

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА НЕУПРУГОСТЬ ВЫСОКОЭЛАСТИЧНОГО АКРИЛОВОГО ПОЛИМЕРА

© 2022 г. Т. Р. Асламазова^{а,*}, В. В. Высоцкий^а, В. А. Котенев^а, Н. Ю. Ломовская^а,
В. А. Ломовской^а, О. А. Хлебникова^а, А. Ю. Цивадзе^а

^а Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, 119071 Москва, Россия

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

Поступила в редакцию 20.02.2022 г.

После доработки 20.02.2022 г.

Принята к публикации 25.02.2022 г.

Исследовано влияние ультрафиолетового воздействия на температурную зависимость частоты колебательного процесса релаксации в высокоэластичном полиакрилате, локализованном на различных металлических подложках, с применением метода динамической механической релаксационной спектроскопии. Рассчитан дефект модуля полимеров, характеризующий неупругие свойства эластомера. При локализации необлученных и УФ-облученных полимеров на металлических подложках в ряду от меди к латуни и далее к алюминию обнаружен его рост, что указывает на эффект поверхности металла. Установлено также повышение дефекта модуля, а также хрупкости УФ-облученных полимеров по сравнению с необлученными. Проведено сопоставление значений дефекта модуля полимера с температурой стеклования, снижающейся после облучения, что подтверждает нарушение его межатомных связей.

Ключевые слова: поверхность, металл, полимер, температура стеклования, локальные диссипативные процессы, дефект модуля

DOI: 10.31857/S004445372210003X

Хорошо известна чувствительность полимеров к воздействию облучений различной интенсивности, которое снижает срок службы полимерных изделий вследствие их светодеструкции [1–3]. Светодеструкция вызывает разрушения межатомных связей полимера под воздействием лучей соответствующего спектра, что может проявляться в ухудшении механических свойств и прочности, повышении хрупкости [1–3].

Светодеструкция полимерного материала под действием ультрафиолетового облучения меньшей интенсивности по сравнению с радиационным излучением может проявляться в исчезновении цвета, потускнении поверхности, растрескивании, а иногда и в полном разрушении самого изделия. К полимерам, чувствительным к УФ-облучению, относятся термопластики, такие как полипропилен, полиэтилен, полиметилметакрилат (органическое стекло), а также специальные волокна, например, арамидное волокно, изделия из которых широко используются в повседневной жизни человека. Поглощение УФ приводит к разрушению полимерной цепи и потере прочности в ряде точек структуры.

Процесс светостарения полимеров под воздействием УФ-облучения обусловлен наличием в

их составе различных загрязнений, служащих рецепторами, приводящими к деградации полимерного материала. Причем для начала процесса деградации требуются ничтожные доли загрязнителей, например, миллиардная доля натрия в составе поликарбоната ведет к нестабильности цвета. В присутствии кислорода свободные радикалы формируют гидропероксид кислорода, который ломает двойные связи в молекулярной цепочке, что делает материал хрупким.

Эксперименты по воссозданию условий воздействия УФ-излучения (повышенной влажности и температуры) необходимы для того, чтобы сделать выводы о необходимости внесения изменений в химический состав полимеров и полимерных композиций с целью повышения их устойчивости. Добавление специальных адсорберов позволяет активизировать защитный слой за счет поглощающей способности вещества. Устойчивость и прочность межатомных связей также можно повысить путем введения стабилизаторов.

В методиках исследования устойчивости полимеров к воздействию ультрафиолета указываются характеристики светового потока, которым облучают образец. Эти характеристики должны быть приближены к характеристикам солнечного

светового потока, под воздействием которого могут находиться исследуемые изделия в ходе своей эксплуатации. Важно при этом учитывать интенсивность и длительность процесса; влажностные показатели; соответствующие эксплуатационным условиям; цикличность или непрерывность воздействия и пр.

