
НАНОРАЗМЕРНЫЕ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

УДК 541. (64+24):539.199

СОПОСТАВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ВОДОРАСТВОРИМОГО ФТАЛОЦИАНИНА НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ЛАТЕКСНОГО ПОЛИМЕРА В ПЛЕНКЕ И ПОКРЫТИИ

© 2024 г. Т. Р. Асламазова^{а,*}, В. А. Котенев^а, В. А. Ломовской^а, А. Ю. Цивадзе^а

^аФГБУН Институт физической химии и электрохимии имени А.Н. Фрумкина РАН,
Ленинский пр., 31, корп. 4, Москва, 119071 Россия

*e-mail: t.aslamazova@yandex.ru

Поступила в редакцию 26.11.2023 г.

После доработки 04.05.2024 г.

Принята к публикации 24.07.2024 г.

С применением метода динамической механической релаксационной спектроскопии исследовано релаксационное поведение эластичного латексного полимера в виде свободных пленок и при локализации на медной подложке до и после его модификации водорастворимой тетранатриевой солью медь — фталоцианин —тетрасульфониевой кислоты. Проведено сопоставление интенсивности α -релаксации и частоты колебательного процесса пленкообразующего сополимера с его термогравиметрическим поведением с учетом влияния на них модификатора, который может быть локализован в межчастичных областях латексных пленок и покрытий на медной поверхности.

Ключевые слова: фталоцианиновый модификатор, акриловый эластомер, межчастичные области полимерных пленок, диссипативные процессы, интенсивность релаксации, частота колебательного процесса

DOI: 10.31857/S0044185624030056, EDN: MELJZY

ВВЕДЕНИЕ

Латексные пленкообразователи находят широкое применение в различных областях жизни человека, что связано с их экологической безопасностью и уникальными физико-химическими и физико-механическими свойствами [1–4].

Среди латексных пленкообразователей особое место занимают акриловые водно-полимерные дисперсии [3–4], которым присущи ценные прикладные свойства, в частности, высокая адгезионная способность к подложкам различной химической природы.

На практике с целью получения латексных пленкообразователей с требуемыми свойствами используют композиции, состоящие из нескольких мономеров. Состав композиций определяет

физико-химические, адгезионные, эксплуатационные, декоративные свойства пленок и покрытий. Используя своеобразие процесса образования макромолекул в латексных системах, регулируют структуру полимера и морфологию частиц и, таким образом, влияют на свойства латексных пленок.

Для выяснения структуры латексных полимерных частиц может быть привлечен метод динамической механической релаксационной спектроскопии (ДМРС), в основе которого лежит возможность анализа высокоэластичности и релаксационного поведения полимера [5–7].

Особенность строения полимера обусловлена наличием двух видов структурных элементов (звеньев цепей и самих цепей), значительно различающихся подвижностью. В случае высокоэластичного полимера это проявляется

в перегруппировке звеньев, т.е. изменении конформации цепей при изменении температуры. Отсюда следует, что анализ релаксационной подвижности звеньев цепей и/или самих цепей с привлечением метода релаксационной спектроскопии может дать представление о структуре образующихся частиц и полимера.

Для придания латексному полимеру тех или иных свойств в состав композиций вводят различные модификаторы, которые придают пленкообразователям требуемые свойства, с одной стороны, а с другой, изменяют их структуру. В этих случаях широко используется метод ДМРС для описания особенностей структуры полимера, изменяющейся в присутствии модификаторов различной химической природы [3, 4, 8–11].

В настоящей работе с привлечением метода ДМРС изучены физико-химические характеристики диссипативных процессов в области температуры стеклования в латексном акриловом эластомере при его формировании в виде свободных пленок и покрытий на металлической поверхности и влияние на них водорастворимой тетранатриевой соли медь-фталоцианин-тетрасульфониевой кислоты, вводимой в систему в качестве модификатора на стадии ее приготовления. Сопоставляются особенности протекания диссипативных процессов α -релаксации и температурной зависимости частоты затухающего колебательного процесса в области температуры стеклования немодифицированного и модифицированного полимеров.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве латексного пленкообразователя использовали сополимер: стирол-бутилакрилат-метакриловая кислота с температурой стеклования 16°C, далее именуемый как полимер А.

В качестве водорастворимого фталоцианина использовали тетранатриевую соль медь (II)-фталоцианин-тетрасульфониевой кислоты.

Свободные латексные пленки готовили отливом латексов на тефлоновой подложке и высушиванием образца до постоянного веса.

При приготовлении покрытий латексы нанесли на медную фольгу с дальнейшим высушиванием образца до постоянного веса.

В качестве медной подложки использовали медную фольгу толщиной ~0.1 мм, представляющую собой сплав М1, содержащий в своем

составе 99.9% основного металла и прочих примесей, количество которых не выходит за рамки ~0.5%. Поверхность фольги перед нанесением полимерного образца очищали обработкой спиртовым раствором.

Для выяснения особенностей протекания диссипативных процессов в данном полимере, не модифицированном и модифицированном фталоцианином, исследовались спектры внутреннего трения $\lambda = f(T, ^\circ\text{C})$ в интервале температур от -150°C до 250°C в режиме свободных затухающих крутильных колебаний при частоте $\nu \approx 1$ Гц.

