

УДК 541.183+532.64

ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ РАСТВОРИТЕЛЯ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК БИНАРНЫХ СОПОЛИМЕРОВ СТИРОЛА И *n*-БУТИЛАКРИЛАТА, СФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИВОМ НА ТВЕРДЫЕ СУБСТРАТЫ

© 2020 г. Ю. Г. Богданова^{1, *}, А. В. Шапагин², Ю. В. Костина³,
А. А. Щербина^{2, 4}, В. Д. Должикова¹, Е. В. Черникова^{1, 3, 4}, А. В. Плуталова¹

¹Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова,
химический факультет, Ленинские горы, д. 1, стр. 3, Москва, 119991 Россия

²Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН,
Ленинский просп., д. 31, корп. 4, Москва, 119071 Россия

³Институт нефтехимического синтеза им. А.В. Топчиева РАН,
Ленинский просп., д. 29, Москва, 119991 Россия

⁴Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева,
Миусская площадь, д. 9, Москва, 125047 Россия

*e-mail: yulibogd@yandex.ru

Поступила в редакцию 06.03.2019 г.

После доработки 19.08.2019 г.

Принята к публикации 30.08.2019 г.

Предложен методологический подход к изучению влияния природы растворителя на адгезионные свойства пленок бинарных сополимеров с различной микроструктурой цепи, основанный на комплексном анализе величин термодинамической работы адгезии в модельных системах полимер–жидкость и результатов механических испытаний в сочетании с квантово-химическими расчетами. Подход впервые реализован для сополимеров стирола с *n*-бутилакрилатом с градиентным и статистическим распределением сомономерных звеньев в цепи, синтезированных радикальной полимеризацией с обратной передачей цепи. Полученные результаты демонстрируют принципиальную возможность регулирования адгезионных свойств пленок бинарных сополимеров путем изменения химической природы растворителя, из которого они формируются.

DOI: 10.31857/S0023291220020020

ВВЕДЕНИЕ

Создание полимерных адгезивов с заданным комплексом механических характеристик является важной научной и практической задачей. Хорошо известно, что на адгезию полимеров оказывает влияние комплекс различных факторов: химический состав и структура адгезива и субстрата, условия формирования и разрушения адгезионных соединений и т.д. [1–3]. В этой связи проблема направленного регулирования адгезионных свойств полимерных пленок остается актуальной, и для ее решения можно использовать последние достижения в области полимерной химии, связанные с регулированием микроструктуры полимерной цепи и избирательным взаимодействием функциональных групп полимера с растворителем [4–12]. Однако уже известные на практике возможности макромолекулярного дизайна в настоящее время опережают понимание влияния микроструктуры (архитектуры) цепи на

адгезионные свойства полимерных пленок. Поэтому при решении конкретных практических задач создания полимерных адгезивов требуется разработка методологических подходов, позволяющих прогнозировать свойства этих адгезивов.

Ранее в рамках молекулярной теории адгезии был предложен подход, позволяющий прогнозировать адгезионные свойства полимерных пленок на основании величин термодинамической работы адгезии в системах полимер–жидкость, в которых жидкость моделирует твердые субстраты различной полярности [13]. Корректность этого подхода была подтверждена на примере многокомпонентных полимерных связующих при сопоставлении рассчитанных адгезионных характеристик с экспериментально определенной прочностью на разрыв полимерных композиционных материалов, содержащих наполнители различной природы.

В данной работе этот подход расширен применительно к изучению влияния природы растворителя на адгезионные свойства бинарных сополимеров заданной микроструктуры с узким молекулярно-массовым распределением, полученных радикальной полимеризацией с обратимой передачей цепи.

Известно, что химическая природа растворителя может оказывать существенное влияние на конформацию макромолекул в поверхностных слоях пленок аморфных полимеров, сформированных методом полива [6, 11, 12], что неизбежно будет влиять на адгезионные свойства полимерных пленок. Однако связь микроструктуры цепи, природы растворителя, использованного для формирования пленок, и поверхностных свойств пленок практически не исследована. В работе [14] было показано, что при проведении подобных исследований перспективной может оказаться комбинация методов смачивания и ИК-спектроскопии нарушенного полного внутреннего отражения в сочетании с квантово-химическими расчетами.

