

НАНОРАЗМЕРНЫЕ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ  
МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

УДК 541.(64+24):539.199

ВЛИЯНИЕ ПОРОШКА ЦИНКА НА ДИССИПАТИВНЫЕ ПРОЦЕССЫ  
В ЛАТЕКСНОМ ПОЛИМЕРЕ

© 2020 г. Т. Р. Асламазова<sup>1</sup>, \*, В. А. Котенев<sup>1</sup>, Н. Ю. Ломовская<sup>1</sup>,  
В. А. Ломовской<sup>1</sup>, А. Ю. Цивадзе<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физической химии и электрохимии имени А.Н. Фрумкина РАН,  
Ленинский пр., 31, Москва, 119071 Россия

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

Поступила в редакцию 21.06.2020 г.

После доработки 30.06.2020 г.

Принята к публикации 07.07.2020 г.

Анализируются причины расширения температурной области неупругости полимерного материала при температурах выше температуры стеклования при его наполнении цинковым порошком, исследуемого с применением метода динамической механической релаксационной спектроскопии. На спектрах внутреннего трения наполненного полимера обнаружено снижение интенсивности процессов  $\alpha$ -релаксации в области температуры стеклования, коррелирующее с характером температурной зависимости частоты колебательного процесса, а также изменение активности локального процесса  $\mu$ -релаксации при отрицательных температурах. Расширение температурной области неупругости (области эластичности) связано с нарушением межмолекулярных связей в полимере и образованием новых релаксационных структур в результате взаимодействия его карбоксильных групп и оксидных групп на поверхности металла. Проявление процессов  $\mu$ -релаксации связано с формированием различных форм льда при замораживании латексного полимера при отрицательных температурах.

*Ключевые слова:* релаксация, полимер, температура стеклования, локальные диссипативные процессы, неупругость, порошок цинка

DOI: 10.31857/S0044185620060030

ВВЕДЕНИЕ

Создание композиционных материалов для различных технологических применений с участием полимерных связующих является перспективным, так как они могут широко использоваться в различных областях жизни человека и технологических применений, могут обеспечить снижение экологической нагрузки на окружающую среду [1–3].

В работах [5–7] было обращено внимание на возможность создания новых морозостойких композиционных полимерных материалов на основе латексных стирол-акрилатных полимеров с температурой стеклования  $\leq 5^\circ\text{C}$ . Последние могут использоваться в качестве связующего в композиционных материалах, эксплуатируемых в низкотемпературных условиях. В этой связи вызывает интерес возможность создания новых композиционных материалов с участием полимерных связующих и металлических наполнителей, так как такие низкотемпературные материалы и покрытия могут эффективно противодействовать воздействию окружающей среды на

конструкционные материалы в условиях севера, а также могут обладать целым спектром важных для практического использования функциональных свойств.

Использование цинкового порошка в качестве металлического наполнителя как правило обусловлено свойством цинка противостоять коррозионным воздействиям, что используется при производстве красок, предназначенных для металлических поверхностей. Такие покрытия с использованием цинковой пыли повышают сопротивляемость металлических изделий механическим воздействиям и предохраняет их от коррозии [4].

Большое количество цинкового наполнителя в композиционном составе повышает защитные свойства краски, однако снижает прочность покрытия, которое со временем начинает трескаться и отслаиваться. Для решения этой проблемы приходится снижать содержание наполнителя, а также добавлять в лакокрасочный материал вспомогательные вещества (различные органические смолы и жидкое стекло). Для улучшения физико-

химических характеристик в такие покрытия могут добавляться различные присадки в виде отвердителей, водных фосфатов, ингибиторов, силикатов и соли хромовой кислоты. Фактически цинковая краска представляет собой особый тип грунтовок, поскольку используется она для первичного покрытия металлических конструкций и изделий [4].

Краска, в составе которой присутствует наполнитель в виде цинкового порошка, устойчива к воздействию влаги, а также нефтепродуктов и органических растворителей. Цинковую краску можно наносить непосредственно на ржавчину, причем без предварительной обработки металла. Такая краска обладает высокой прочностью к истиранию и повышенной стойкостью к механическим воздействиям.

Полимерное связующее в таких композиционных составах должно отвечать ряду эксплуатационных механических и прочностных характеристик, обеспечивающих требуемое качество покрытия и снижающих отрицательный эффект цинкового наполнителя на его прочность, сопровождающееся растрескиванием и отслаиванием краски от поверхностей.