Микрофотографии полимерных частиц получены с применением атомно-силового микроскопа Enviroscope (Bruker). Индентором служил кантилевер NSG-0301, имеющий согласно паспортным данным жесткость $k = 1.5\text{--}15$ Н/м, резонансную частоту 90 кГц, высоту зонда 16 мкм, соотношение высоты к диаметру основания 4:1, радиус кончика 10 нм [12].

В экспериментах по термографии полимер подвергался термообработке на воздухе в интервале температур от 20° до 160°C (со скоростью повышения 5° в минуту), что соответствует температурам выше температуры стеклования исследованных полимеров [5–8].

Кривые термограммы снимали на приборе СДТ Q600 (США), совмещающим методами ДСК и ТГА.

На кривых термограмм фиксировали тепловой эффект, характеризующий химическую структуру полимера, температурной интервал его проявления и потерю массы при термообработке [13].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Прежде чем перейти к сопоставлению эффекта водорастворимого фталоцианинового модификатора на диссипативные процессы в исследуемом латексном эластомере при формировании на его основе пленки и покрытия, представим данные об особенностях их протекания при формировании модифицированной полимерной пленки.

На рис. 1 представлены кривые α -релаксации и частоты колебательного процесса в пленке немодифицированного и модифицированного эластомера.

Как видно на рис. 1 (а), максимум интенсивности диссипативных процессов α -релаксации, соответствующего области температуры стеклования полимера и свидетельствующего

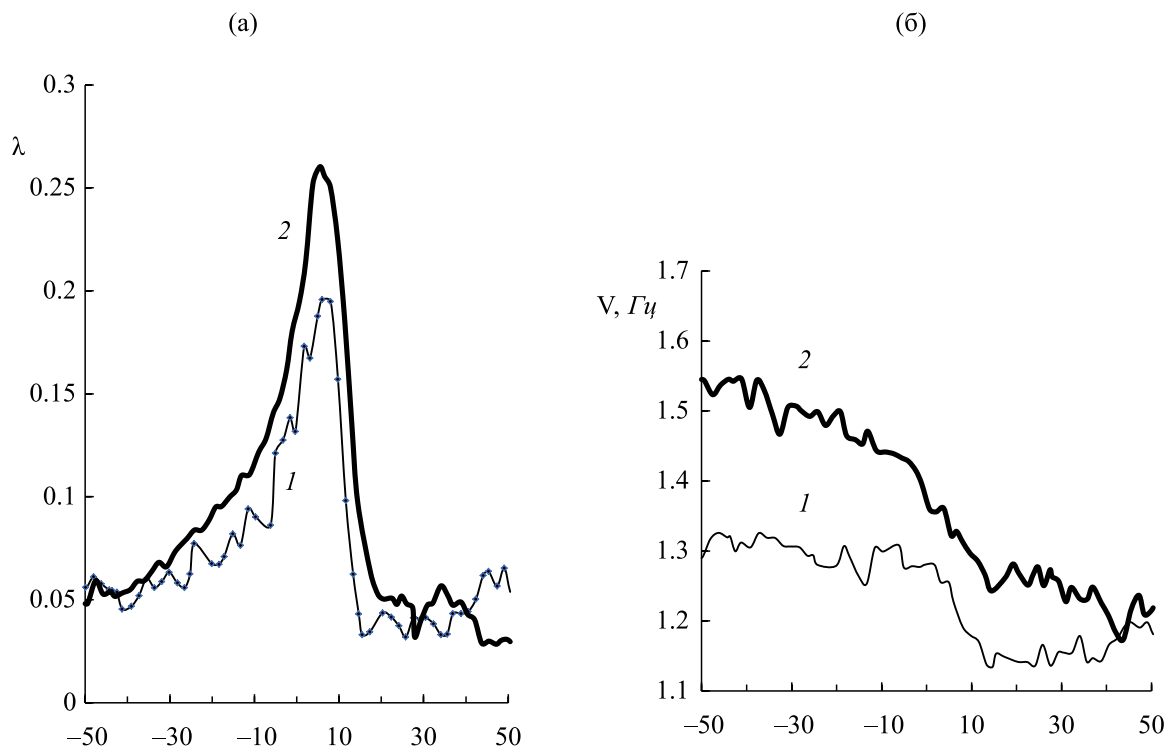


Рис. 1. Диссипативные процессы и частота колебаний в пленках (а, б): кривые 1 — без модификатора; кривые 2 — с модификатором.

оподвижности макроцепей, увеличивается в присутствии модификатора. При этом температура, при которой обнаруживается максимальное значение интенсивности α -релаксации, соответствует температуре стеклования полимера. Она практически не меняется, незначительно снижаясь от 6° до 5.5°C, что указывает на незначительный рост неупругости модифицированного полимера.

Основываясь на данных о влиянии модификатора на частоту колебательного процесса на рис. 1 (б), удастся сопоставить механические свойства полимера до и после его модификации фталоцианином согласно работам [5–7]. Анализ эффекта модификатора на неупругие свойства полимера основывается на рассмотрении изменения частоты колебательного процесса в области температуры стеклования. Как видно из рис., он характеризуется резким спадом частоты колебательного процесса, что подтверждает релаксационный механизм диссипативного процесса внутреннего трения в полимере.