Цель данной работы – выявить влияние растворителя, из которого сформированы пленки бинарных сополимеров на основе *n*-бутилакрилата (НБА) и стирола (СТ), на их адгезионные свойства по отношению к твердым субстратам различной природы и проследить за влиянием микроструктуры полимерной цепи на адгезию пленок при их получении из растворителей различной химической природы. Выбор объектов исследования обусловлен следующими факторами: простотой синтеза сополимеров СТ/НБА разной микроструктуры, наличием для них большого числа общих растворителей, легкостью исследования химической структуры сополимеров спектроскопическими методами, высокой адгезией акрилатных сополимеров.

Ранее мы показали, что на адгезионные свойства градиентных сополимеров СТ/НБА оказывают влияние молекулярная масса и относительное содержание сомономеров в макромолекулах [15]. Так, при измерении прочности на расслаивание адгезионных соединений сополимеров СТ/НБА с ПЭ и ПЭТФ наблюдается их когезионный разрыв при содержании стирола 18 мол. %. При этом сополимеры с содержанием СТ более 50 мол. % вообще не обеспечивают адгезионной прочности в соединениях с исследованными субстратами при комнатной температуре.

При постоянной молекулярной массе сополимера и сохранении архитектуры полимерной цепи снижение содержания НБА в сополимере градиентного строения приводит к закономерному снижению величины прочности адгезионных соединений на расслаивание при комнатной температуре. Регулировать адгезионные характери-

стики в данном случае можно за счет подбора оптимального соотношения между составом сополимера СТ/НБА и его молекулярной массой.

Таким образом, данное исследование является развитием наших предыдущих работ и направлено на выяснение закономерностей влияния условий формирования пленок бинарных сополимеров на основе виниловых сомономеров на их адгезионные свойства. Разработка методологии исследования позволит прогнозировать влияние микроструктуры полимерной цепи и природы растворителя, из которого сформированы пленки, на адгезионные свойства других сополимеров.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Объекты исследования – пленки бинарных сополимеров СТ с НБА различной микроструктуры, сформированные методом полива из толуола и ацетона на твердую подложку. Сополимеры СТ/НБА с градиентным ($M_n = 51 \times 10^3$, $M_w/M_n = 1.11$) и статистическим ($M_n = 59 \times 10^3$, $M_w/M_n = 1.56$) распределением мономерных звеньев (рис. 1) с содержанием стирола 30 мол. % были синтезированы ранее путем радикальной полимеризации с обратимой передачей цепи; методика синтеза и выделения сополимеров подробно описана в работе [16].

Согласно предложенной методологии исследование адгезионных свойств пленок включало три этапа. Сначала методом смачивания были определены значения свободной поверхностной (межфазной) энергии пленок на границах с воздухом (γ_{sv}) и жидкостями различной полярности – водой ($\gamma_{w(w)}$) и октаном (γ_{so}). Для этих целей пленки сополимеров СТ/НБА были сформированы из растворов в толуоле и ацетоне (1 мг/мл) поливом на поверхность алюминиевых пластинок (20 мм × 10 мм × 2 мм) с последующим высушиванием в течение 24 ч при комнатной температуре. Остаточное содержание растворителя после сушки не превышало 1 мас. % по данным термogravиметрического анализа (ТГА) с помощью термоанализатора TG 209 F1 Iris (Netzsch). Дисперсионную (γ_{sv}^d) и полярную (γ_{sv}^p) составляющие γ_{sv} пленок сополимеров определяли двухжидкостным методом в рамках приближения Оуэнса–Вендта–Кабли [17, 18], используя для расчета этих величин краевые углы натекания тестовых жидкостей (дистиллированной воды и диiodометана) на поверхности пленок [19].

Межфазную энергию пленок сополимеров на границах с водой ($\gamma_{s(w)}$) и октаном (γ_{so}), моделирующих полярную и неполярную фазы, определяли в соответствии с подходом Рукенштейна [20]. Для этого использовали экспериментальные значения краевых углов измеренных при подве-