В качестве связующего в таких композиционных покрытиях широко используются высокоэластичные полиакрилатные материалы.

Ранее с целью объяснения причин снижения прочностных характеристик полиакриловых покрытий в работах [8–10] исследован эффект металлического наполнителя на неупругие свойства полимеров на основе анализа протекания диссипативных процессов  $\alpha$ -,  $\beta$ - и  $\mu$ -релаксации в широком диапазоне температур. С привлечением метода динамической механической релаксационной спектроскопии [11–14] было показано изменение температуры стеклования и неупругости полимерного материала при наполнении порошком железа в зависимости от эластичности и функциональности полимера.

С учетом прикладных свойств цинкового порошка в данной работе проведено исследование его эффекта на физико-химические и физико-механические свойства эластичного акрилового полимера с привлечением метода динамической механической релаксационной спектроскопии [11–14]. Исследование основано на анализе диссипативных процессов  $\alpha$ - и  $\mu$ -релаксации, протекающих в ненаполненном и наполненном полимерах при температурах от  $-150$  до  $+50^\circ\text{C}$ , и выполнено с целью обоснования физико-химических причин расширения температурной области неупругости (увеличения области эластичности) композиционного полимера.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для исследования был использован стирол-акрилатный латексный полимер, содержащий карбоксилсодержащую компоненту, с температурой стеклования ( $T_{\text{ст}}$ )  $10^\circ\text{C}$ , далее именуемый как ЭКО1.

Средний размер частиц латексов и распределение частиц по размеру оценивали с использованием анализатора размеров частиц методом динамического рассеяния света Zeta sizer Nano-Zs (Malvern). Их размер варьируется от 10 до 100 нм.

Мелкозернистый порошок цинка (пудра) фирмы ООО “Индустрия” марки ПЦ1 с размером частиц от 0.1 до 8 мкм вводился при концентрации 1 мас. %.

Пленки готовили отливом до и после наполнения полимерных дисперсий на тефлоновой подложке.

Электронные микрофотографии полимерных пленок, наполненных высокодисперсным порошком железа, получены с привлечением сканирующего электронного микроскопа Quanta650.

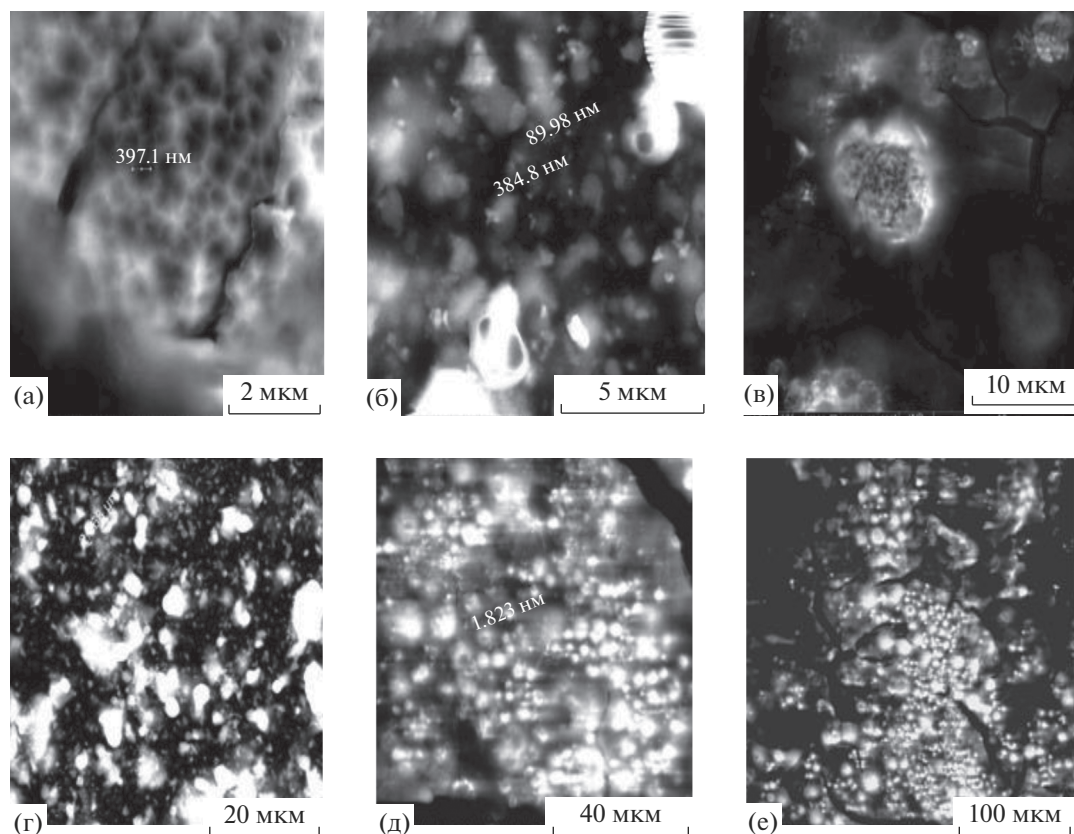
Оценка модуля сдвига и дефекта модуля проведена на основе анализа температурной зависимости частоты колебательного процесса в температурном интервале от  $-150$  до  $+50^\circ\text{C}$  в режиме свободных затухающих крутильных колебаний на горизонтальном крутильном маятнике с привлечением метода динамической релаксационной спектроскопии [11–14].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Перед тем, как перейти к анализу эффекта цинкового порошка на спектр внутреннего трения и температурную зависимость частоты колебательного процесса, на рис. 1 представлены микрофотографии латексных пленок, полученных с использованием сканирующего электронного микроскопа при разном увеличении, позволяющим увидеть его распределение при масштабировании от 2 до 100 мкм. На микрофотографиях видно, что наполнитель распределяется хаотично с локализацией в полимерной пленке либо в виде отдельных частиц, либо в виде их скопления.

