

УДК 541.64:539.3

**ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЯВЛЕНИЯ НЕЛИНЕЙНОСТИ
МЕХАНИЧЕСКИХ РЕЛАКСАЦИОННЫХ СВОЙСТВ НЕКОТОРЫХ
ЧАСТИЧНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ**

Новиков А. Г., Зеленев Ю. В.

Проведено экспериментальное изучение влияния величины сдвигового механического напряжения на характер проявления механической релаксации в твердых полимерах. Использование наиболее распространенных видов нагружения — простое растяжение и простое сжатие — позволило выделить ту часть отклонений от линейности, которые обузыны своим проявлением воздействию сдвигающих напряжений. Показана корреляция областей релаксационных переходов с наибольшими проявлениями отклонений от линейной вязкоупругости. Предложен метод оценки кубических отклонений от линейности как функции релаксационных механизмов и особенностей поведения структуры полимеров в силовом поле. Метод дает удовлетворительные результаты в условиях проявления одного релаксационного механизма и при сохранении сплошности материала.

Известно, что механические релаксационные свойства твердых аморфных и частично-кристаллических полимеров существенным образом зависят от величин действующих напряжений. В связи с этим при описании поведения полимеров в механических полях представляется целесообразным учитывать влияние отклонения от соотношений линейной вязкоупругости.

Принято считать, что физическая причина проявления нелинейной вязкоупругости определяется зависимостью величины энергии активации U от механического напряжения. В наиболее общей форме этот вопрос рассмотрен Гуревичем [1], который предложил зависимость времени релаксации τ_p для общего случая трехосного напряженного состояния изотропного тела

$$\tau_p = \tau_{p,0} \exp \frac{U_{p_0} - mp - n|\sigma_i - p|_{\max}}{RT}, \quad (1)$$

где p — напряжение объемного сжатия, σ_i — главное напряжение, для которого абсолютное значение $(\sigma_i - p)$ является максимальным, m и n — структурные параметры. В этом выражении раздельно учитывается влияние напряжений, вызывающих изменение объема и абсолютной величины максимального сдвигающего напряжения. Применительно к такому широко распространенному виду нагружения, как простое растяжение — сжатие, влияние деформаций объема оказывается на уменьшении жесткости полимера при растяжении и увеличении при сжатии. Такого рода отклонения от линейной вязкоупругости называют квадратичными. В то же время, вне зависимости от вида нагружения (сжатие или растяжение), с увеличением действующего напряжения жесткость полимеров уменьшается. Эти отклонения от линейной вязкоупругости, связанные с величиной максимального сдвигающего напряжения, называют кубичными отклонениями от линейности.

Данная работа посвящена экспериментальному изучению влияния величины сдвиговых напряжений на характер проявления механической релаксации твердых полимеров в различных условиях изменения температуры и частоты внешнего воздействия. Использовали наиболее распространенные виды нагружения — простое растяжение и простое сжатие. Применение симметричного цикла периодического растяжения и сжатия, проведение статических измерений при сжатии и растяжении позволяют сравнительно просто разделить суммарную величину отклонения от линейности на квадратичную и кубичную составляющие. Максимальные значения относительной деформации при всех испытаниях не превышали 2,5%, что соответствует рабочему диапазону деформаций конструкционных материалов.

Созданная нами установка [2—4] позволяет изучать статическим и динамическим методами температурные и частотные зависимости модуля упругости и коэффициента Пуассона. Методика оценки нелинейных эффектов, использованная нами при определении модуля упругости Юнга, состоит в следующем. При периодическом нагружении образца полимера сжимающей и растягивающей силой графическое представление зависимости деформации ε — напряжение σ , полученное на двухкоординатном самописце или электронном осциллографе, будет представлять собой эллипс, параметры которого определяются амплитудами величин ε и σ , а также углом сдвига фаз между ними. В наших экспериментах на горизонтальную координату самописца подавался электрический сигнал, пропорциональный относительной деформации $V(\varepsilon)$, а на вертикальную — разность электрических сигналов, пропорциональных напряжению и относительной деформации $[V(\sigma) - V(\varepsilon)]$, которые совпадали по фазе, благодаря использованию фазосдвигающего устройства. При соответствующей настройке аппаратуры самописец вычерчивает кривую отклонений функции $\varepsilon = f(\sigma)$ от линейности. Эта кривая может быть описана выражением вида

$$\varepsilon = \frac{1}{E} (\sigma + \eta \sigma^2 + \rho \sigma^3), \quad (2)$$