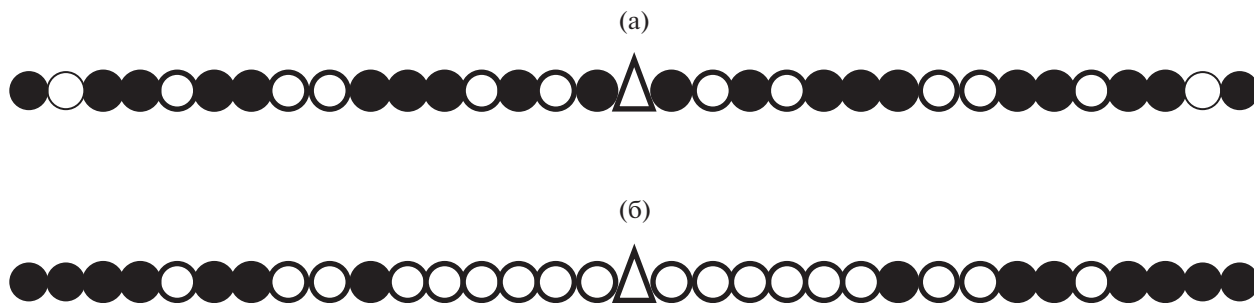


Рис. 1. Схематическое изображение структуры цепи для сополимеров СТ/НБА со статистическим (а) и градиентным (б) распределением сомономерных звеньев (белые кружки – *n*-бутилакрилат, черные кружки – стирол, треугольник – триглицеридная группа).

дении пузырьков воздуха и капель октана к поверхности пленки, контактировавшей с водой в течение 24 ч (θ_v и θ_o соответственно), и краевых углов капель воды на поверхности пленки, контактировавшей с октаном в течение 24 ч (θ_{ow}).

В отсутствие набухания полимера и лабильности (подвижности) полимерных цепей в поверхностном слое пленок, контактирующих с жидкостями, значения $\gamma_{S(w)w}$ и γ_{SO} должны быть близки к соответствующим значениям межфазной энергии полимер/вода (γ_{sw}) и полимер/октан (γ''_{SO}), рассчитанным с использованием дисперсионной и полярной составляющих поверхностного натяжения воды (γ_w) и октана (γ_o) [19, 20] и поверхностной энергии пленок [20, 21]. Такой расчет был проведен по уравнениям

$$\gamma_{sw} = \gamma_{sv} + \gamma_w - 2(\gamma_{sv}^d \gamma_w^d)^{1/2} - 2(\gamma_{sv}^p \gamma_w^p)^{1/2},$$

$$\gamma''_{SO} = \gamma_{sv} + \gamma_o - 2(\gamma_{sv}^d \gamma_o^d)^{1/2},$$

где верхние индексы *d* и *p* обозначают дисперсионную и полярную компоненты. Сопоставление величин $\gamma_{S(w)w}$ и γ_{sw} , γ_{SO} и γ''_{SO} (табл. 1) позволило получить информацию о состоянии поверхностного слоя полимерных пленок, контактирующих с жидкостями, моделируемыми полярный и неполярный твердый субстраты.

Краевые углы измеряли на горизонтальном микроскопе с гониометрической приставкой при температуре $20 \pm 1^\circ\text{C}$ с точностью 1°C ; точность определения величин поверхностной и межфазной энергии полимерных пленок составляет 1 мДж/м^2 .

С использованием полученных значений γ_{sv}^d , γ_{sv}^p , $\gamma_{S(w)w}$ и γ_{SO} , а также поверхностного натяжения воды и октана рассчитывали величины работы адгезии пленок сополимеров к полярной (W_{pp}) и неполярной (W_{dd}) модельным жидкостям:

$$W_{pp} = \gamma_{sv} + \gamma(\text{H}_2\text{O}) - \gamma_{S(w)w},$$

$$W_{dd} = \gamma_{sv} + \gamma(\text{C}_8\text{H}_{18}) - \gamma_{SO}.$$

Величины работы адгезии W_{pp} и W_{dd} использовали в качестве параметров прогноза адгезионных свойств пленок сополимеров СТ/НБА, сформированных из различных растворителей, к полярным и неполярным фазам соответственно [13]. При адгезионном характере разрушения адгезионного соединения имеет место образование двух новых поверхностей раздела (адгезив–воздух, субстрат–воздух) и исчезновение межфазной поверхности адгезив–субстрат, что соответствует термодинамическому выражению работы адгезии в терминах энергетических характеристик межфазных поверхностей. Это обеспечивает принци-