Согласно работе [14, 15] сопоставление непрерывных спектров времен релаксации основывается выборе феноменологической модели стандартного линейного тела для

подтверждения экспериментальных данных по дефекту модуля, соответствующему проявлениям диссипативных потерь на спектрах их температурной зависимости и характеризующего неупругие свойства полимерного материала. Наличие дефекта модуля проявляется в виде резкого скачкообразного снижения модуля упругости при повышении температуры исследуемой латексной полимерной системы.

В температурной области спектра внутреннего трения при свободных затухающих колебаниях наблюдается пик потерь α -релаксации, а на соответствующей температурно-частотной зависимости наблюдается резкое снижение частоты свободных колебаний ν_i от $\nu_{i \max}$ до $\nu_{i \min}$.

Для релаксационного процесса, описываемого с привлечением модельных представлений стандартного линейного тела, дефект модуля ΔG представляется в виде:

$$\Delta G = (G_{T1} - G_{T2}) / G_{T1}, \quad (1)$$

где G_{T1} и G_{T2} — величина модуля сдвига при температуре, соответственно. Соблюдается неравенство $G_{T2} < G_{T1}$, так как $T_2 > T_1$.

Из литературы известно [5–7, 13], что в полимере, рассматриваемом как твердая конденсированная система, возможно распространение двух типов волн механического напряжения: продольная C_p и поперечная C_s , где $C_p > C_s$.

И тот и другой тип волны связаны с модулем сдвига. Их взаимосвязь с частотой колебательно-го процесса ν является одинаковой, что позволяет рассмотреть частотную зависимость дефекта модуля ΔG на примере поперечной сдвигаемой волны, где

$$C_s = \sqrt{G/\rho} \Rightarrow G = \rho C_s^2, \quad (2)$$

где G – модуль сдвига, ρ – плотность исследуемой системы.

Для линейных волн имеет место взаимосвязь:

$$\nu = C_s/l, \quad (3)$$

где l – длина волны и внутреннее $\lambda = \nu\theta = \nu/f = 2\pi \nu/\omega$; θ – период колебаний процесса, ν – линейная скорость, ω – угловая скорость.

Учитывая уравнения (1–3), получаем:

$$\nu l = \sqrt{G/\rho} \Rightarrow G = \rho \nu^2 l^2. \quad (4)$$

Учитывая, что в интервале температур проявления процесса α -релаксации можно пренебречь незначительными изменениями ρ и λ , то из уравнения 4 следует:

$$\Delta G = (G_{T1} - G_{T2})/G_{T1} \approx \rho l^2 (\nu_{T1} - \nu_{T2}) / \rho l^2 \nu_{T1} = (\nu_{T1} - \nu_{T2}) / \nu_{T1}. \quad (5)$$

Таким образом, дефект модуля, характеризующий релаксационные явления в полимере и его упругие свойства, может быть описан изменением частоты колебательного процесса, который экспериментально контролируется в методе динамической механической релаксационной спектроскопии (ДМРС).

С учетом соотношения между модулем упругости материала и частотой колебаний затухающего процесса возврата системы к равновесному положению [5–7, 14, 15] для теоретического анализа ширины непрерывного спектра времен релаксации используется корреляционная зависимость “модуль упругости – частота колебательного процесса”.

Теоретический дефект модуля внутреннего трения рассчитывается как разность частот в точках пересечения касательных к линейным участкам экспериментально установленных

температурных зависимостей частоты колебательного процесса.

В данной работе оценка дефекта модуля, характеризующего неупругость полимерного материала, проведена на основе анализа температурно-частотной зависимости в температурном интервале от -100° до $+100^\circ\text{C}$ в режиме свободных затухающих крутильных колебаний при частоте ν на горизонтальном крутильном маятнике [14, 15].

Резкое снижение модуля сдвига в обоих случаях указывает на разрушение сшивки релаксационной структуры и существенное изменение дефекта модуля ΔG , который оценивается по отрезку, отсекаемому касательными к кривой температурной зависимости частоты колебательного процесса. Величина ΔG пропорциональна соотношению $(\nu_2 - \nu_1)/(T_2 - T_1) = \Delta\nu/\Delta T$, где ν_1 , ν_2 – значения частоты колебательного процесса, соответствующие окончанию и началу спада кривых зависимости при температурах T_1 и T_2 [16, 17].

На основании теоретических представлений была проведена оценка дефекта модуля в свободных пленках немодифицированного и модифицированного полимера, значение ΔG которых равны 0.15 и 0.32 соответственно. Возрастание дефекта модуля для модифицированной полимерной пленки указывает на рост неупругости полимера.

Для понимания механизма влияния водорастворимого фталоцианина на физико-механические свойства исследованного латексного пленкообразующего полимера представляло интерес выяснить, прежде всего, как он локализуется в готовой пленке.