Эффект порошка цинка изучен с учетом общих представлений о релаксационной структуре полимера.

Известно, что 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. Анализ релаксационной подвижности звеньев цепей и/или самих цепей с привлечением метода



**Рис. 1.** Микрофотографии полимера, наполненного цинковым порошком, при разном увеличении (масштабе, мкм): (а) 42571 (2), (б) 24655 (5), (в) 9158 (10), (г) 5050 (20), (д) 3141 (40), (е) 1000 (100).

релаксационной спектроскопии, основанного на анализе реакции отдельных структурно-кинетических элементов полимерных систем на внешнее воздействие, выводящее их или всю систему из состояния механического и термодинамического равновесия [12–15], может дать представление о структуре образующихся частиц и полимера. Вследствие больших размеров подвижность полимерной цепи невелика. Поэтому изменение температуры вызывает в случае высокоэластичного полимера главным образом перегруппировку звеньев, т.е. изменение конформации цепей. Отсюда следует, что введение активных к функциональным группам полимера ингредиентов композиционной системы может вызвать изменение конформации полимерных цепей.

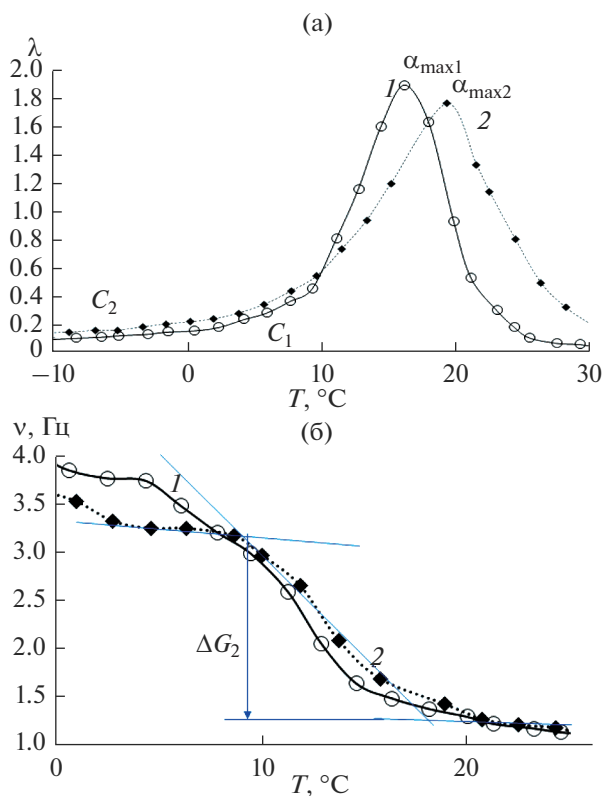
Принимая во внимание работу [4], в которой отмечается снижение прочности покрытий в присутствии большого количества цинкового наполнителя в композиционном составе (25 г порошка на сто граммов состава), что сопровождается его растрескиванием и отслаиванием со временем, нами проводится анализ эффекта наполнителя уже при низкой концентрации (до 1 мас. %).