Таблица 1. Поверхностная энергия (γ , мДж/м²) пленок сополимеров, сформированных из толуола и ацетона, на границах с воздухом (γ_{sv}), водой ($\gamma_{S(w)w}$ и γ_{sw}) и октаном (γ_{SO}) и работа адгезии пленок к воде (W_{pp} , мДж/м²) и октану (W_{dd} , мДж/м²); γ_{sv}^d и γ_{sv}^p – соответственно дисперсионная и полярная составляющие γ_{sv}

Сополимер СТ и НБА	Растворитель	γ_{sv}^d	γ_{sv}^p	γ_{sv}	$\gamma_{S(w)w}$	γ_{sw}	γ_{SO}	γ''_{SO}	W_{dd}	W_{pp}
Градиентный	Толуол	44	0	44	40	53	5	3	61	77
	Ацетон	43	2	45	12	35	6	5	61	106
Статистический	Толуол	41	1	42	18	40	3	3	60	96
	Ацетон	40	1	41	12	40	3	3	59	101

пиальную возможность прогноза прочности адгезионного соединения полимер/твердый субстрат на основании величин термодинамической работы адгезии, рассчитанной для систем полимер/жидкость, моделирующая твердый субстрат.

На втором этапе измеряли прочность адгезионных соединений на расслаивание под углом 180° (ASTM D3330/D3330M-04(2010)) на разрывной машине Z010 (Zwick Roell Group), оборудованной системой видеозахвата с объективом ($10\times$), отслеживающей зону отслаивания; скорость нагружения составляла 10, 20, 50 и 100 мм/мин. Испытания проводили при комнатной температуре $22 \pm 1^\circ\text{C}$. В качестве адгезива выступали сополимеры СТ/НБА, в качестве субстрата использовали промышленные пленки полиэтилена (ПЭ) толщиной 75 мкм ($\gamma_{sv} = 31$ мДж/м²), полиэтилен-терефталата (ПЭТФ) толщиной 75 мкм ($\gamma_{sv} = 39$ мДж/м²) и стеклянные пластины толщиной 2 мм ($\gamma_{sv} = 140$ мДж/м²).

Пленки сополимеров наносили поливом из растворов (5–7 мас. %) в толуоле или ацетоне на поверхность армирующей адгезив пленки из ПЭТФ (ЗАО Мультифлекс). Толщину адгезива (100 мкм) фиксировали с помощью горизонтального ножа. Далее адгезив на подложке сушили в два этапа: при комнатной температуре в парах растворителя до постоянного веса, далее 24 ч в сушильном вакуумном шкафу при давлении 10^{-3} мм рт. ст. и комнатной температуре. Остаточное содержание растворителя в адгезивах контролировали методом ТГА.

Исследуемые сополимеры обладают значительной начальной липкостью и проявляют себя как адгезивы, чувствительные к давлению [22, 23], поэтому адгезионные соединения готовили ламинированием – совместным дублированием адгезива на армирующей подложке и субстрате при комнатной температуре. Для формирования соединений использовали стандартный прижимной ролик (450 г) без дополнительного давления. Время контакта адгезива и субстрата не превышало 10 мин.

Характер разрушения адгезионных соединений в процессе расслаивания регистрировали скоростной камерой разрывной машины, а также оценивали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS BX51 после расслаивания.

На третьем этапе работы было проведено квантово-химическое моделирование взаимодействия звеньев НБА и СТ с ацетоном и толуолом полуэмпирическим методом AM-1 в программном пакете MORAC.

Следует отметить, что подходы, использованные на трех указанных выше этапах исследования, ранее в совокупности не применялись. На начальных стадиях разработки предложенной в

данной работе методологии исследование адгезионных свойств полимеров проводили, сопоставляя величины термодинамической работы адгезии в модельных системах полимер–жидкость с прочностью адгезионных соединений [13] или энергетические характеристики поверхностей полимеров, сформированных из различных растворителей, с их спектральными характеристиками [14]. Новизна данной методологии исследования заключается в объединении данных всех описанных методов и в привлечении квантово-химических расчетов для объяснения различий в адгезионных свойствах пленок сополимеров, сформированных из разных растворителей.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Величины удельной свободной поверхностной энергии всех исследованных пленок сополимеров близки между собой (табл. 1) и соответствуют поверхностной энергии ПС [24, 25]. При этом основной вклад в поверхностную энергию пленок вносит дисперсионная составляющая. Величины межфазной энергии полимер–октан γ_{so} для всех пленок близки между собой и к величинам γ_{so}'' , рассчитанным по молекулярной теории смачивания.