В связи с этим представляет интерес провести исследование эффекта ультрафиолетового облучения, интенсивность которого составляет от ~ 3 –130 эВ на фотон [1–4], на физико-механические (в т.ч. упругие) характеристики акриловых полимерных материалов, широко используемых в повседневной жизни человека.

С этой целью на основе анализа температурной зависимости колебательного процесса релаксации, полученной методом динамической механической релаксационной спектроскопии, были исследованы неупругие свойства акрилового полимера, локализованного на металлических подложках различной химической природы, и их изменение при УФ-воздействии. Проведено сопоставление неупругости полимеров и их температуры стеклования ($T_{ст}$) с поверхностной активностью металлических подложек до и после УФ-воздействия.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исследовали пленкообразующий латексный акрилатный полимер с температурой стеклования $T_{ст} = 5^\circ\text{C}$. Концентрация латекса, измеренная гравиметрически, составляла 30%. В качестве металлической поверхности использовали металлические фольги толщиной ~ 0.1 мм:

- латунная – (ГОСТ 2208-2007) сплав Л63, представляющий собой сплав меди с цинком (с содержанием 34.22–37.55% Zn и 62–65% Cu) и прочие примеси, количество которых не превышает $\sim 0.5\%$;

- алюминиевая – (ГОСТ 4784-74) сплав алюминия АД1, содержащий основной металл и прочие примеси: хрома до 0.1%, марганца до 0.4–1.0%, железо до 0.7%, медь 3.5–4.8%, кремния до 0.2–0.8%, цинк до 0.3%, титан до 0.15%;

- медная – (ГОСТ 5638-75) сплав М1, содержащий в своем составе основной металл и прочие примеси: железа до 0.002%, никеля до 0.002%, серы до 0.004%, мышьяка до 0.002%, свинца до 0.005%, цинка до 0.004%, кислорода до 0.05%, висмута до 0.001%, олова до 0.02%, сурьма до 0.002.

Подготовку поверхности фольги проводили следующим образом: промывали при перемешивании в этиловом спирте в течение 8 ч при комнатной температуре с последующей сушкой до постоянной массы.

Электронные микрофотографии поверхности металлических подложек получали с привлечением сканирующего электронного микроскопа

Quanta650. На подложку наносили латексный полимер с последующим высушиванием до постоянной массы. Толщина полимерного слоя на подложке составляла 0.01 мм.

Спектры внутреннего трения и температурно-частотные зависимости снимали в температурном интервале от -100 до $+100^\circ\text{C}$ с применением динамического релаксационного метода [5–9], который позволяет получать развертку свободно затухающего колебательного процесса, протекающего в исследуемом композите при импульсном возбуждении на горизонтальном крутильном маятнике, устройство которого подробно описано в работе [5].

Размер образцов, использованных при снятии спектров внутреннего трения и температурно-частотных зависимостей, составлял 6×0.5 см², площадь контакта металл–полимер составляла 3 см².

Оценку диссипативных потерь на спектрах $\lambda = f(T)$, вызываемых металлическими подложками, проводили с целью выяснения независимой реакции полимера на внешнее воздействие.

УФ-облучение полимера осуществляли с применением ртутно-кварцевой лампы высокого давления ПРК-4, работающей при длине волны 254 нм и мощности 220 Вт. Интенсивность падающего излучения лампы на 1 см² на расстоянии 10 см измеряли с применением лазерного измерителя фирмы Ophir (3A-RoHS, Израиль); она составила 48.15 мВт/см². С учетом площади исследуемых образцов полимера 3 см² и длительности облучения 30 ч доза УФ-излучения, падающего на образец, составила 144.45 мВт.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Выяснение эффекта ультрафиолетового воздействия на физико-механические свойства высокоэластичного полиакрилового полимера основывалось на анализе изменения его упругих свойств. Известно, что эластичные полимеры акрилового ряда характеризуются способностью развивать большие обратимые (высокоэластические) деформации под действием внешних механических сил. Это соответствует релаксационному характеру их реакции на механическое воздействие, т.е. зависимости деформаций и напряжений от длительности (частоты) воздействия. Указанная зависимость обусловлена отставанием деформации от напряжения и может проявляться в чрезвычайно широком временном диапазоне [10].