где E — полный динамический модуль упругости Юнга, ε — амплитуда относительной деформации, σ — амплитуда напряжения, η — коэффициент при квадратичном члене, ρ — коэффициент при кубичном члене. Здесь важно отметить, что модуль упругости, получаемый таким образом, будет характеризовать жесткость полимера только при воздействии данной деформации, так как обычно модуль упругости уменьшается с увеличением амплитуды деформации. Получаемые таким образом коэффициенты нелинейности можно называть обратимыми, так как они определяют отклонения от линейности, достигающие максимального значения при амплитудном значении напряжения и уменьшаются до нуля, когда напряжение равно нулю. Коэффициент при кубическом члене $\rho_{обр}$ характеризует полимер только в условиях определенного силового воздействия, при которых производятся измерения. Большой интерес представляет рассмотрение коэффициента при кубическом члене, который характеризует изменение свойств тела от исходного состояния при минимальном механическом воздействии до заданного. С этой целью по максимальным значениям σ и ε строится кривая $\varepsilon = f(\sigma)$. По результатам динамических измерений кривая $\varepsilon = f(\sigma)$ строится по амплитудным значениям σ и ε , получаемым в серии измерений с возрастающими амплитудами напряжения. По данным статических измерений (в режимах ползучести или релаксации напряжения) кривая строится по значениям σ и ε , соответствующим какой-либо одной продолжительности опыта и разным уровням напряжения или деформации (от самых малых до самых больших значений). В этом случае коэффициент при кубическом члене может быть определен при помощи соотношения вида

$$\rho = \frac{|\epsilon_p| + |\epsilon_{\text{сж}}| - 2(|\sigma|/E)}{2|\sigma|^3} \cdot E, \quad (3)$$

где σ — напряжение, которому соответствует коэффициент ρ , $|\epsilon_p|$ и $|\epsilon_{\text{сж}}|$ — абсолютные значения относительной деформации при растяжении и при сжатии, E — модуль Юнга, определяемый касательной и кривой $\epsilon=f(\sigma)$ в начале координат. Изложенный способ определения коэффициента нелинейности при кубичном члене прост, так как для его определения используются измерения как при сжатии, так и при растяжении.

Максимальное относительное уменьшение динамического модуля упругости при увеличении амплитуды относительной деформации от сотых долей процента до 1%, приведенное на рис. 1, *a*, совпадает по своему температурному положению с областями релаксационных переходов исследуемых полимеров. Наиболее ярко это проявляется у политрифтоторхлорэтилена (ПТФХЭ) и капролона. У ПТФЭ наблюдаются два слабо выраженных минимума в области температур 100, 130° и 160, 210°, а также в области перехода при 18, 20°.

Можно считать также, что значительное относительное уменьшение динамического модуля упругости ПММА является начальной ветвью минимума, совпадающего с областью главного релаксационного перехода. Во всем диапазоне температур и амплитуд деформации увеличение длительности механического воздействия на образец вызывает уменьшение его модуля упругости. Области максимального уменьшения модуля упругости определяются релаксационными переходами, что свидетельствует об отсутствии интенсификации проявления нелинейных эффектов при уменьшении температуры [5].

Рассмотрение кривых деформирования, получаемых непосредственно при растяжении и сжатии с амплитудой 1%, показывает что отношение модуля упругости E_1 , определяемого по амплитудным значениям σ и ϵ , к модулю упругости $E_{0,1}$, определяемому по касательной к кривой растяжения — сжатия $\epsilon=f(\sigma)$, в некоторых случаях может превышать единицу (рис. 1, *b*). Это явление имеет место для ПТФХЭ и более слабо для капролона, совпадая по температурному положению с областями релаксационных переходов. По результатам проведенных измерений были рассчитаны коэффициенты ρ и $\rho_{\text{обр}}$ при кубичных членах (рис. 1, *c*, *г*). Коэффициент ρ в общем случае возрастает с увеличением температуры и проявляет слабо выраженную корреляцию с областями релаксационных переходов.

Изучение температурно-частотных зависимостей тангенса угла механических потерь $\operatorname{tg} \delta_E$ при периодической деформации растяжения и сжатия исследованных полимеров проводили при воздействии относительных деформаций, не превышающих 0,1%. При этом были обнаружены области главных релаксационных переходов для ПТФХЭ и капролона, область размораживания молекулярной подвижности в *пара*-криSTALLической фазе [6, 7] для ПТФЭ. Температурно-частотное положение максимумов $\operatorname{tg} \delta_E$ этих переходов представлено на корреляционной диаграмме $\ln \gamma - (1/T)$ (рис. 2). Было установлено, что температурное положение максимума $\operatorname{tg} \delta_E$ смещается с увеличением амплитуды напряжения не совсем так, как это следует из выражения (1).