На рис. 2 представлены спектры внутреннего трения в области температуры стеклования, а

также температурная зависимость частоты колебательного процесса в области температур от  $-150^{\circ}$  до  $50^{\circ}\text{C}$  в полимере, не наполненном и наполненном порошком цинка. Из спектров внутреннего трения (рис. 2а) следует, что интенсивность диссипативных процессов  $\alpha$ -релаксации снижается в наполненном полимере. Это может явиться следствием нарушения межмолекулярных связей в наполненном полимере и образования новых релаксационных структур с участием поверхности металла и карбоксильных групп полимера. Аналогичные данные были получены при изучении эффекта порошка железа на диссипативные процессы в высокоэластичных акриловых полимерах [11–14].

Кроме того, при наполнении системы при этой концентрации обнаружено смещение температуры стеклования от  $16.3$  до  $19.4^{\circ}\text{C}$ . Увеличение температуры стеклования также подтверждает возникновение новых релаксационных структур в наполненном материале в результате взаимодействия карбоксильных групп полимера и поверхностных групп окисной пленки цинкового порошка [17].

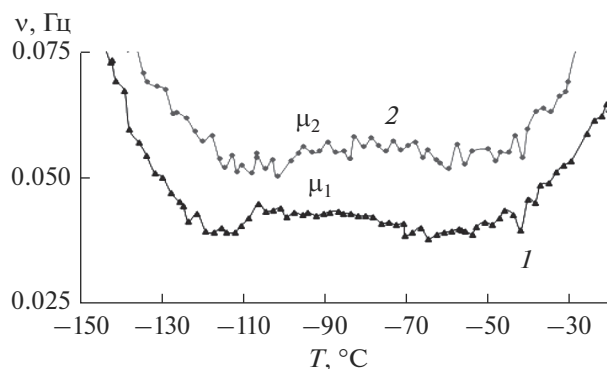
Подтверждением возникновения молекулярных связей полимера с цинковой поверхностью



**Рис. 2.** Спектр внутреннего трения  $\lambda$  (а) и температурная зависимость частоты колебательного процесса  $\nu$  в латексном полимере (б), не наполненном (кривые 1) и наполненном полимере (кривые 2).

являются температурно-частотные зависимости (рис. 2б). Оцениваемый по величине спада этих кривых в области температуры стеклования, так называемый дефект модуля материала  $\Delta G$  [8–10], характеризующий степень неупругости полимера, свидетельствует о его снижении в присутствии наполнителя. В качестве примера приведена оценка величины дефекта модуля  $\Delta G$  на кривой 2 для наполненного полимера. Дефект модуля материала  $\Delta G$  пропорционален соотношению  $(\nu_2 - \nu_1)/(T_2 - T_1)$ , где  $\nu_1, \nu_2$  – значения частоты колебательного процесса, соответствующие окончанию и началу спада кривых зависимости при температурах  $T_1$  и  $T_2$ . С учетом экспериментальных данных о соотношении  $\Delta\nu/\Delta T$  можно обнаружить, что повышение эластичности системы полимера  $\Delta G$  имеет место в ряду от ненаполненного полимера к наполненному полимеру и пропорционально 0.45 : 0.31 соответственно.

Таким образом, данные рисунка свидетельствует о возможности применения метода динамической релаксационной спектроскопии для описания протекания диссипативных процессов  $\alpha$ -релаксации. Кроме того, дают понимание причин изменения физико-механических характери-



**Рис. 3.** Спектр внутреннего трения  $\lambda$  в латексном полимере, не наполненном (кривые 1) и наполненном цинковым порошком (кривые 2), при отрицательных температурах.

стик рассматриваемых эластомеров в зависимости от введения наполнителя при его низкой концентрации. Наблюдаемый эффект позволяет говорить о нарушении внутренней структуры покрытия в присутствии металлического наполнителя, сопровождающимся расширением области неупругости (области эластичности).

На рис. 3 представлен спектр внутреннего трения в исследованном полимере, не наполненном и наполненном цинковым порошком, при температурах от  $-150$  до  $-30^\circ\text{C}$ .

Видно, что при отрицательных температурах имеет место широкая область повышенной интенсивности процессов  $\mu$ -релаксации в ненаполненном и наполненном полимерах. При введении наполнителя интенсивность процесса возрастает с незначительным смещением в положительную область температур.

Из литературы известно о том, что возникновение диссипативных процессов  $\mu$ -релаксации при отрицательных температурах может быть связано с наличием в структуре полимера определенного количества связанной молекулярной воды [18].