Релаксационное поведение полиакрилатов может быть рассмотрено с привлечением метода динамической механической релаксационной спектроскопии (ДМРС), в основе которого лежит возможность анализа реакции отдельных структурных кинетических элементов полимерных си-

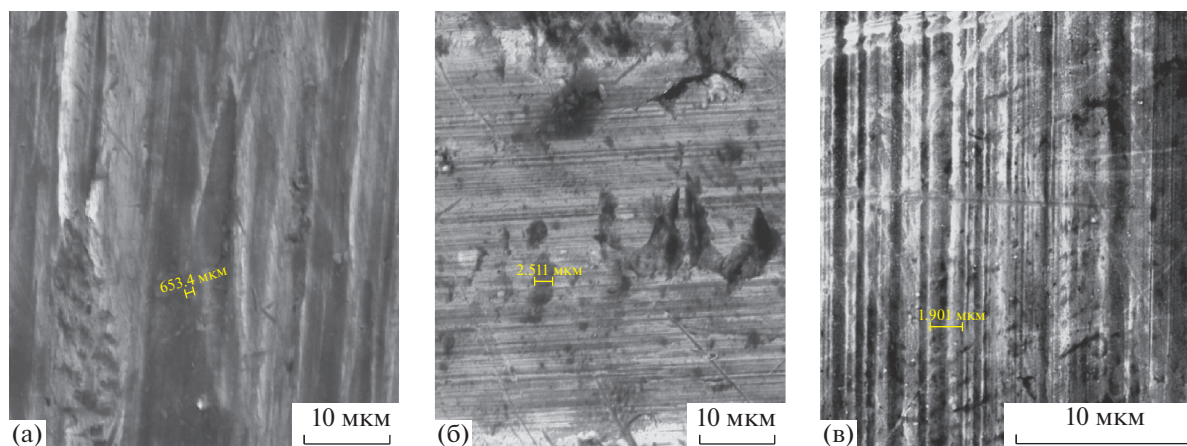


Рис. 1. Поверхности металлических фольг, полученных с применением сканирующей микроскопии при масштабировании 10 мкм: а – латунь, б – алюминий, в – медь.

стем на внешнее воздействие, выводящее их или всю систему из состояния механического и термодинамического равновесия [5–9]. Данный метод позволяет отслеживать зависимость механических свойств полимера от различных внешних факторов (в том числе УФ-воздействия). Это связано с существованием в полиакрилатах разнообразных форм надмолекулярной структуры, времена перестройки которых настолько велики, что они при одних и тех же условиях могут устойчиво существовать в состояниях с различной морфологией, а под действием анизотропного механического воздействия приобретать анизотропию механических свойств и даже сохранять ее после прекращения воздействия.

Принимая во внимание высокоэластичность исследуемого латексного полиакрилата, характеризующегося температурой пленкообразования значительно ниже комнатной температуры, можно говорить о его высокоэластической реакции на механическое воздействие. Поскольку упругая и высокоэластическая деформации имеют характерные, сильно различающиеся между собой значения модулей, деление на состояния проводят также по значению модуля, измеряемого в динамическом режиме или в режиме релаксации напряжений: стеклообразному состоянию отвечают значения модуля 10^3 – 10^4 МН/м² (10^4 – 10^5 кгс/см²), а высокоэластическому — $\sim 10^{-1}$ МН/м² (10 кгс/см²). В высокоэластическом состоянии высокоэластическая деформация может развиваться при любом напряжении. Переход в стеклообразное состояние может быть осуществлен изменением временного фактора воздействия на материал, например, частоты деформирования, что учитывается в использованном в данной работе методе ДМРС.