Из корреляционной диаграммы $\sigma - \frac{10^3}{T^0} \text{ К}$ видно (рис. 2), что общим для исследованных полимеров является незначительное смещение положения максимума $\operatorname{tg} \delta_E$ в сторону повышенных температур с увеличением амплитуды напряжения на начальном участке кривых. С дальнейшим увеличением амплитуды напряжения σ кривые $\operatorname{tg} \delta_E \text{ макс} = f(\sigma)$ начинают смещаться в сторону низких температур. Наибольшее смещение положения $\operatorname{tg} \delta_E \text{ макс}$ в сторону высоких температур наблюдается у капролона, причем при воздействии наибольших амплитуд напряжения из ис-

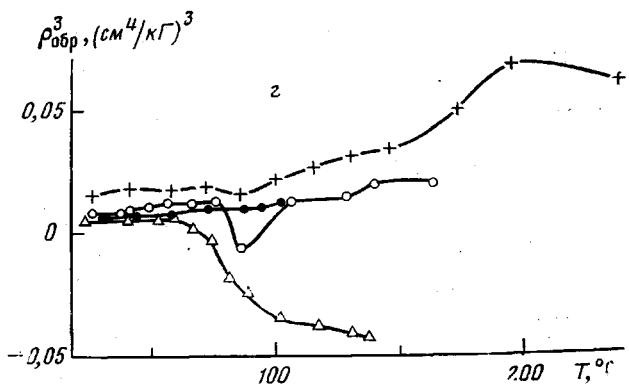
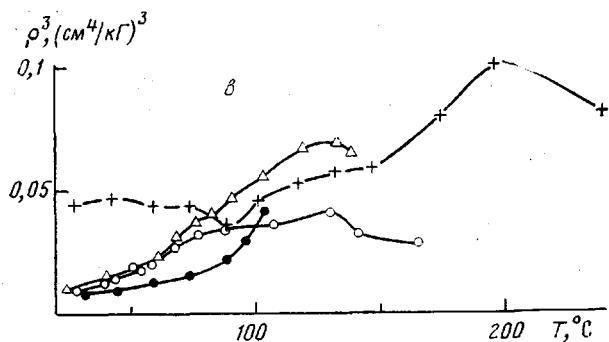
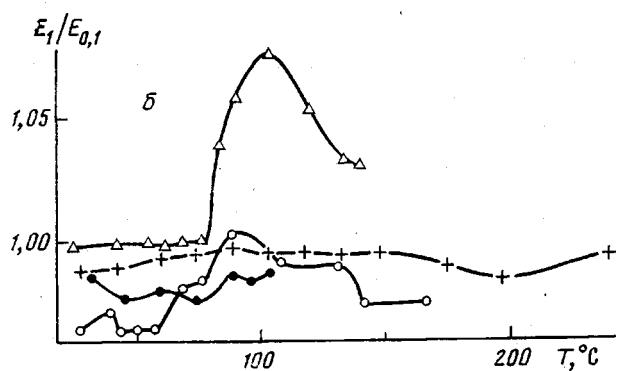
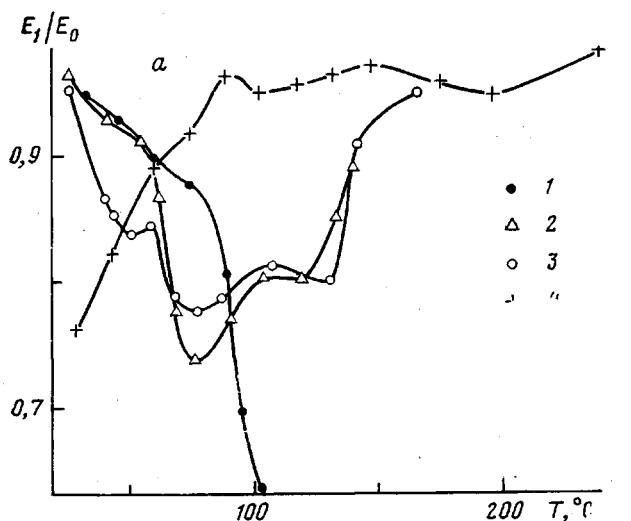


Рис. 1. Температурные зависимости при деформации 1% и частоте 0,1 гц отношения E_1/E_0 (а) и $E_1/E_{0,1}$ (б); коэффициента кубической нелинейности ρ (с); обратимого коэффициента кубической нелинейности $\rho_{обр}$ (д); 1 – ПММА, 2 – ПТФХЭ, 3 – капролон, 4 – ПТФЭ