Различие в энергетических характеристиках пленок сополимеров проявляется при их контакте с водой (табл. 1). Межфазная энергия полимер–вода $\gamma_{s(w)w}$, рассчитанная с использованием экспериментальных значений краевых углов в системах полимер/модельная жидкость для градиентного сополимера меньше межфазной энергии γ_{sw} , рассчитанной по молекулярной теории смачивания. Такое различие указывает на лабильность фрагментов полимерных цепей, содержащих полярные группы, в поверхностном слое пленки, контактирующей с водой, что приводит к понижению межфазной энергии в системе полимер/вода по сравнению с расчетным значением. Наименьшие значения $\gamma_{s(w)w}$, отвечающие максимальной лабильности, наблюдаются для пленок сополимеров СТ/НБА, сформированных из ацетона, при этом не выявлено влияния микроструктуры цепи на величину $\gamma_{s(w)w}$.

Анализ видеоизображений зон отслаивания показал, что разрушение адгезионных соединений статистического и градиентного сополимеров с различными субстратами происходит по-разному. В случае статистического сополимера наблюдается когезионный характер разрушения (возникновение и распространение трещины происходит в фазе адгезива и определяется его объемными свойствами), а в случае градиентного сополимера имеет место адгезионный отрыв (разрушение соединения реализуется вдоль межфазной границы).

Таблица 2. Физико-химические характеристики толуола и ацетона [22, 26]

Растворитель	Температура кипения, °С	Дипольный момент, Д	Параметр растворимости
Толуол	110.6	0.37	8.8–9.1
Ацетон	56.1	2.85	8.5–9.3

Таким образом, микроструктура полимерной цепи определяет характер разрушения адгезионных соединений сополимер–субстрат независимо от природы субстрата и растворителя, из которого сформированы пленки полимерного адгезива. Ввиду когезионного характера разрушения для сополимера со статистическим распределением звеньев прогноз адгезионных свойств на основании величин термодинамической работы адгезии не является корректным. Далее сопоставление поверхностных характеристик исследуемых пленок (табл. 1) и результатов определения адгезионной прочности проводили только для градиентного сополимера.

Результаты прочностных испытаний хорошо согласуются с расчетными величинами работы адгезии (W) градиентного сополимера к модельным жидкостям (рис. 2, табл. 1). Для пленок, сформированных из разных растворителей, величины работы адгезии к октану (W_{dd}) близки, и прочность адгезионных соединений градиентный сополимер/ПЭ практически одинакова. Пленки, сформированные из ацетона, характеризуются значительной прочностью адгезионных соединений с субстратами, содержащими полярные группы (стекло, ПЭТФ), при этом работа адгезии сополимера к воде (W_{pp}) значительно больше в случае пленок, сформированных из ацетона, по сравнению с пленками, сформированными из толуола.

Таким образом, экспериментальные данные о смачиваемости и измерения прочности адгезионных соединений полимер/твердый субстрат показывают, что природа растворителя, из которого сформированы пленки градиентного сополимера СТ/НБА, является дополнительным фактором, регулирующим его адгезионные характеристики за счет различий в подвижности фрагментов полимерной цепи в поверхностном слое пленки. Это предполагает разные конформации полимерных цепей в поверхностном слое. Полученный экспериментальный результат является нетривиальным, поскольку температура стеклования градиентного сополимера $T_g = -8^\circ\text{C}$ [26]. Следовательно, в условиях эксперимента полимерные пленки (или, по крайней мере, их поверхностные слои) находятся в высокоэластическом состоянии, что подразумевает достаточно высокую способность полимера к релаксации.

Известно, что поли(*n*-бутилакрилат) обеспечивает высокое значение начальной прочности

адгезионного контакта при формировании соединений при комнатной температуре, в то время как полистирол в качестве адгезива может быть использован только как базовый компонент клея-расплава с добавлением промолотых адгезии [15]. Это обусловлено разными температурами стеклования полистирола и поли(*n*-бутилакрилата), которые составляют 100°C [27] и -55°C [28] соответственно. Таким образом, липкость пленок градиентного сополимера СТ/НБА к твердым субстратам обеспечивают звенья НБА. В этой связи для объяснения различий в адгезионном поведении пленок следует сопоставить физико-химические характеристики растворителей (табл. 2), из которых сформированы пленки, и их сродство по отношению к НБА.