С этой целью проведено исследование термографического поведения немодифицированного и модифицированного полимеров в области температур от 25° до 150°C . Установлено наличие лишь одного теплового эффекта, обнаруживаемого в этом интервале температур, что может указывать на удаление остаточных следов воды, локализованных в межчастичных областях исследованного акрилатного полимера (рис. 2).

На представленных фото микроструктуры поверхности пленки видно наличие межчастотных областей, в которых происходит локализация фталоцианината. При этом данные Раман спектроскопии могут указывать на некоторую агрегацию молекул фталоцианина, характеризующих его люминесцентные свойства при определенной длине волны [12, 18, 19].

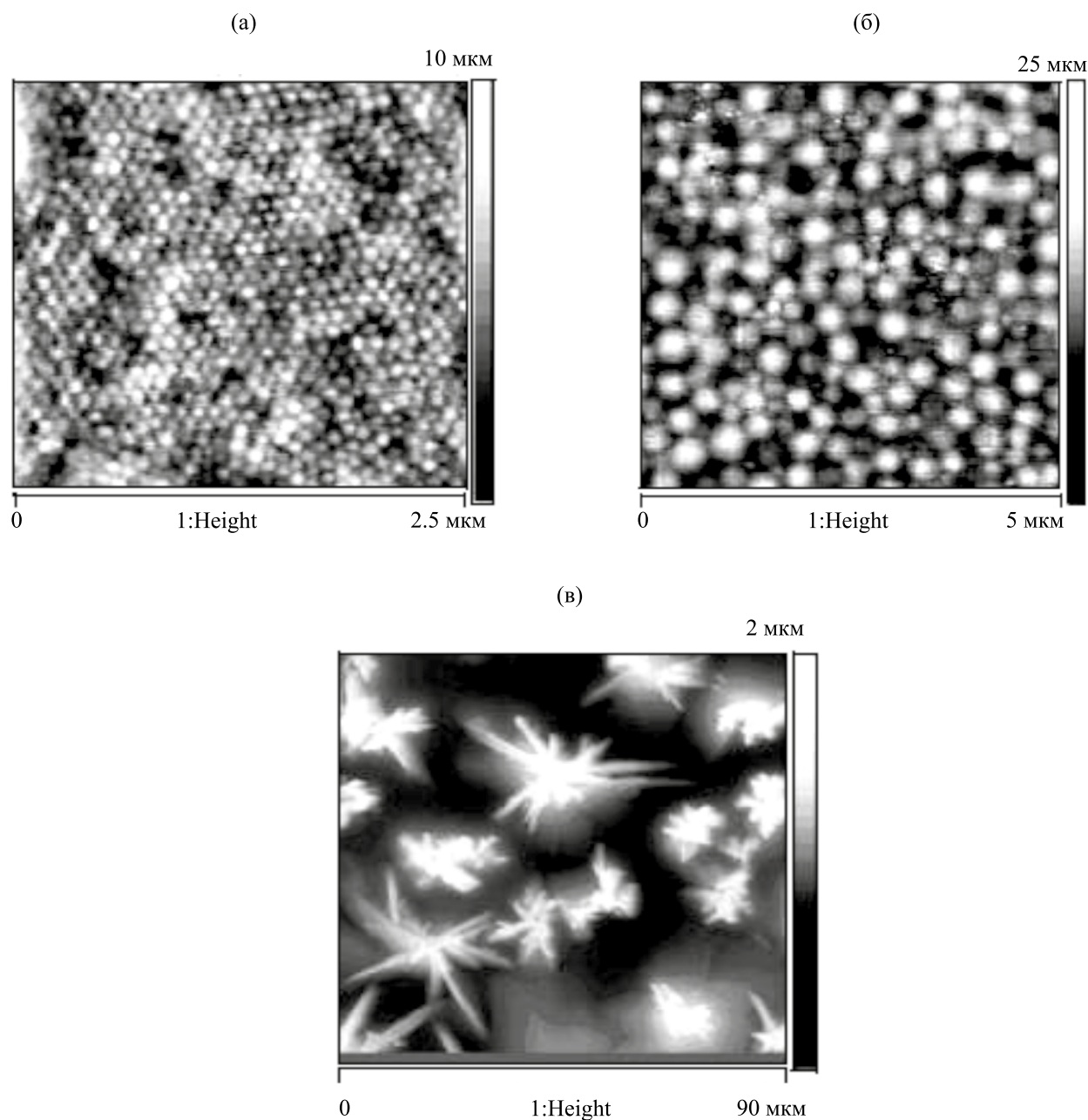


Рис. 2. Структура поверхности пленки латексного акрилатного полимера до (а) и после модификации ионным фталоцианином по данным АСМ (б) [12] и по данным Раман-спектроскопии (в) [18, 19].

Далее проведено исследование эффекта водорастворимого медь-содержащего фталоцианинового модификатора на диссипативные процессы в эластомерном покрытии на медной подложке. С целью подтверждения влияния физико-химических и физико-механических свойств медной поверхности на адгезионные и релаксационные свойства полимера исследование протекания диссипативных процессов

в композитной системе полимер-металл, в которой формообразующей подсистемой является металлическая подложка, а высокоэластичный полимер — исследуемым компонентом, продолжено с привлечением ДМРС [20].