Исследуемая композитная система может быть представлена как совокупность подсистем, различающихся по своему отклику на механическое воздействие, и, следовательно, по физико-

механическим характеристикам. В качестве формообразующей несущей подсистемы выступает металлическая фольга, упругие характеристики которой проявляются в виде постоянного фона во всей области температур исследования и по интенсивности проявления значительно меньше, чем в полимере [11, 12]. Подготовка исследуемых образцов высокоэластичного полимера в виде тонкой пленки на поверхности металлических подложек позволяет избежать их залипания при проведении релаксационных испытаний благодаря фиксированному положению на формообразующей несущей подсистеме, с одной стороны, и с другой, получить осязаемый эффект УФ-воздействия при малой толщине пленок.

На рис. 1 представлены микрофотографии поверхности использованных металлических фольг (формообразующих подсистем), полученные с применением сканирующего микроскопа. Видно, что текстура их поверхности характеризуется особенностями промышленного проката металла, проявляющегося в виде направленных прямолинейных бороздок.

Перед тем, как перейти к обсуждению релаксационного поведения эластомера, локализованного на подложках, следует описать теоретический подход к оценке его физико-механических свойств. В [13] был проведен расчет дискретных времен релаксации $D(\tau)$ в латексных полимерах с привлечением феноменологической модели стандартного линейного тела и непрерывных спектров времен релаксации $H(\tau)$ с привлечением функции Кольрауша в области температур от -150 до $+250$ °С. Учитывается, что релаксационная неоднородность полимерной структуры при реакции ее на внешнее динамическое периодическое воздействие анализируется в рамках этой математической функции или ядра релаксации для каждого локального диссипативного процесса релаксационной природы.

Правильность выбора феноменологической модели стандартного линейного тела для сопоставления непрерывных спектров времен релаксации подтверждается экспериментальными данными по дефекту модуля [5–9], соответствующими проявлениям диссипативных потерь на спектрах их температурной зависимости и характеризующими 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:

$$\Delta G = (G_{T_1} - G_{T_2})/G_{T_1}, \quad (1)$$

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

Известно [14], 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 типы волны связаны с модулем сдвига. Их взаимосвязь с частотой колебательного процесса ν одинакова, 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 трение можно представить в виде: $\lambda = \nu \Theta = \nu/f = 2\pi\nu/\omega$ (где Θ – период колебаний процесса, ν – линейная скорость, ω – угловая скорость).

Учитывая уравнения (1)–(3), получаем

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

Так как в интервале температур проявления процесса α -релаксации можно пренебречь незначительными изменениями ρ и λ , то из уравнения (4) следует:

$$\Delta G = (G_{T_1} - G_{T_2})/G_{T_1} \approx \rho l^2 (\nu_{T_1} - \nu_{T_2}) / \rho l^2 \nu_{T_1} = (\nu_{T_1} - \nu_{T_2}) / \nu_{T_1}. \quad (5)$$

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 ДМРС.

С учетом соотношения между модулем упругости материала и частотой колебаний затухающего процесса возврата системы к равновесному положению [5–9] 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 [5].

На рис. 2а–2в представлен эффект ультрафиолетового воздействия на температурно-частотные зависимости в полимере, локализованном на различных металлических подложках (меди, алюминии, латуни), в области температуры стеклования. Как следует из рис. 2, диссипативный процесс внутреннего трения в полимере имеет релаксационный механизм, о чем свидетельствует падение модуля сдвига G в области его температуры стеклования [5–9, 13].