Данные табл. 2 показывают, что на формирование пленок может влиять разная скорость удаления растворителей, обусловленная их разными температурами кипения, а также различия в дипольном моменте молекул толуола и ацетона, который влияет на их энергию ориентационного взаимодействия с функциональными группами НБА в процессе формирования пленок. Близкие значения параметров растворимости позволяют полагать, что термодинамическое качество растворителя не оказывает существенного влияния на конформацию макромолекул сополимера СТ/НБА при формировании пленок. Это заключение согласуется с данными работы [29], в которой также показана независимость конформации полимера в пленке от термодинамического качества растворителя.

Для оценки энергии ориентационного взаимодействия НБА с ацетоном и толуолом было проведено квантово-химическое моделирование на примере мономерного звена (однозвенная модель), диады (двухзвенная модель) и триады (трехзвенная модель). Также было выполнено моделирование взаимодействия последовательности звеньев НБА с водой, моделирующей полярные твердые субстраты в экспериментах по прогнозированию адгезионных свойств сополимеров.

При увеличении числа звеньев НБА энергия взаимодействия с ацетоном уменьшается от $\Delta E = -11.5$ кДж/моль (однозвенная модель) до $\Delta E = -3$ кДж/моль (двухзвенная модель). Для триады звеньев НБА изменение длины связей и частичных атомных зарядов указывает на то, что между звеньями НБА в цепи могут реализовыв-