На рис. 3 представлены кривые α -релаксации и частоты колебательного процесса в покрытии на медной подложке немодифицированного и модифицированного эластомера.

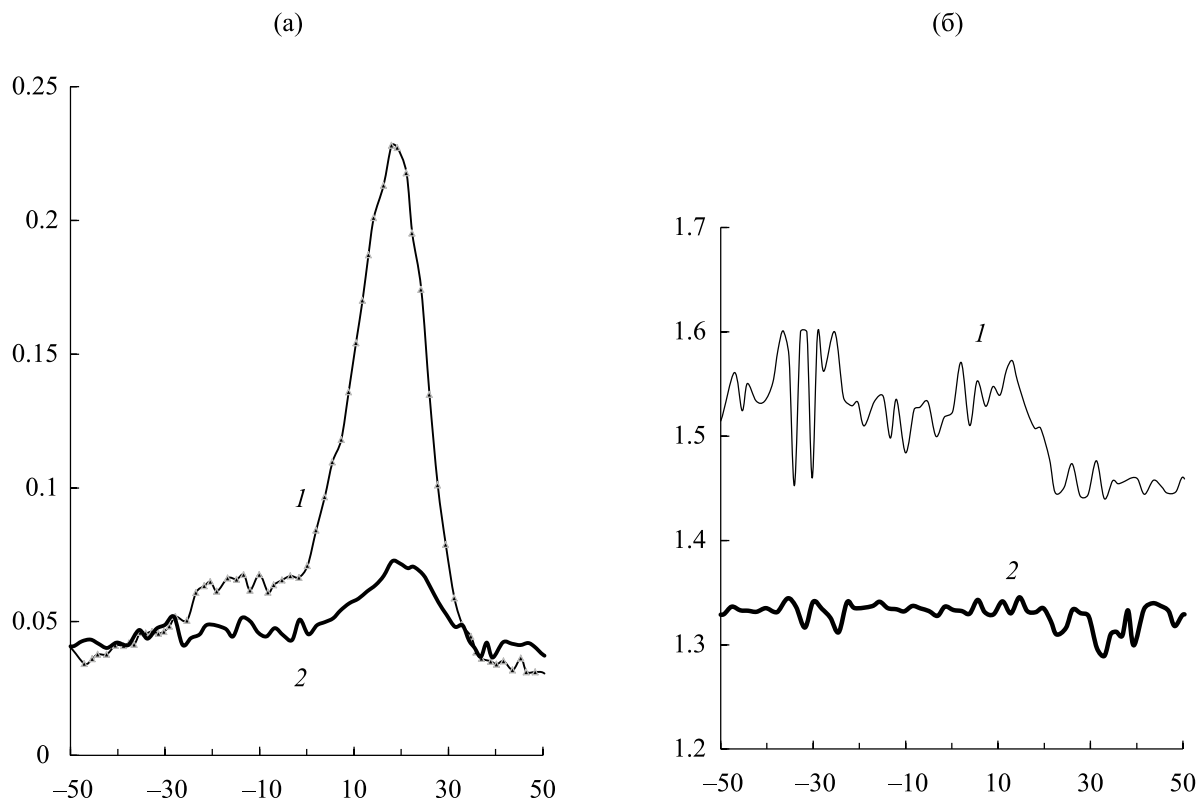


Рис. 3. Диссипативные процессы и частота колебаний в покрытиях (а, б): кривые 1 — без модификатора; кривые 2 — с модификатором.

Из сопоставления кривых α -релаксации на рис. 1 (а) и 3 (а), соответствующих эластомерной пленке и покрытию, видно существенное различие в эффекте модификатора на диссипативные процессы. В отличие от пленки их интенсивность не только не возрастает при модификации эластомера (как показано на рис. 1), локализованного на медной подложке, но и существенно снижается, указывая на эффект последней.

Учитывая содержание карбоксильных групп в полимерном составе эластомера, обеспечивающих высокие адгезионные свойства [18], можно говорить о некотором нивелировании роста подвижности макроцепей при их локализации на металлической подложке.

При этом обнаруживается рост температуры, соответствующей максимуму интенсивности α -релаксации и характеризующей температуру стеклования полимера, от 18° до 22°С, что подтверждает эффект металлической подложки на его адгезионные и релаксационные свойства.

На рис. 3 (б) представлена температурная зависимость частоты колебательного процесса в эластомере, не модифицированном

и модифицированным фталоцианином, при его локализации на медной подложке. Видно, что диссипативный процесс внутреннего трения в полимере, локализованном на металлической подложке, сохраняет релаксационный механизм, о чем свидетельствует падение модуля сдвига G в области его температуры стеклования композитной системы. Из сопоставления рис. 1 (б) и 3 (б) следует, что падение модуля сдвига менее выражено в покрытии.

Рассмотрение исследуемой системы как композита основано на том, что она может быть представлена как совокупность подсистем, различающихся по своему отклику на механическое воздействие, и следовательно, по физико-механическим характеристикам. Формообразующая несущая подсистема (металлическая фольга) отвечает за появление фона диссипативных потерь на спектре внутреннего трения. Поэтому потери в этой подсистеме должны быть постоянными во всей области температур исследования и по интенсивности проявления значительно меньшими, чем диссипативные потери в полимере.