Для исключения вклада подложек на рис. 3 представлены температурно-частотные зависимости, наблюдаемые для формообразующих подсистем, сопоставление расположения которых с рис. 2 показывает, что подложка не влияет на характер температурно-частотной зависимости в композите 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 могут быть литературные данные, указывающие на упругие свойства подложек (в частности, меди) и исследуемого латексного полимера, в состав которого входит полиметилметакрилат, а по эластичности наиболее близкий к натуральному каучуку (табл. 1). Эти данные показывают, что металлические фольги имеют модуль упругости гораздо выше, чем полимеры. При этом следует отметить неравнозначность поня-

тий упругости и высокоэластичности, так как упругость развивается в материале мгновенно, а высокоэластичная деформация – во времени.

Снижение модуля сдвига в области температуры стеклования, наблюдаемое на рис. 2 в необлученном и облученном полимерах, указывает на нарушение сшивки релаксационной структуры и изменение дефекта модуля ΔG , который оценивается по отрезку, отсекаемому касательными к кривой температурной зависимости частоты колебательного процесса с учетом приведенных выше уравнений (1)–(5). Удельное значение дефекта модуля ΔG , отнесенное к одному температурному градусу, пропорционально соотношению $(\nu_2 - \nu_1)/(T_2 - T_1) = \Delta\nu/\Delta T$, где ν_1 и ν_2 – частоты колебательного процесса, соответствующие окончанию и началу спада кривых зависимости при температурах T_1 и T_2 [13].

Более четкое представление о расположении температурно-частотных зависимостей в необлученном и УФ-облученном полимере относительно друг друга дано на рис. 4, где для графической оценки удельного значения дефекта модуля был использован температурный интервал 40°C. Как следует на рис. 4, расположение температурно-частотных зависимостей облученного полимера, локализованного на всех трех металлических подложках, отличается от необлученного полимера. В обоих случаях обнаруживается спад кривых зависимостей в области температуры стеклования, характеризующий рост неупругих свойств полимера при его локализации на подложках в ряду от меди к латуни и далее к алюминию. Это коррелирует с поверхностной энергией металла и соответственно с возможностью его взаимодействия с полимером [11, 12].

В табл. 2 представлены удельные значения дефекта модуля, рассчитанные с привлечением уравнения (5), которые позволяют охарактеризовать физико-механические свойства полимера, локализованного на металлических подложках, до и после УФ-облучения. Рассчитанные значения дефекта модуля, представленные в табл. 2, подтверждают данные рис. 4: рост значения ΔG необлученного и облученного полимеров при их локализации на металлических подложках в ряду медь–латунь–алюминий, а также увеличение ΔG полимера после УФ-облучения, что соответствует росту неупругих свойств полимеров. С учетом [11, 12] последнее может указывать на то, что химическая природа металла в некоторой степени влияет на проявление неупругих свойств полимера (в большей степени при облучении, по-видимому, в результате снижения его упругости).

В табл. 2 представлены также температуры стеклования полимеров, локализованных на различных подложках, которые оценивали по значению температуры, соответствующей середине температурного отрезка спада температурно-ча-