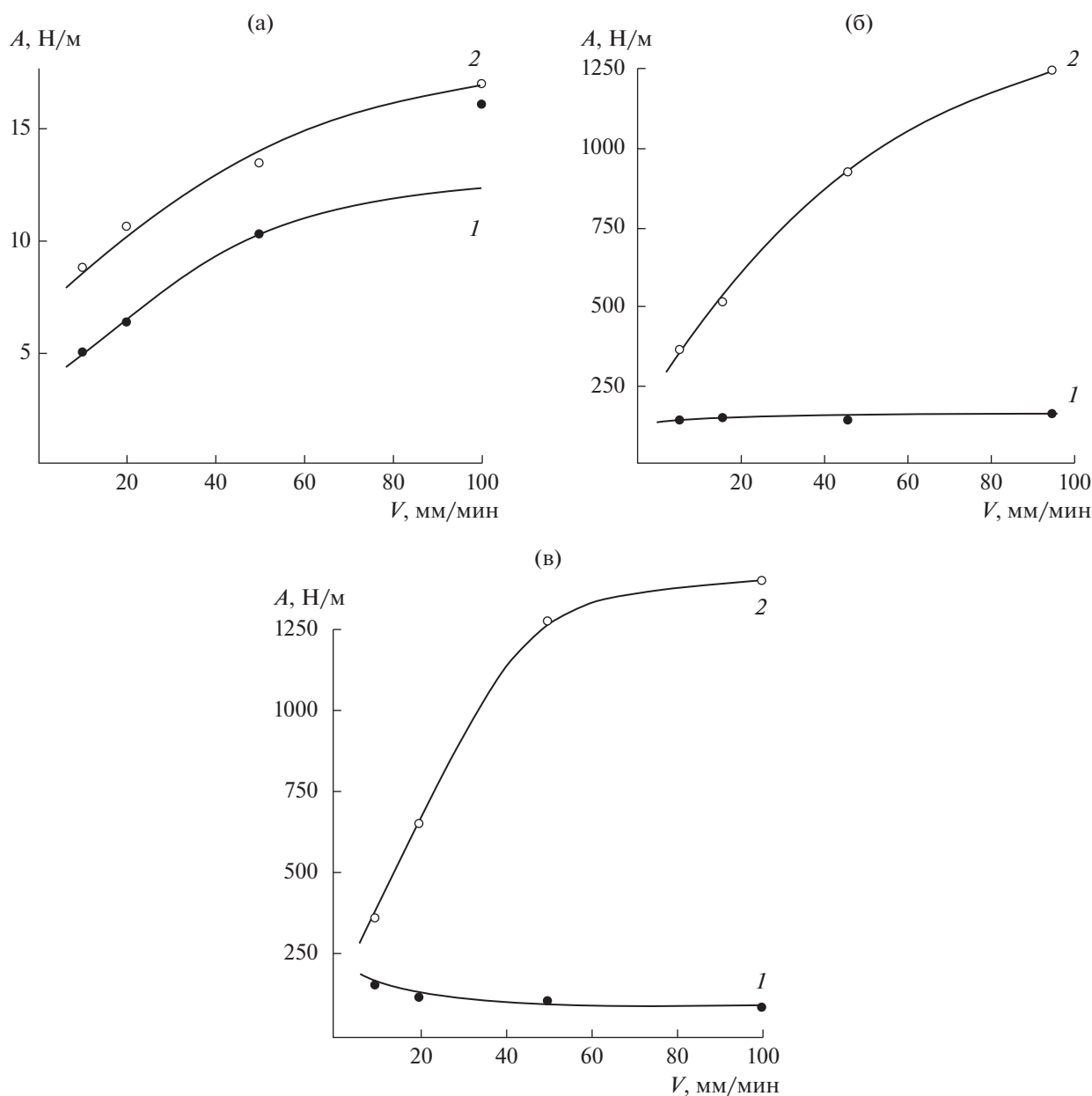


Рис. 2. Зависимости прочности (A) адгезионных соединений градиентного сополимера СТ/НБА, сформированных из толуола (1) и ацетона (2), от скорости расслаивания (V). Субстрат: ПЭ (а); ПЭТФ (б); стекло (в).

ваться нековалентные (индукционные, ориентационные) взаимодействия. При этом энергия взаимодействия триады НБА с водой составляет $\Delta E = -20.8$ кДж/моль. Расчет показывает, что взаимодействие триады НБА с водой энергетически выгоднее, чем внутримолекулярное взаимодействие.

Энергия взаимодействия звена НБА с толуолом невелика ($|\Delta E| \approx 5$ кДж/моль) и практически не изменяется при увеличении числа звеньев НБА. Она сопоставима с энергией взаимодействия звеньев СТ с толуолом: $\Delta E = -(3-7)$ кДж/моль. Низ-

кие значения ΔE свидетельствуют о сопоставимой лабильности звеньев СТ и НБА при контакте пленки, сформированной из толуола, с водой.

Сопоставление энергий взаимодействий фрагментов цепи сополимеров СТ/НБА с молекулами растворителей, из которых были сформированы пленки, и с модельной жидкостью (водой) позволяет полагать, что при контакте с водой пленки, сформированной из ацетона, вероятность перориентации фрагментов макроцепи, обогащенных НБА и обеспечивающих прочность адгезионного контакта при комнатной температуре, боль-

ше, чем в случае пленки, сформированной из толуола. Таким образом, квантово-химические расчеты согласуются с результатами расчета межфазной энергии полимер/вода (табл. 1): для пленок, сформированных из ацетона, $\gamma_{S(W)W}$ меньше, чем для сформированных из толуола. Кроме того, для пленок, сформированных из ацетона, наблюдается большее различие величин $\gamma_{S(W)W}$ и γ_{SW} , чем для сформированных из толуола. Это находит отражение в различии адгезионной прочности соединений полимер/субстрат для пленок, полученных из разных растворителей, что удалось показать экспериментально на примере градиентного сополимера.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что микроструктура сополимеров СТ и НБА определяет характер разрушения их адгезионных соединений независимо от природы растворителя, из которого сформирована пленка адгезива, и природы твердого субстрата. Природа растворителя является дополнительным фактором регулирования адгезионных свойств сополимеров СТ и НБА с градиентным распределением звеньев в полимерной цепи.