Пики диссипативных потерь, наблюдаемые в различных температурных областях спектра,

отражают локальную подвижность определенных структурно-кинетических единиц той или иной подсистемы в переходном процессе от неравновесного термодинамического и механического состояния в равновесное. Наиболее четкое представление об изменении интенсивности пиков диссипативных потерь в области температуры стеклования спектра внутреннего трения актуально, так как это отражает локальную подвижность основных структурно-кинетических единиц подсистемы в переходном процессе от стеклообразного в высокоэластичное состояние.

Учитывая, что подвижность одних структурных элементов системы относительно других является диссипативным процессом, т.е. сопровождается рассеянием части энергии внешнего воздействия в данной системе, степень этой подвижности можно использовать как характеристику диссипативного процесса. Отсюда следует, что диссипативные процессы (или внутреннее трение) присущи всем агрегатным и фазовым состояниям исследуемой системы.

Наглядное сравнение протекания диссипативных процессов и температурных зависимостей затухающего колебательного процесса в пленке и покрытии немодифицированного полимера представлено на рис. 4. Отчетливо прослеживается снижение интенсивности α -релаксации и ощутимое повышение температуры,

соответствующей максимуму диссипативных процессов и температуры стеклования полимера при переходе от свободной пленки к полимерному покрытию (от 7° до 12°С), что свидетельствует о роли поверхности металлической подложки.

Для исключения вклада медной подложки на рис. 5 представлена температурно-частотная зависимость, наблюдаемая для формообразующей подсистемы. Из ее сопоставления с рис. 4 (б) следует, что подложка не влияет на характер температурно-частотной зависимости в композитной системе с участием высокоэластичного полимера во всей температурной области от -100 до $+50^\circ\text{C}$ и по интенсивности значительно слабее по сравнению с процессами, протекающими в исследуемом полимере. Создаваемый ими фон отражается только на расположении зависимостей в рамках частотной ординаты.

Косвенным подтверждением отсутствия вклада формообразующей подсистемы в температурно-частотную зависимость композита может явиться сопоставление упругих свойств медной подложки и исследуемого латексного полимера, в состав которого входит полиметилметакрилат, по эластичности наиболее близкий к натуральному каучуку. Понятно, что медная фольга имеет модуль упругости гораздо выше, чем полимеры. При этом надо отметить, что о равнозначности понятий упругости

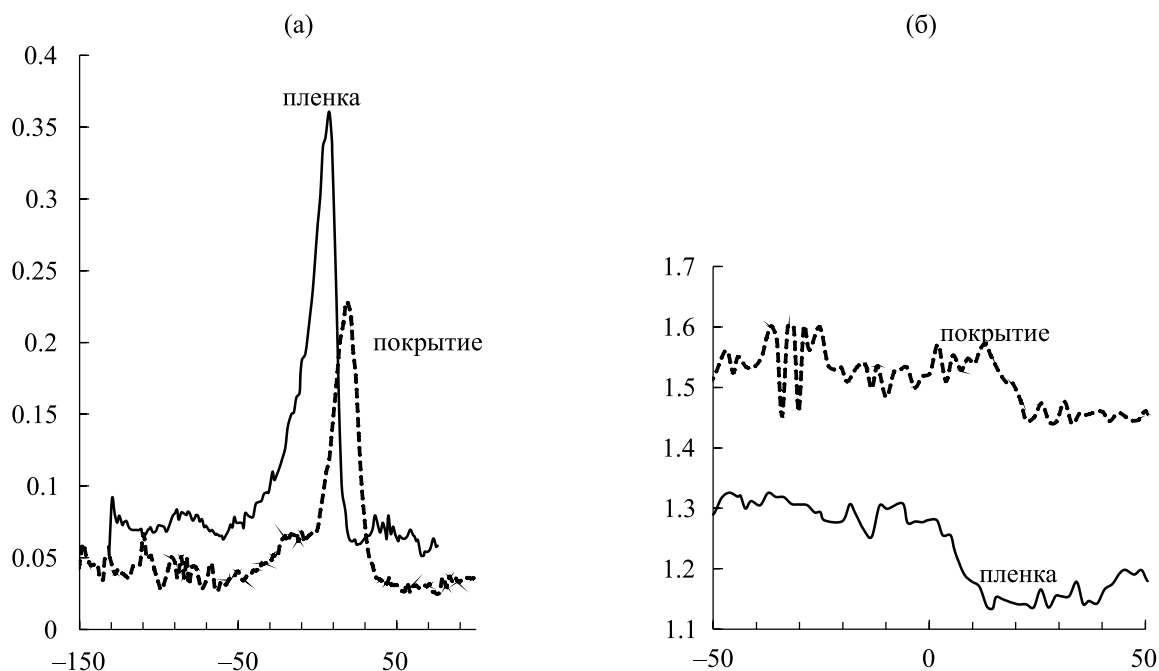


Рис. 4. Влияние подложки на диссипативные процессы и частоту затухающего колебательного процесса в эластомере в отсутствии модификатора (а) и в его присутствии (б).

