite latex polymers the existence of transitional layers in the interphase was shown being intermediate towards the monomer composition. The dependence of physico-mechanical properties of composite polymers on the sequence of disposition of polymers in «nucleus-cell» structure and on the method of film preparation (from latex or from solution) was established.