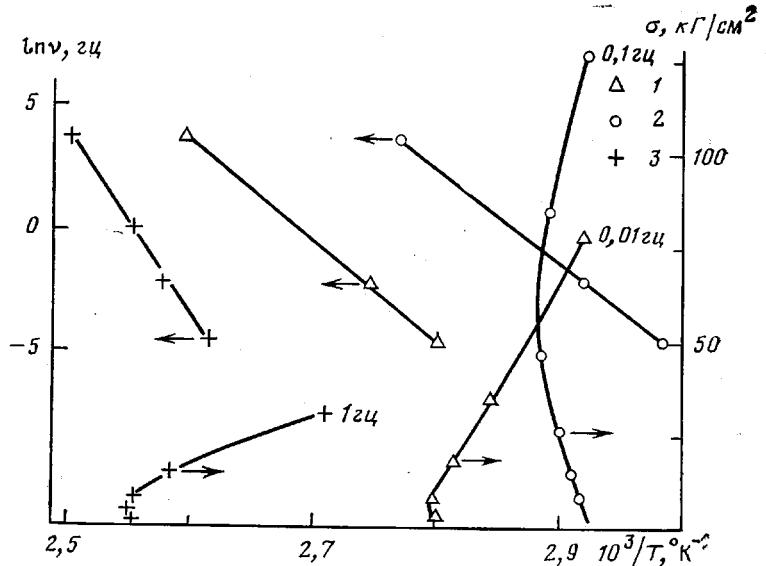


Рис. 2. Корреляционные диаграммы, характеризующие положение максимума $\operatorname{tg} \delta_E$: $a - \ln \nu - 1/T$; $b - \sigma - 1/T$; 1 – ПТФХЭ, 2 – капролон, 3 – ПТФЭ

следованного диапазона, температурное положение $\operatorname{tg} \delta_{E \text{ макс}}$ совпадает с начальным.

Для ПТФХЭ и ПТФЭ наблюдается незначительное смещение положения $\operatorname{tg} \delta_{E \text{ макс}}$ в сторону высоких температур при малых напряжениях, после чего начинается почти линейное (в зависимости от напряжения) смещение в сторону низких температур.

Смещение положения максимума тангенса угла механических потерь в область низких температур означает уменьшение энергии активации и, согласно выражению (1), должно привести к уменьшению τ_p и, следовательно, к уменьшению динамического модуля упругости. Как видно из рис. 1, а и 2, б, незначительному уменьшению $E_i/E_0 = 0,96$ для ПТФЭ соответствует наиболее значительное уменьшение энергии активации с ростом напряжения. Примерно одинаковым значениям $E_i/E_0 = 0,74 - 0,78$ для капролона и ПТФХЭ соответствует значительное для ПТФХЭ и равное нулю для капролона уменьшение энергии активации при воздействии напряжений, вызывающих деформации 1 %. Для исследованных материалов в указанном диапазоне механических воздействий с помощью выражения (1) нельзя полностью описать наблюдаемые эффекты.

Известно, что растяжение кристаллических полимеров сопровождается проявлением глубоких нелинейных эффектов, связанных с рекристаллизацией образца в силовом поле [8]. Процесс растяжения кристаллического полимера делится в общем случае на три стадии. Переход от первой стадии растяжения ко второй характеризуется глубокой перестройкой структуры, которая выражается в образовании «шейки». Структурные изменения, сопровождающие большие деформации полимеров, достаточно подробно описаны в работе [9]. Действующие при этом механизмы связаны с различной глубиной перестройки исходных структур полимера.

В одних случаях перестройки затрагивают только крупные элементы, а в других – приводят к разрушению этих элементов до отдельных более мелких структурных единиц вплоть до изменения конформаций макромолекул. Важно отметить, что эти перестройки носят кинетический (релаксационный) характер [10]. Такие, ярко выраженные структурные изменения сопровождают переход от первой стадии деформирования по-

лимера ко второй. Для осуществления глубоких структурных изменений необходимо воздействие на образец полимера определенного силового поля, которое характеризуется напряжением рекристаллизации.

Из скачкообразного характера преобразования структуры в процессе перехода от первой стадии растяжения ко второй следует, что в первой стадии деформирования должны быть созданы необходимые для этого предпосылки (локальные смещения неблагоприятно ориентированных по отношению к внешнему силовому полю структурных элементов, а в некоторых случаях и разрушение отдельных крупных элементов надмолекулярной структуры).

Рассмотрим весьма упрощенную модель механического поведения частично-кристаллического полимера, соответствующую первой стадии деформирования, т. е. до момента образования «шейки». Будем исходить из того, что структура полимера образована твердыми упорядоченными образованиями, связанными между собой мягкими неупорядоченными областями. Деформация сдвига полимера при небольших механических напряжениях определяется податливостью неупорядоченных областей и смещением упорядоченных образований друг относительно друга. Изменением собственных размеров твердых элементов структуры можно пре-небречь [11].