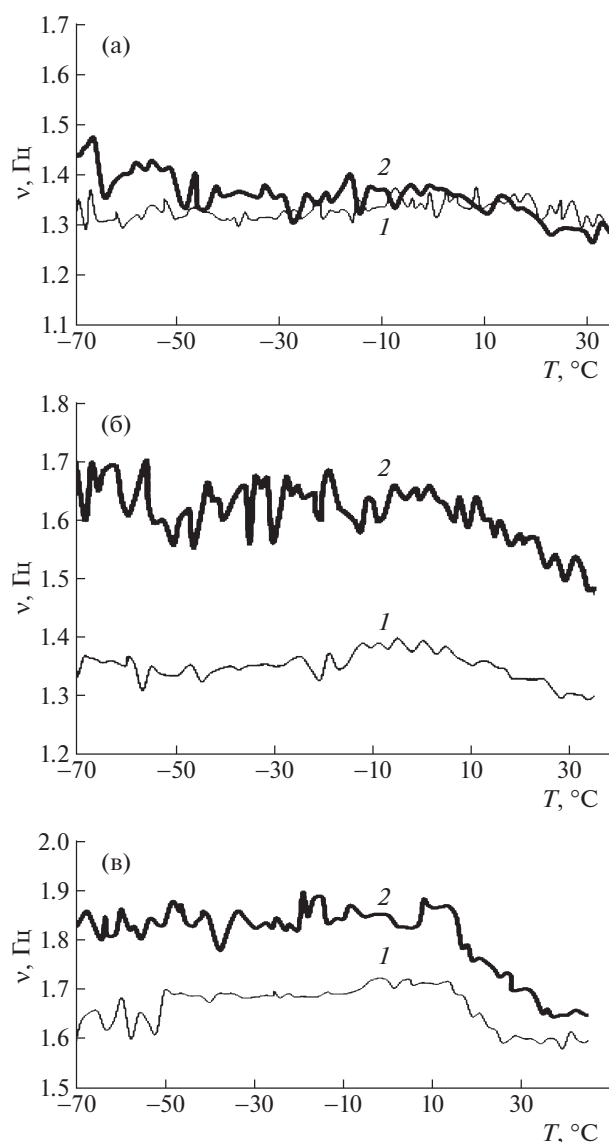


Рис. 2. Температурно-частотные зависимости полимера, локализованного на меди (а), латуни (б), алюминии (в), до (1) и после УФ-облучения (2).

стотной зависимости (рис. 4). Эти данные подтверждают разрушительное влияние ультрафиолета (разрыв связей между атомами полимера под воздействием УФ-лучей), которое может проявиться в ухудшении механических свойств и прочности полимерного изделия, повышении его хрупкости. Из табл. 2 следует снижение температуры стеклования как необлученного, так и облученного полимера в ряду от меди к латуни и далее к алюминию, а также наибольшее снижение – в случае медной подложки, характеризующейся большей поверхностной активностью по отношению к полимеру.

Хорошо известно о зависимости механических свойств полиакрилатных покрытий от прочности пленки, ее способности противостоять действию

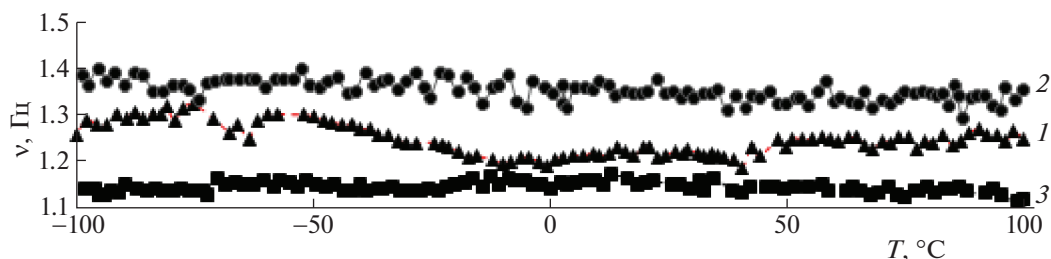


Рис. 3. Температурно-частотные зависимости формообразующих подсистем: латунь (1), алюминий (2), медь (3).