Наличие воды в структуре различных полимеров подтверждается данными оптических и диэлектрических потерь, а также исследованиями ИК-спектров воды при нормальном давлении [19–21].

Исследование возможных кластерных форм воды показало, что при температуре ниже  $273\text{ K}$  вода может присутствовать в структуре полимера в воде нескольких форм: гексагональной кристаллической формы  $J_h$ ; кубической кристаллической формы  $J_c$  и аморфной или стеклообразной фазы  $J_{LDA}$ .

Согласно выводам работы [21] только кристаллическая кластерная  $J_h$ -форма является относительно термостабильной системой воды. Систе-

мы  $J_c$  и  $J_{LDA}$  являются термодинамически нестабильными. При пониженных температурах их трансформация в более термодинамически стабильную фазу кинетически затруднено. Кубический лед  $J_c$  образуется при температурах от  $-140$  до  $-120^\circ\text{C}$  и при повышении температуры до интервала от  $-120$  до  $-70^\circ\text{C}$   $J_c$ -фаза трансформируется в гексагональную кристаллическую  $J_h$ -фазу. Кроме  $J_c$ -фазы в  $J_h$ -фазу превращается и аморфная  $J_{LDA}$ -фаза в области температур от  $-120$  до  $-110^\circ\text{C}$ .

Как следует из рис. 3, для исследуемого полимера ЭКО1, не наполненного и наполненного цинковым порошком, трудно разделить области проявления диссипативных процессов  $\mu_c$ -,  $\mu_{LDA}$ - и  $\mu_h$ -процессов релаксации, соответствующих образованию всех трех форм воды. Это отличает этот полимер от исследованного в работах [8–10] высокоэластичного полимера, наполненного высокодисперсным порошком железа.

В случае ЭКО1 имеет место слияние всех трех областей  $\mu_c$ -,  $\mu_{LDA}$ - и  $\mu_h$ -релаксации и формирование единой области их проявления: от  $-119$  до  $-42^\circ\text{C}$  в случае ненаполненного полимера и от  $-108$  до  $-42^\circ\text{C}$  в случае наполненного полимера.

Основываясь на полученных температурных интервалах проявления  $\mu$ -процессов релаксации в ЭКО1, можно отметить, что наполнение полимера оказывает наибольшее влияние на самый низкотемпературный локальный диссипативный  $\mu_c$ -процесс, сдвигая его на  $11^\circ\text{C}$  в область положительных температур. Активность  $\mu_c$ -процесса соответствует пику, обнаруживаемым на температурно-частотной зависимости колебательного процесса  $\nu$  на рис. 2б.

При этом следует отметить, что интенсивность всех трех процессов  $\mu_c$ -,  $\mu_{LDA}$ - и  $\mu_h$ -релаксации возрастает при наполнении полимера, указывая на нарушение межмолекулярных связей в полимере при отрицательных температурах, более выраженных в присутствии наполнителя. Это также соответствует повышению частоты  $\nu$  свободных затухающих крутильных колебаний на рис. 2б, возбужденных в исследуемой системе и переводящих систему из равновесного в неравновесное механическое и термодинамическое состояние.

В таблице представлены физико-химические и физико-механические характеристики всех диссипативных процессов (рис. 2), на основании которых произведен расчет их энергии активации.

Расчет энергии активации релаксационных процессов основан на их теоретическом анализе, проведенном с привлечением феноменологических представлений модели стандартного линейного тела и температурно-частотного соотношения Деборы для каждого максимума диссипатив-

**Таблица 1** Физико-химические и механические характеристики диссипативных процессов, протекающих в ненаполненном (1) и наполненном (2) полимере

Релаксационный процесс*	$\lambda_{\max}$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau_{\max}, \text{c}$	$U,$ кДж/моль
$\alpha_{\max 1}$	1.88	16.3	5	66.3
$\alpha_{\max 2}$	1.75	19.5	5	67.1
$\mu_1$	0.042	-83.6	0.01	40.9
$\mu_2$	0.056	-83.2	0.01	40.7

\* Обозначение физико-химических и механических характеристик см. ниже.

ных потерь на спектре внутреннего трения [22, 23]. Для этого случая должно выполняться соотношение:

$$\omega\tau = 1, \quad (1)$$

где  $\tau$  – время релаксации в максимуме диссипативных потерь (то есть – при значениях  $\lambda_{\max}$  для всех процессов), с;  $\omega$  – циклическая частота,  $\text{c}^{-1}$ .