В процессе скольжения одного слоя тела относительно другого все большее число упорядоченных образований будет в процессе сближения подвергаться перестройке, облегчая тем самым развитие деформации. Если в единице объема тела имеется q упорядоченных образований, то число твердых образований, вступающих во взаимодействие друг с другом, будет q_1 . При этом расстояние между ними равно или меньше l_0 . Так как при деформации сдвига происходит взаимное смещение слоев тела, то расстояние между взаимодействующими твердыми образованиями будет функцией деформации сдвига γ , т. е. $l=f(\gamma)$.

Применимально к единичной плоскости сдвига можно записать, что $l=\gamma/q^{\nu}$. Возможное число взаимодействующих упорядоченных образований в плоскости сдвига определяется функцией их распределения $q_1=q \cdot f(l)$. Исходя из того, что при $l \rightarrow 0$, $f(l) \rightarrow 0$, а при $l \rightarrow \infty$, $f(l) \rightarrow 1$, примем следующий вид функции распределения:

$$f(l) = \frac{(l/l_0)^2}{1+(l/l_0)^2}$$

Положив далее

$$q^{\nu} l_0 = \gamma_0, \quad (4)$$

получим

$$f(l) = \frac{(\gamma/\gamma_0)^2}{1+(\gamma/\gamma_0)^2}, \quad (5)$$

где γ_0 — структурный коэффициент. Так как в процессе деформации все большее число упорядоченных образований будет подвергаться перестройке и вносить свой вклад в развитие деформации полимера, суммарная макроскопическая деформация сдвига может быть представлена в следующем виде:

$$\gamma = \frac{\tau}{G} \left(1 + c \frac{q_1}{q} \right),$$

где τ — напряжение сдвига, G — модуль упругости сдвига, c — функция кубичной нелинейности, описывающая процесс перестройки упорядоченных образований и определяемая интенсивностью релаксационных процессов полимера. Далее, вводя выражение (5) и отбрасывая члены $(\gamma/\gamma_0)^4$ как заведомо малые, получим

$$\gamma = \frac{\tau}{G} \left[1 + c \left(\frac{\gamma}{\gamma_0} \right)^2 \right].$$

Учитывая малость величины γ , можем записать, что

$$\gamma = \frac{1}{G} [\tau + c/\gamma_0^2 (\tau^3/G^2)] \quad (6)$$

Воспользовавшись известными соотношениями, выразим в уравнении (6) относительную деформацию сдвига γ через относительную деформацию ϵ одноосного растяжения и сжатия; модуль сдвига G через модуль Юнга и коэффициент Пуассона μ ; напряжение сдвига τ через напряжение одноосного растяжения и сжатия σ . При этом получим

$$\epsilon = \frac{1}{E} \left[\sigma + \frac{c}{\gamma_0^2} \frac{(1+\mu)^2}{E^2} \sigma^3 \right] \quad (7)$$

Это соотношение определяет зависимость деформации одноосного растяжения и сжатия от напряжения с учетом кубического отклонения от линейности.

Изучение температурно-временных зависимостей изменения функции кубической нелинейности проводили с использованием статического и динамического методов. Статические измерения осуществляли в режимах ползучести и релаксации напряжения при растяжении и сжатии в диапазоне деформаций от 0,1 до 2,5%. По результатам измерений при малых механических напряжениях (относительная деформация $\sim 0,1\%$) методом графического дифференцирования были определены значения $(\pi/2)(d \ln E/d \ln t)$ и построены их временные зависимости для исследованного интервала температур. Оказалось, что функция $\ln E = f(\ln t)$ и $(\pi/2)(d \ln E/d \ln t)$, полученные из опытов ползучести и релаксации напряжения при соответствующих температурах, в пределах погрешности эксперимента ($\pm 4\%$), совпадают.

Вычисление значений функции кубической нелинейности проводили по данным 4–5 экспериментов при растяжении и сжатии путем совместного решения уравнений (3) и (7), а соответствующие значения E и μ брали из опытов при малых механических напряжениях. Подобной же обработке подвергали результаты динамических измерений. Установлено, что у капролона функция кубической нелинейности в исследованной области механических воздействий и температур не проявляет зависимости от величины напряжения. По результатам вычисления функции нелинейности из различных экспериментов была построена корреляционная диаграмма $\ln(\tan \delta_E)$, $\ln\left(\frac{\pi}{2} \frac{d \ln E}{d \ln t}\right) - \ln \frac{c}{\gamma_0^2}$ (рис. 3), из которой следует наличие функциональной зависимости

$$\ln \frac{c}{\gamma_0^2} = 1,035 \left[\ln(\tan \delta_E), \ln \left(\frac{\pi}{2} \frac{d \ln E}{d \ln t} \right) \right] + 10,07 \quad (8)$$

Из представленных на рис. 4, а, б зависимостей $\ln \frac{c}{\gamma_0^2} = f(T)$ для различных времен воздействия видно, что режим нагружения (ползучесть или релаксация напряжения) существенно не сказывается на отклонениях экспериментальных значений от расчетных, полученных по выражению (8).