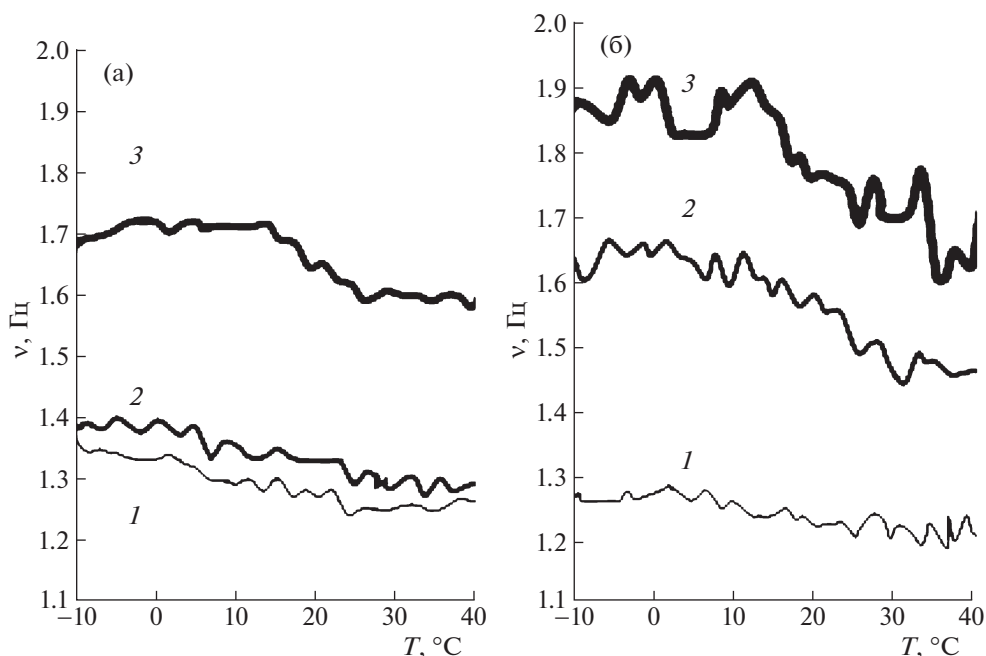


Рис. 4. Графическая оценка значений дефекта модуля в полимере до (а) и после (б) УФ-облучения, локализованном на металлических подложках: медь (1), латунь (2), алюминий (3).

разрушающих нагрузок. Их механические свойства зависят от природы пленкообразователя, его молекулярных параметров, а также от свойств других компонентов, входящих в состав материала. Определенное влияние оказывают и условия отверждения.

Твердость пленки характеризует ее способность сопротивляться местным деформациям, а также стойкость к разрушению при механических воздействиях. Твердость латексной пленки не яв-

ляется постоянной, с течением времени она возрастает, что связано с улетучиванием остатков воды, протеканием процессов старения.

Неблагоприятное УФ-воздействие на исследуемый полиакрилат обнаруживается визуально в виде трещин, повышения хрупкости и отслоения от подложки. Это указывает на то, что его эластичность недостаточна для преодоления разрушения и отслаивания от подложки при использо-

Таблица 1. Механические свойства некоторых металлов и полимеров [4]

Полимер	σ , МН/м ²	ϵ , %	E , МН/м ²	Состояние
Полистирол	30–70	1.5	3000	стеклообразное
Полиметилметакрилат	70	4	2800	стеклообразное
Натуральный каучук	34	650	7	высокоэластичное
Железо	—	—	20000–22000	кристаллическое
Медь	—	—	10400	кристаллическое

Обозначения: σ – механическое напряжение, ϵ – относительная деформация, E – модуль упругости.

Таблица 2. Значения температуры стеклования и дефекта модуля полимера, локализованного на металлических подложках, до и после УФ-облучения

Подложка	Без облучения		УФ-облучение	
	ΔG	$T_{ст}, ^\circ C$	ΔG	$T_{ст}, ^\circ C$
Медь	0.0023	20.1	0.0025	16.9
Латунь	0.0025	21.2	0.0060	16.9
Алюминий	0.0028	24.2	0.0065	20.9

Примечание. Расчет удельного значения дефекта модуля ΔG на температурном интервале, равном $40^\circ C$.

ванной дозе УФ-воздействия даже при его медленной вытяжке.

В случае высокоэластичных свойств полимера, каковым является исследуемый полиакрилат, он должен был бы следовать за изменением формы подложки. С учетом сшивки акрилового полимера при его отверждении можно считать, что обнаруживаемое растрескивание пленок происходит вследствие старения под действием УФ-облучения (в результате деструкции макроцепей).