Время релаксации рассчитывается по уравнению Аррениуса (2):

$$\tau = \tau_0 \exp(U/RT), \quad (2)$$

где  $\tau_0$  – предэкспоненциальный коэффициент,  $U$  – энергия активации, кДж/моль.

Из соотношений (1) и (2) следует соотношение (3):

$$\omega\tau_0 \exp(U/RT) = 1, \quad (3)$$

преобразование которого приводит к соотношению 4 расчета энергии активации:

$$U = RT \ln(1/\omega\tau_0). \quad (4)$$

Учитывая связь коэффициента  $\tau_0$  и частоты колебательного процесса кинетического элемента на дне потенциальной ямы  $\tau_0 = 1/\nu$  (соотношение (5)) и температурную зависимость энергии колебаний  $h\nu = kT$  (соотношение (6), где  $h$  – постоянная Планка, Дж/с;  $k$  – постоянная Больцмана, Дж/К), получаем окончательную форму для расчета энергии активации процессов, имеющих релаксационную природу ( $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\mu$ ):

$$U = RT \ln(kT/h\nu). \quad (7)$$

Как следует из таблицы, значение энергии активации релаксационных процессов ( $\alpha$ ,  $\mu$ ), обнаруженное на спектре внутреннего трения исследуемой системы, коррелируют с температурным положением максимумов этих процессов. Дефект модуля коррелирует с интенсивностью диссипативных потерь на спектре внутреннего трения и при гораздо меньшей интенсивности характеризуется малой величиной, не оказывающей прак-

тического влияния на упругость всей системы в целом.

Теоретический расчет показывает, что энергия активации  $\alpha$ -процесса выше, чем  $\mu$ -процесса, подтверждая участие фрагментов макроцепей в  $\alpha$ -релаксации, тогда как в случае  $\mu$ -релаксации участвуют функциональные группы полимера. Наблюдается также некоторое увеличение энергии активации  $\alpha$ -релаксации в наполненной системе, что можно связать с образованием релаксационных структур с участием поверхности металла.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из полученных результатов следует, что с применением анализа спектров внутреннего трения удастся установить и сопоставить области релаксационной активности в широком диапазоне температур от  $-150$  до  $+50^\circ\text{C}$  в ненаполненном и наполненном высокодисперсным порошком цинка акриловом полимере.

Обнаружен сдвиг максимумов интенсивности диссипативного процесса  $\alpha$ -релаксации в положительную температурную область, свидетельствуя об образовании новых релаксационных структур с участием поверхности цинка.

При этом наблюдаемое снижение интенсивности процессов  $\alpha$ -релаксации в наполненных системах может указывать на нарушение межмолекулярных связей в присутствии порошка цинка. Этот процесс сопровождается незначительным изменением энергии активации, т.е. введение наполнителя при концентрации 1 мас. % может оказывать влияние на диссипативный процесс, который связан с подвижностью структурных элементов, вызывающих появление  $\alpha$ -процесса на спектре внутреннего трения. Это обусловлено возможным нарушением межмолекулярных связей и нехимическим взаимодействием между латексной системой и наполнителем. Последнее подтверждается значениями энергии активации, рассчитанными на основе теоретического анализа, проведенного с привлечением феноменологических представлений модели стандартного линейного тела и температурно-частотного соотношения Деборы для каждого максимума диссипативных потерь на спектре внутреннего трения. Значения энергии активации  $\alpha$ -процесса выше, чем  $\mu$ -процесса, что указывает на участие в релаксации сегментов макроцепей большего размера, тогда как в случае  $\mu$ -релаксации участвуют функциональные (например, карбоксильные) группы полимера. Наблюдается также некоторое увеличение энергии активации  $\alpha$ -релаксации в наполненной системе, в которой имеет место формирование релаксационных структур с участием поверхности металла.

Для латексных систем феноменологический механизм локальных диссипативных потерь достаточно хорошо описывается характером температурно-частотной зависимости колебательного процесса. Отрицательный наклон кривой этой зависимости характеризует диссипативный процесс  $\alpha$ -релаксации как релаксационный. Установлено, что при использованной концентрации металлического наполнителя существенного изменения упругих характеристик до температур процесса  $\alpha$ -релаксации не обнаруживается. При этом неупругость полимера возрастает при температурах выше температуры стеклования в ряду от ненаполненного полимера к наполненному полимеру за счет расширения пика  $\alpha$ -релаксации в положительную температурную область. Это вызывает расширение температурной области эластичности.