Исследование ПТФХЭ показало, что коэффициент ρ при кубическом члене в выражении (3) с повышением температуры начинает проявлять зависимость от величины напряжения. Из корреляционных диаграмм $\ln \rho - \ln \sigma$ (рис. 5) видно, что при 25° экспериментальные значения ρ не зависят от напряжения, а при $67,5^\circ$ с ростом напряжения значения $\ln \rho$ линейно уменьшаются и по достижении некоторого критического значения напряжения начинают возрастать. При небольших временах воздействия ($0,05$ сек.) такого возрастания не наблюдалось.

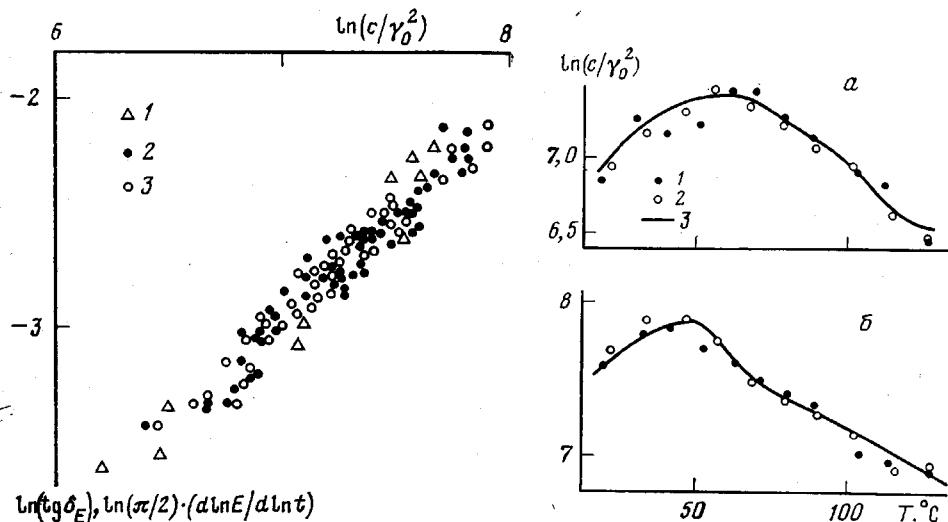


Рис. 3

Рис. 3. Корреляционная диаграмма, отражающая связь функции кубичной нелинейности $\ln(c/\gamma_0^2)$ с релаксационными характеристиками $\ln(\operatorname{tg} \delta_E)$, $\ln(\pi/2) \cdot (d \ln E / d \ln t)$ по данным динамических измерений (1), из измерений ползучести (2), по данным релаксации напряжения (3)

Рис. 4. Температурные зависимости функции кубичной нелинейности $\ln(c/\gamma_0^2)$ для капролона:

а — время воздействия 500 сек.; б — время воздействия 0,05 сек.; 1 — из измерений ползучести, 2 — по данным релаксации напряжения, 3 — результаты расчета по формуле (8)

Было установлено, что увеличение коэффициента ρ связано с возникновением «трещин серебра», которые с увеличением напряжения и времени воздействия приводят к разрушению образца. Излом кривых корреляционной диаграммы $\ln \rho - \ln \sigma$ соответствует деформации $\sim 1\%$ и наблюдается с области температур выше 40° . Начальный линейный участок зависимости $\ln \rho = f(\ln \sigma)$ можно объяснить разделением отдельных крупных структурных элементов на более мелкие, что вызовет увеличение значения структурного коэффициента γ_0 согласно выражению (4). Начальный участок кривой $\ln \rho = f(\ln \sigma)$ позволяет описать зависимость структурного коэффициента от напряжения в следующем виде:

$$[\gamma(\sigma)]^2 = \gamma_0^2 (\sigma/\sigma_1)^S, \quad (9)$$

где σ — единичное напряжение, равное 1 кГ/см^2 , S — показатель степени, характеризующий интенсивность процесса разделения структур.