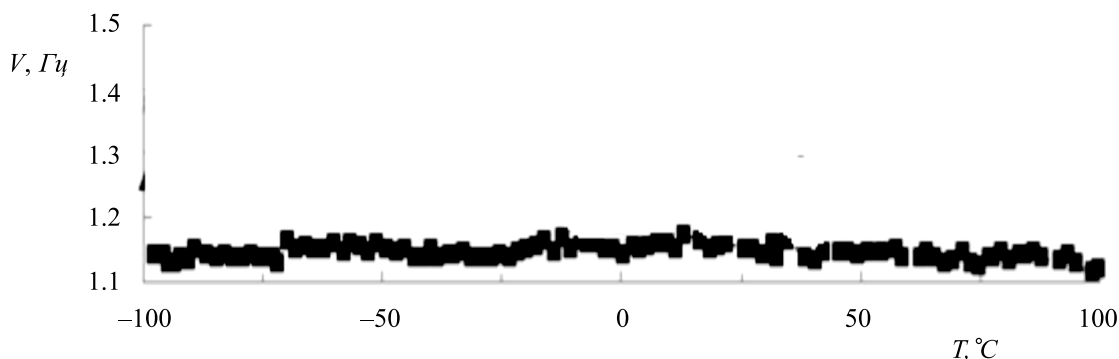


Рис. 5. Температурно-частотная зависимость формообразующей (медной) подсистемы.

и высокоэластичности говорить не приходится, так как упругость развивается в материале мгновенно, а высокоэластичная деформация — во времени.

На основании теоретических представлений была проведена оценка дефекта модуля для покрытий немодифицированного и модифицированного полимера на медной подложке, значение ΔG которых равны 0.10 и 0.06 соответственно. Такое снижение дефекта модуля для модифицированной полимерной пленки указывает на значительное снижение неупругости полимера, локализованного на поверхности металла. Кроме того, при сопоставлении значения ΔG для покрытий и пленок, для которых оно равно 0.15 и 0.32 соответственно, очевидно, что металлическая поверхность изменяет неупругие свойства немодифицированного полимера.

Дефект модуля снижается при модификации полимера, что соответствует снижению его неупругости. Как следует из сопоставления значений дефекта модуля, неупругость модифицированной полимерной пленки выше неупругости модифицированного покрытия на медной подложке, что является следствием преимущественного влияния металлической поверхности по сравнению с влиянием фталоцианиновой модификации, каждый из которых может вызывать нарушение релаксационной структуры эластомера.

Как показано в работе [13], термообработка свободных пленок и покрытий сопровождается удалением остаточных следов воды. При этом тепловой эффект возрастает с увеличением концентрации фталоцианината в пленках и покрытиях. Его величина выше в случае свободных пленок, коррелирует с общей потерей массы и протекает в меньшем температурном интервале. Обнаруживаемое различие для

свободных пленок и покрытий является следствием адгезии полимеров на металлической поверхности.

Здесь следует отметить: при сравнении интенсивности α -релаксации полимерной пленки и покрытия обнаруживается ее снижение в последнем случае. При сопоставлении интенсивности α -релаксации модифицированной пленки и покрытия происходит значительное снижение интенсивности диссипативного процесса в полимере, локализованном на медной подложке. Это может означать то, что эффект нарушения релаксационной структуры с введением фталоцианинатового модификатора в состав полимерного покрытия, который мог бы способствовать росту подвижности макроцепей (как это имеет место в случае свободной пленки), нивелируется адгезией полимера к металлической поверхности. Этот факт требует дальнейшего более детального изучения.

Активность медной поверхности к карбоксилсодержащим полиакрилатным покрытиям анализировалась в работе [21, 22], в которых с привлечением метода РФЭС показано наличие поверхностных оксидных и гидроксидных групп меди.

Увеличение теплового эффекта при термообработке свободных пленок и покрытий на медной поверхности с ростом концентрации фталоцианинового модификатора указывает на то, что чем выше концентрация последнего, тем больше воды удерживается в межчастичных пустотах, и в связи с этим требуется большее тепловое воздействие для ее удаления. Это в некоторой степени нивелируется на металлической поверхности из-за локализации полимера и частичного снижения межчастотных областей.

Таким образом на основании полученных данных можно прийти к следующим выводам.

Установлено различие в протекании диссипативных процессов в латексном эластомерных пленках и покрытиях, как в отсутствии, так и присутствии водорастворимого фталоцианинатового модификатора, вводимого в пленкообразующее на стадии приготовления пленок и покрытий.

В случае свободных пленок модификатор вызывает увеличение интенсивности α -релаксации, свидетельствующее о росте релаксационной подвижности макроцепей полимера. Температура, при которой наблюдается максимум интенсивности диссипативного процесса, и которая соответствует температуре стеклования полимера, практически не изменяется.

Анализ температурной зависимости частоты затухающего колебательного процесса в свободных пленках позволяет оценить значение дефекта модуля, характеризующего неупругость полимера. На основании анализа показано снижение упругости полимера при его модификации.

Картина протекания диссипативных процессов в латексном покрытии эластомер существенно меняется.