Экспериментальные данные позволяют объяснить также диссипативные процессы  $\mu$ -релаксации наличием в полимерной структуре определенного количества связанной молекулярной воды, замораживаемой при отрицательных температурах ( $\mu_1$ -процессы), что сопровождается разрушением межмолекулярных связей, более выраженным в присутствии металлического наполнителя ( $\mu_2$ -процессы).

Таким образом, полученные результаты позволяют объяснить расширение температурного интервала неупругости (эластичности) полимера в присутствии цинкового порошка в результате нарушения межмолекулярных взаимодействий и формирования новых релаксационных структур полимер-наполнитель. Это сопровождается изменением физико-механических характеристик, как отдельных диссипативных процессов, так и всей системы в целом. Введение цинкового порошка в количестве до 1 мас. % не снижает упругих характеристик полимерного материала, при этом повышает эластичные свойства в области температур  $\alpha$ -процесса релаксации.

## ОБОЗНАЧЕНИЯ

$\alpha, \mu$	Релаксационные процессы
$C$	Фазовый процесс
$d$	Диаметр частиц
$T$	Температура
$\lambda$	Внутреннее трение
$\nu$	Частота колебательного процесса
$G$	Модуль сдвига
$\Delta G$	Дефект модуля
$\rho$	Плотность полимерной системы
$\tau$	Время релаксации в максимуме диссипативных потерь
$\omega$	Циклическая частота
$\tau_0$	Предэкспоненциальный коэффициент

$U$	Энергия активации
$h$	Постоянная Планка
$k$	Постоянная Больцмана
	ИНДЕКСЫ
ст	Стеклование
$\alpha_{\max}$	Максимальные значения внутреннего тре-
$\mu_{\max}$	ния и температуры, соответствующие $\alpha$ - и $\mu$ - релаксационным процессам