Это выражение имеет смысл только для рассматриваемого диапазона механических напряжений. Используя методику, изложенную выше, определили функцию кубичной нелинейности ПТФХЭ в виде

$$\ln \frac{c}{\gamma_0^2} = 1,62 \left[\ln(\operatorname{tg} \delta_E), \ln \left(\frac{\pi}{2} \frac{d \ln E}{d \ln t} \right) \right] + 19,8 \quad (10)$$

Это соотношение справедливо при учете температурной зависимости показателя S (рис. 6, а) выражения (9). Из приведенных на рис. 6, б температурных зависимостей расчетного значения функции кубичной нелинейности и экспериментальных значений, полученных из динамических измерений, видно, что наибольшие отклонения экспериментальных значений от расчетных лежат в области температур до 40° и связаны с проявлением процесса β -релаксации.

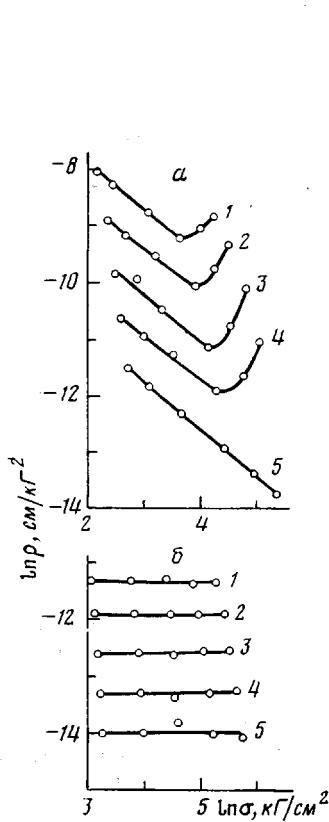


Рис. 5

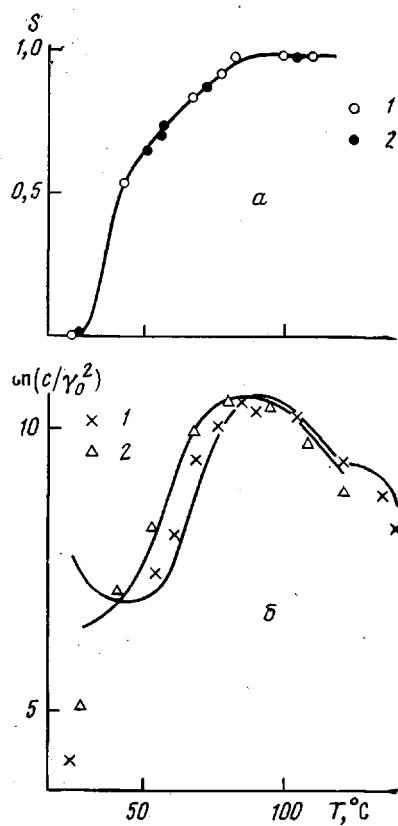


Рис. 6

Рис. 5. Корреляционные диаграммы, характеризующие изменение $\ln \rho$ с ростом $\ln \sigma$, полученные для ПТФХЭ в режиме релаксации напряжения. Продолжительность нагружения, сек.: 500 (1), 50 (2), 5 (3), 0,5 (4), 0,05 (5). T , °С: 67,5 (а), 25 (б)

Рис. 6. Температурные зависимости, полученные для ПТФХЭ:

а — показатель S (по данным релаксации напряжения (1) и из измерений ползучести (2) во всем диапазоне времен воздействия); б — функции кубичной нелинейности $\ln(c/\gamma_0^2)$ (частота 0,1 (1) и 0,01 Гц (2); сплошные линии — данные расчета по формуле (10))

Слабо выраженная корреляция между экспериментальными значениями функции кубичной нелинейности и тангенсом угла механических потерь для ПММА (рис. 7) может быть связана с положением исследованной области между областями проявления процессов α - и β -релаксации.

Структурный коэффициент ПТФЭ проявляет четко выраженную зависимость от напряжения при температурах выше комнатной. Во всем исследованном диапазоне напряжений зависимость $\ln \rho = f(\ln \sigma)$ линейна. Показатель S меняет свое значение от 0 при 24° до 1 при 175° (рис. 8, а). Функция кубичной нелинейности определяется выражением

$$\ln(c/\gamma_0^2) = 1,62 \ln(\tan \delta_E) + 14,5 \quad (11)$$

Отклонения экспериментальных значений $\ln(c/\gamma_0^2)$ от расчетных (рис. 8, б, в), по-видимому, связаны со сложным проявлением процессов молекулярной подвижности в *para*-кристаллической фазе.