При сопоставлении протекания диссипативных процессов в латексном эластомере установлено, что их интенсивность в свободной пленке выше, чем в покрытии, что указывает на нарушение релаксационной подвижности макроцепей, адгезированных на активных (оксидных и гидроксидных) центрах медной подложки.

В случае модифицированных покрытий интенсивность α -релаксации снижается и указывает на значительное уменьшение релаксационной подвижности макроцепей, локализованных на металлической поверхности. Температура, при которой наблюдается максимум интенсивности диссипативного процесса, и которая соответствует температуре стеклования полимера, ощутимо увеличивается, что подтверждает эффект металлической подложки на его адгезионные свойства.

Перед тем, как сопоставить эффект модификатора на температурную зависимость частоты затухающего релаксационного процесса в покрытиях, был проведен анализ температурно-частотной зависимости медной подложки как формообразующей подсистемы. Анализ показал, что подложка не влияет на ее характер в композитной системе (полимер-медь) во всей температурной области от -100° до $+50^\circ\text{C}$ и по интенсивности значительно слабее по сравнению с процессами, протекающими в исследуемом эластомере.

Сопоставление температурной зависимости частоты затухающего релаксационного процесса в покрытиях, не модифицированных и модифицированных фталоцианинатов, показало то, что в отличие от свободных пленок в случае покрытий модификатор вызывает снижение значения дефекта модуля, и следовательно, увеличивает упругость полимера. Последнее коррелирует с ростом температуры стеклования полимера в покрытии.

С учетом данных ранее проведенного термографического анализа модифицированных и немодифицированных полимеров, а также данных атомно-силовой микроскопии можно заключить, что модификация латексного эластомера сопровождается локализацией фталоцианината в межчастичных областях формирующихся на его основе пленок и покрытий. Это вызывает нарушение релаксационной структуры системы, которое увеличивается с ростом концентрации модификатора. Металлическая поверхность, на которой локализуется модифицированный полимер, несколько нивелирует эффект нарушения релаксационной структуры.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Работа выполнена в рамках государственного задания Института физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крылов А.В., Толмачев И.А., Васильев В.К. // Лакокрасочные материалы и их применение. 2011. № 11. С. 14.
2. Андруцкая О.М. // Лакокрасочные материалы и их применение. 2011. № 12. С. 34.
3. Елисеева В.И. Полимерные дисперсии. М.: Химия, 1980, 296 с.
4. Еркова Л.Н., Чечик О.С. Латексы. Л.: Химия, 1983, 224 с.
5. Бартенев Г.М., Ломовской В.А., Ломовская Н.Ю. // Высокомолекулярное соединение. 1994. Т. 36. № 9. С. 1529.
6. Тагер А.А. Физикохимия полимеров (Физическая химия полимеров). М.: Научный мир, 2007, 545 с.
7. Валишин А.А., Горшков А.А., Ломовской В.А. // Известия РАН. 2011. Т. 46. № 2. С. 299.
8. Мэнсон Дж., Сперлинг Л. Полимерные смеси и композиты. Пер. с англ. М.: Химия, 1979, 439 с.
9. Липатов Ю.С. Физико-химические процессы на границе раздела в полимерных композициях. // Физическая химия полимерных композиций. К.: Наукова Думка. 1974. С. 3–17.

10. Морозова Е.М., Елисеева В.И., Коршак В.В. и др. О структуре и свойствах полимерных покрытий на основе наполненных амино(алкил)метакрилатов. // Физическая химия полимерных композиций. К.: Наукова Думка. 1974. с. 36–41.
11. Ходырев Б.С., Шут Н.И., Зеленев Ю.В. Влияние наполнения на релаксационные свойства полиформальдегида в широком интервале температур. // Физическая химия полимерных композиций. К.: Н.Д. 1974. С. 67–74.
12. Асламазова Т.Р., Котенев В.А., Золотаревский В.И., Цивадзе А.Ю. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2011. Т. 47. № 5. С. 468–473.
13. Aslamazova T.R., Kotenev V.A., Tsivadze A.Yu. // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2023. V. 59. № 6. P. 1230.
14. Асламазова Т.Р., Ломовской В.А., Котенев В.А., Цивадзе А.Ю. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2019. Т. 55. № 1. С. 65–71.
15. Асламазова Т.Р., Котенев В.А., Ломовская Н.Ю., Ломовской В.А., Цивадзе А.Ю. // Журнал физической химии. 2022. Т. 96. № 5. С. 707.
16. Асламазова Т.Р., Ломовской В.А., Котенев В.А., Цивадзе А.Ю. // Теор. основы хим. технологии. 2019. Т. 52. № 3. С. 246.
17. Асламазова Т.Р., Высоцкий В.В., Золотаревский В.И. и др. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2019. Т. 55. № 6. С. 1093.
18. *J. Aggregates* // Ed. by N. Kobayashi. Singapore: World Scientific. 1996.
19. McKeown N.B. Phthalocyanine Materials-Synthesis, Structure and Function, Cambridge University Press, Cambridge. 1998.
20. Асламазова Т.Р., Ломовская Н.Ю., Котенев В.А. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2022. Т. 58. № 2. С. 207.
22. Aslamazova T.R., Grafov O.D., Kotenev V.A. // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2022. V. 58. № 6. P. 1141.