Предложена методология исследования взаимосвязи адгезионных свойств пленок бинарных сополимеров, природы растворителя, из которого они сформированы, и микроструктуры цепи полимерного адгезива.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках госбюджетных тем №№ АААА-А16-116030250108-3 (определение энергетических характеристик поверхностей полимеров методом смачивания), АААА-А19-119020490053-0 (квантово-химические расчеты), АААА-А19-119011790097-9 (прочностные испытания), АААА-А16-116031050014-6 (синтез полимеров).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Берлин А.А., Басин В.Е. Основы адгезии полимеров. М.: Наука, 1969.
2. Кинлок Э. Адгезия и адгезивы: наука и технология. М.: Мир, 1991.
3. Щербина А.А., Чалых А.Е. Адгезия и аутогезия полимеров. Переходные зоны. Фазовые равновесия. Взаимо- и самодиффузия. М.: ООО "Сам Полиграфист". М., 2018.
4. Muller A.H.E., Matyjaszewski K. Controlled and Living Polymerizations: From Mechanisms to Applications. Weinheim: Wiley-VCH, 2009.
5. Mansky P., Liu Y., Huang E., Russel P., Hawker C. // Science. 1997. V. 275. P. 1458.
6. Kostina J., Bondarenko G., Gringolts M., Rodionov A., Rusakova O., Alentiev A., Yakimanskii A., Bogdanova Yu., Gerasimov V. // Polym. Int. 2013. V. 62. P. 1566.
7. Kim S.H., Misner M.J., Xu T., Kimura M., Russell T.P. // Adv. Mater. 2004. V. 16. P. 226.
8. Dulgar C.A., Serhatli I.E. // Polym. Bull. 2018. V. 75. P. 877.
9. Peykova Y., Lebedeva O.V., Diethert A., Muller-Buschbaum P., Willenbacher N. // Int. J. Adhes. Adhes. 2012. V. 34. P. 107.
10. Gower M.D., Shanks R.A. // J. Appl. Polym. Sci. 2004. V. 93. P. 2909.
11. Barzic A.I., Albu R.M., Gradinaru L.M., Buruiana L.I. // E-POLYMERS. 2018. V. 18. P. 135.
12. González-Benito J., Teno J., González-Gaitano G., Xu S., Chiang M.Y. // Polym. Test. 2017. V. 58. P. 21.
13. Bogdanova Y.G., Dolzhikova V., Karzov I., Alentiev A. // Molecular Mobility and Order in Polymer Systems / Ed. by Darinskii A. Weinheim: Wiley-VCH, 2012. P. 63.
14. Bogdanova Y.G., Kostina J.V., Dolzhikova V.D., Chernikova E.V., Plutalova A.V. // Russ. J. Phys. Chem. A. 2015. V. 89. P. 2466.
15. Щербина А.А., Шанагин А.В., Черникова Е.В. // Сборник тезисов Шестой Всероссийской Каргинской конференции "Полимеры-2014". М.: МГУ, 2014. Т. 3. С. 926.
16. Chernikova E.V., Yulusov V.V., Garina E.S., Kostina Yu.V., Bondarenko G.N., Nikolaev A. Yu. // Polym. Sci. B. 2013. V. 55. P. 176.
17. Kloubek J. // Adv. Colloid Interface. Sci. 1992. V. 38. P. 99.
18. Адамсон А. Физическая химия поверхностей. М.: Мир, 1979.
19. Lee L.H. // Langmuir. 1996. V. 12. P. 1681.
20. Ruckenstein E., Lee S.H. // J. Colloid Interface Sci. 1987. V. 120. P. 153.
21. Богданова Ю.Г., Должикова В.Д., Мажуга А.Г., Шанагин А.В., Чалых А.Е. // Изв. Академии наук. Сер. хим. 2010. С. 1313.
22. Handbook of Pressure Sensitive Adhesive Technology / Ed. by Satas D. 3rd ed. Warwick Rhode Island: Satas&Associates, 1999.
23. Chalykh A.A., Chalykh A.E., Novikov M.B., Feldstain M.M. // J. Adhesion. 2002. V. 78. P. 667.
24. Wu S. Polymer Interface and Adhesion. N.Y.: Marcel Dekker, 1982.
25. Ван Кревелен Д.В. Свойства и химическое строение полимеров. М.: Химия, 1976.
26. Юлусов В.В. Закономерности образования сополимеров из мономеров разной активности в условиях полимеризации с обратимой передачей цепи. Дис. ... канд. хим. наук. М.: МГУ им. М.В. Ломоносова, 2014.
27. Нильсен Л.Е. Механические свойства полимеров и полимерных композиций. М.: Химия, 1978.
28. Липатов Ю.С., Нестеров А.Е., Гриценко Т.М., Веселовский П.А. Справочник по химии полимеров. Киев: Наукова Думка, 1971.
29. Joly C., Le Cerf D., Chappey C., Langevin D., Muller G. // Sep. Purif. Technol. 1999. V. 16. P. 47.