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Пиатти Дж.* Достижения в области композиционных материалов. Пер. Матвеева М.Ю., М.: Металлургия, 1982, 304 с. [Ed. Piatti J., transl. by Matveev M.Yu., Achievements in the Field of Composite Materials, M.: Metallurgia, 1982, 304 h. (In Russ.)].
2. *Берлин А.А., Пахомова Л.К.* // Высокомолек. соед. А. 1990. Т. 32(7). С. 1154–1157 [Berlin A.A., Pakhomova L.K. Vysokomolec. soed. A. 1990. V. 32(7). P. 1154–1157 (In Russ.)].
3. *Кербер М.Л., Виноградов В.М., Головкин Г.С. и др.* Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технологии. Под ред. Берлина А.А. СПб.: Профессия, 2008, 560 с. [Kerber M.L., Vinogradov V.M., Golovkin G.S. et al. Polymeric composites: structure, properties, technology, Ed. By Berlin A.A. 2008, 560 p. (In Russ.)]
4. *Козлов Д.Ю.* Коррозионная защита. Екатеринбург, изд. ИД Оригами. 2013, с. 343 [Kozlov D.Yu. Corrosion protection. Ekaterinburg: OOO ID Origami. 2013, p. 343. (In Russ.)].
5. *Асламазова Т.Р., Золотаревский В.И., Ломовская Н.Ю., Ломовской В.А., Котенев В.А., Цивадзе А.Ю.* // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2018. Т. 54(1). С. 92–99. [Aslamazova T.R., Zolotarevskii V.I., Lomovskaya N.Yu., Lomovskoi V.A., Kotenev V.A., Tsvadze A.Yu. // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2018. V. 54(1). P. 85–91].
6. *Асламазова Т.Р., Золотаревский В.И., Котенев В.А., Ломовская Н.Ю., Ломовской В.А., Цивадзе А.Ю.* // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2018. Т. 54(2). С. 173–182. [Aslamazova T.R., Zolotarevskii V.I., Kotenev V.A., Lomovskaya N.Yu., Lomovskoi V.A., Tsvadze A.Yu. // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2018. V. 54(2). P. 259–266].
7. *Асламазова Т.Р., Золотаревский В.И., Котенев В.А., Ломовская Н.Ю., Ломовской В.А., Цивадзе А.Ю.* // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2018. Т. 54(6). С. 590–596. [Aslamazova T.R., Zolotarevskii V.I., Kotenev V.A., Lomovskaya N.Yu., Lomovskoi V.A., Tsvadze A.Yu. // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2018. V. 54(6). P. 1081–1086].
8. *Асламазова Т.Р., Котенев В.А., Ломовская Н.Ю., Ломовской В.А., Цивадзе А.Ю.* // Теоретические основы химической технологии. 2019. Т. 52(3). С. 246–256. [Aslamazova T.R., Kotenev V.A., Lomovskaya N.Yu., Lomovskoy V.A., Tsvadze A.Yu. // Theoretical foundations of chemical engineering. 2019. V. 52(3). P. 346–354].
9. *Асламазова Т.Р., Высоцкий В.В., Золотаревский В.И., Котенев В.А., Ломовская Н.Ю., Ломовской В.А., Цивадзе А.Ю.* // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2019. Т. 55(6). С. 620–625. [Aslamazova T.R., Visotskii V.V., Zolotarevskii V.I., Kotenev V.A., Lomovskoy V.A., Tsvadze A.Yu. // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2019. V. 55(6). P. 1091–1096].
10. *Асламазова Т.Р., Золотаревский В.И., Котенев В.А., Цивадзе А.Ю.* // Измерительная техника. 2019. Т. 62(8). С. 20–23. [Aslamazova T.R., Zolotarevskii V.I., Kotenev V.A., Tsvadze A.Yu. // Measurement Techniques. 2019. V. 62(8). P. 20–23].
11. *Ломовской В.А.* // Научное приборостроение. 2019. Т. 29(1). С. 33–46. [Lomovskoy V.A. // Nauchnoe priborostroenie. 2019. V. 29(1). P. 33–46. (In Russ.)].
12. *Бартнев Г.М., Ломовской В.А., Ломовская Н.Ю.* // Высокомолек. соед. 1994. Т. 36(9). С. 1529–1535. [Bartenev G.M., Lomovskoy V.A., Lomovskaya N.Yu. // Polym. Sci., A. 1994. V. 36(9). P. 1273–1281].
13. *Тагер А.А.* Физикохимия полимеров (Физическая химия полимеров). М.: Научный мир, 2007, 545 с. [Tager A.A. Fizikokhimiya polimerov (Physical Chemistry of Polymers), Moscow: Nauchnyi Mir, 2007, 545 p. (In Russ.)]
14. *Ломовской В.А., Абатурова Н.А., Ломовская Н.Ю., Хлебникова О.В., Галушко Т.В.* // Материаловедение. 2010. № 1. С. 29–34. [Lomovskoy V.A., Abaturova N.A., Lomovskaya N.Yu., Khlebnikova O.V., Galushko T.B. // Materialovedenie. 2010. № 1. P. 29–34 (In Russ.)].
15. *Валишин А.А., Горшков А.А., Ломовской В.А.* // Известия РАН. 2011. Т. 46. № 2. С. 299–310. [Valishin A.A., Gorshkov A.A., Lomovskoy V.A. // Izvestiya RAN. Mekhanika tverdogo tela (Mechanics of solids). 2011. V. 46. № 2. P. 299–310 (In Russ.)].
16. *Бартнев Г.М.* Структура и релаксационные свойства эластомеров. М.: Химия, 1979. [Bartenev G.M. Structure and Relaxation Property of elastomer, Moscow: Chemistry, 1979. (In Russ.)].
17. *Michael E. Wieser, Norman Holden, Tyler B. Coplen et al.* // Pure and Applied Chemistry. 2013. V. 85. № 5. P. 1047–1078.
18. *Stephen G. Warren* // J. Applied Optics. 1984. V. 23(8). P. 1206–1211.
19. *Benjamin J. Murray, Allan K. Bertram* // J. Physical Chemistry Chemical Physics. 2006. V. 110. P. 136–145.
20. *Gillan M. J., Alfè D., Bartók A.P., Csányi G.* // J. Chemical Physics. 2013. V. 139(24). P. 244–252.
21. *Асламазова Т.Р., Котенев В.А., Ломовской В.А., Цивадзе А.Ю.* // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2019. Т. 55(3). С. 295–298. [Aslamazova T.R., Lomovskoy V.A., Kotenev V.A., Tsvadze A.Yu. // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2019. V. 55(3). P. 487–490].
22. *Lomovskoy V.A.* // Inorganic Materials. 1999. V. 5. № 9. P. 1125. [Ломовской В.А. // Неорганические материалы. 1999. Т. 5. № 9. С. 1125].
23. *Petrukhin A.A., Lomovskoy V.A.* // Inorganic Materials: Applied Research. 2001. № 3. P. 3. [Петрухин А.А., Ломовской В.А. // Материаловедение. 2001. № 3. С. 3].