Снижение температуры стеклования полимера и рост его неупругих свойств в облученном полимере могут быть объяснены нарушением межмолекулярных связей, что может сопровождаться ростом подвижности макромолекул меньшей молекулярной массы. При этом обнаруживаемый рост жесткости облученного полимера можно отнести к образованию поперечных связей в отдельных фрагментах полимерного материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют об осязаемом влиянии УФ-облучения на физико-механические свойства полимера, проявляющиеся в изменении его эластичности в зависимости от природы металлической поверхности, на которой он локализован. Снижение поверхностной активности металлической подложки к полимеру в ряду медь–латунь–алюминий соответствует росту дефекта модуля и снижению его температуры стеклования в составе композита полимер–металл.

Падение температуры стеклования полимера под УФ-воздействием подтверждает возможность нарушения межмолекулярных связей, вызывающего снижение его молекулярной массы. Рост значения дефекта модуля полимера после облучения характеризует увеличение его неупругости.

Повышение жесткости облученного полимера проявляется в росте его хрупкости и растрескивании. Наряду с разрушением межмолекулярных связей макромолекул возможно образование поперечных связей в отдельных фрагментах полимерного материала.

Рост жесткости полимера под воздействием УФ-облучения необходимо учитывать при формировании грунтового покрытия на различных металлических подложках, так как это может повысить его растрескивание в природных условиях. Считается, что нежелательные эффекты от воздействия УФ-излучения редко проникают в структуру полимера глубже 0.5 мм. Тем не менее, деградация материала на поверхности при наличии нагрузки может приводить к разрушению изделия в целом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РАН (тема 008-2019-0010 “Физикохимия функциональных материалов на основе архитектурных ансамблей металл-оксидных наноструктур, многослойных наночастиц и пленочных нанокompозитов”).

Авторы выражают благодарность сотруднику института В.В. Высоцкому за проведение электронно-микроскопических исследований металлической поверхности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Архиреев В., Мукменева Н., Черезова Е.* Старение и стабилизация полимеров. Учебное пособие. Казань: Изд-во КНИТУ, 2012, 150 с.
2. *Zaikov G.E.* Aging of Polymers, Polymer Blends and Polymer Composites. Nova Science Publishers, 2002. 278 с.
3. *Neiman M.V.* Aging and Stabilization of Polymers. Springer Science & Business Media, 2012. 374 с.
4. *Карасева С.Я., Саркисова В.С., Дружинина Ю.А.* Химические реакции полимеров. Самара, СГТУ, 2012. С. 65.
5. *Ломовской В.А.* // Научное приборостроение. 2019. Т. 29 (1). С. 33.
6. *Бартенев Г.М., Ломовской В.А., Ломовская Н.Ю.* // Высокомол. соед. 1994. Т. 36 (9). С. 1529.
7. *Тагер А.А.* Физическая химия полимеров. М.: Научный мир, 2007. 545 с.
8. *Ломовской В.А., Абатурова Н.А., Ломовская Н.Ю. и др.* // Материаловедение. 2010. № 1. С. 29.
9. *Валишин А.А., Горшков А.А., Ломовской В.А.* // Изв. РАН. 2011. Т. 46. № 2. С. 299.
10. *Гуль В.Е., Кулезнев В.Н.* Структура и механические свойства полимеров. М., 1972.
11. *Асламазова Т.Р., Котенев В.А., Ломовская Н.Ю. и др.* // Журн. физ. химии. А. 2022. Т. 96. № 5. С. 1.
12. *Асламазова Т.Р., Котенев В.А., Ломовская Н.Ю.* // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2022. Т. 58. № 2. С. 1–8.
13. *Асламазова Т.Р., Ломовской В.А., Котенев В.А., Цивадзе А.Ю.* // Там же. 2019. Т. 55. № 1. С. 65.
14. *Ломовской В.А.* // Научное издание: Современные проблемы физической химии. М.: Граница, 2005. С. 193–209.