Из изложенного следует, что предложенный метод оценки кубических отклонений от линейности в зависимости от механизмов молекулярной подвижности и особенностей изменения структуры полимеров в силовом поле дает удовлетворительные результаты в условиях проявления одногс

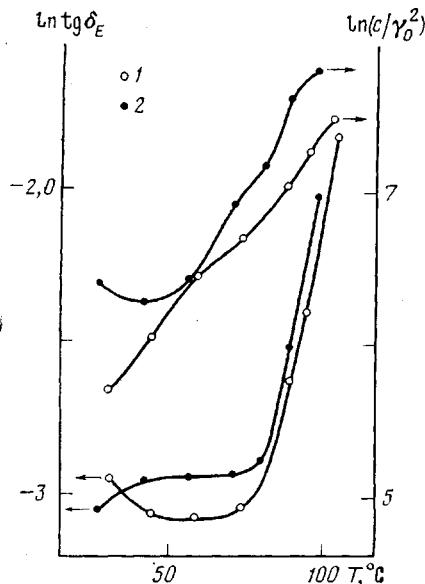


Рис. 7

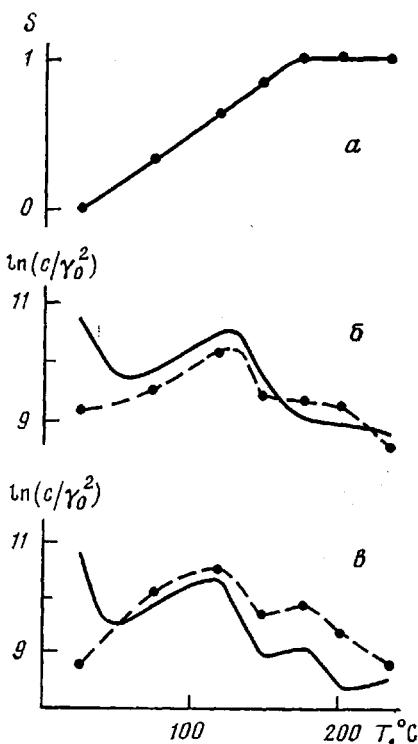


Рис. 8

Рис. 7. Температурные зависимости, полученные для ПММА, тангенса угла механических потерь $\text{tg } \delta_E$ и экспериментальных значений функции кубичной нелинейности $\ln(c/\gamma_0^2)$ (частота 0,1 (1) и 0,01 гц (2))

Рис. 8. Температурные зависимости, полученные для ПТФЭ: а – показателя S (на частотах 0,01; 0,1 и 1 гц); б – функции $\ln(c/\gamma_0^2)$ на частоте 1 гц; в – функции $\ln(c/\gamma_0^2)$ на частоте 0,01 гц (точки – экспериментальные значения, сплошная линия – результаты расчета по формуле (11))

релаксационного механизма и при сохранении сплошности материала (отсутствие трещин серебра).

Московский текстильный институт

Поступила в редакцию
16 VI 1978

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. И. Гуревич, Труды Геофизического института АН СССР, вып. 21. Изд-во АН СССР, стр. 49, 1953.
2. Ю. В. Зеленев, А. Г. Новиков, Заводск. лаб., 1968, № 10, 1262.
3. Ю. В. Зеленев, А. Г. Новиков, Заводск. лаб., 1970, № 2, 235.
4. Ю. В. Зеленев, А. Г. Новиков, Заводск. лаб., 1978, № 7, 935.
5. G. E. Waznaka, H. T. Miller, Rubber Chem. and Technol., 39, 1421, 1966.
6. Л. А. Квачева, И. И. Перепечко, Акустич. ж., 18, 3, 408, 1972.
7. Y. Ohzawa, Y. Wada, J. Appl. Phys. Japan, 3, 436, 1964.
8. В. А. Каргин, Т. И. Соголова, Ж. физ. химии, 27, 1039, 1953.
9. А. А. Аскадский, Деформация полимеров, «Химия», 1973.
10. В. А. Каргин, Т. И. Соголова, В. М. Рубштейн, Высокомолек. соед., A10, 2017, 1968.
11. И. Сакурада, Т. Ито, К. Накамае, Химия и технология полимеров, 1964, № 10, 19.

THE STUDY OF FEATURES OF NONLINEARITY MANIFESTATION
IN MECHANICAL RELAXATION PROPERTIES OF SOME
SEMICRYSTALLINE POLYMERS

Novikov A. G., Zelenev Yu. V.

S u m m a r y

The experimental study of the effect of mechanical shear stress magnitude on the character of mechanical relaxation manifestation in solid polymers has been carried out. The use of the most wide-spread types of loading — simple extension and simple compression — allows to pick out the part of deviation from linearity which is conditioned by action of shear stress. The correlation of relaxation transition regions that possess the most manifestations of deviations from the linear viscoelasticity was shown. An approach has been proposed to estimate the cubic deviations from the linearity that depends on relaxation mechanisms and behavior features of polymer structure in a force field. The approach gives a satisfactory results under manifestation of one relaxation mechanism and under condition of conservation of material continuity.
