

**ТЕМПЕРАТУРНО-ЧАСТОТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ДЕФОРМАЦИИ
И МЕХАНИЧЕСКИХ ПОТЕРЬ КАУЧУКОПОДОБНЫХ ПОЛИМЕРОВ
ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКОМ РЕЖИМЕ НАГРУЖЕНИЯ**

Г. М. Бартенев, Ю. В. Зеленев

Механическое поведение каучукоподобных полимеров и материалов на их основе (резин) тесно связано с их строением. Исследования при многократных воздействиях выявили релаксационный характер деформации и специфические особенности полимеров в области перехода от высокоэластического к стеклообразному состоянию [1—4]. В области стеклования всегда обнаруживается максимум механических потерь [2, 5]. Иногда наблюдается максимум механических потерь и в области высоких температур [5, 6], но его происхождение до сих пор не выяснено.

Исследования сеточных полимеров (резин) производились в основном в области перехода от высокоэластического к стеклообразному состоянию. Методом многократных деформаций одновременно в широком интервале температур резины почти не исследовались. В данной работе приводятся результаты исследования механических потерь и температурной зависимости деформации сеточных полимеров в широком температурном интервале при низких механических частотах и обсуждается связь этих свойств со строением сеточных полимеров.

Методика измерений. Исследования проводили на натуральном каучуке НК, полизопреновом СКИ, метил-винил-пиридиновом МВПК, бутадиенстирольном СКС-30, нитрильных каучуках СКН-18 и СКН-40 и полихлоропреновом каучуке ПХП. Образцы (ненаполненные резины) получали вулканизацией в прессформе в виде цилиндров высотой 10 мм и диаметром 8 мм. Испытания производили на приборе типа Александрова—Гаева конструкции НИИРП'а при постоянной амплитуде напряжения, равной 1,8 кГ/см², таким образом, чтобы пuhanсон, сжимающий образец, все время находился в материале.

Величина амплитуды напряжения в предварительных испытаниях при 20°C влияет на стабилизацию структуры и динамические свойства образца в последующих испытаниях [7]. Стабилизация свойств образца достигается тем быстрее, чем больше амплитуда напряжения. Подобная механическая тренировка производилась с амплитудой напряжения, в три раза превышающей рабочую. После этого образцы резин охлаждали до температуры —90°C. Затем измеряли амплитуду деформации при частотах 0, 1, 1, 10, 100 и 1000 колебаний/мин в условиях теплового равновесия через каждые 5—15° нагрева, а температурные зависимости механических потерь снимали на частотах 0,01 и 0,1 колебаний/мин методом петель гистерезиса [5, 7].

Было изучено также влияние амплитуды напряжения на потери полярного и неполярного каучуков СКН-18 и НК. Значение коэффициента механических потерь¹ при увеличении амплитуды до 3,6 кГ/см² практически не менялось (рис.1). Следовательно, не обязательно при каждом измерении производить подбор строго одинаковой амплитуды напряжения.

Содержание серы до 3 вес. частей не влияет на величину максимума механических потерь, а с дальнейшим увеличением серы в резиновой смеси максимум потерь увеличивается и сдвигается в сторону высоких температур. Однако, если учесть, что для технических резин содержание серы не превышает 3 вес. частей, то можно сделать вывод, что изменение содержания серы практически не влияет на механические потери. Измерения производили на резинах, содержащих до 2% серы.

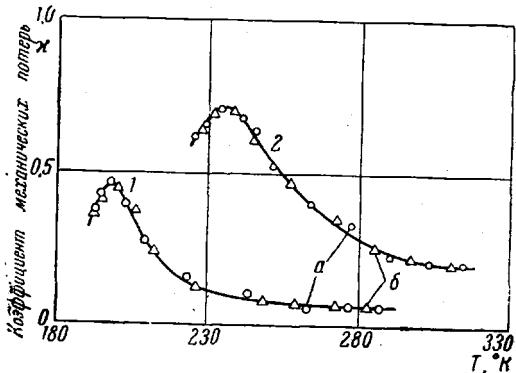
Образец, подвергаясь многократным деформациям сжатия для обеспечения в процессе всего размаха пuhanсона контакта между пuhanсоном и образцом, приводился в

¹ Коэффициент механических потерь η равен отношению площади петли гистерезиса к площади, заключенной между кривой нагрузки и осью деформации на графике $\sigma - \varepsilon$.

состояние некоторого статического сжатия. На статическую деформацию далее уже накладывались синусоидальные колебания.

При увеличении статической деформации сжатия слабо возрастает динамический модуль резины [8]. Коэффициент механических потерь также зависит от величины статического напряжения, с увеличением которого он несколько уменьшается. Образцы подвергали статическому сжатию, соответствующему 10% от начальной высоты образца. Амплитуда напряжения $\pm 1,8 \text{ кГ/см}^2$ соответствовала амплитуде деформации меньшей, чем 10%.

Рис. 1. Температурные зависимости коэффициента механических потерь для резин на основе каучуков: 1 — НК; 2 — СКН-18; при амплитудах напряжения $a = 1,8 \text{ кГ/см}^2$ и $b = 3,6 \text{ кГ/см}^2$



Результаты измерений. Для всех сеточных полимеров в широком интервале температур (от -90 до $+120^\circ$) наблюдается частотная зависимость амплитуды деформации (рис. 2) и два максимума механических потерь (рис. 3). Максимуму потерь в области стеклования соответствует низкое значение коэффициента морозостойкости ($K \approx 0,1$), что видно из следующей таблицы¹.

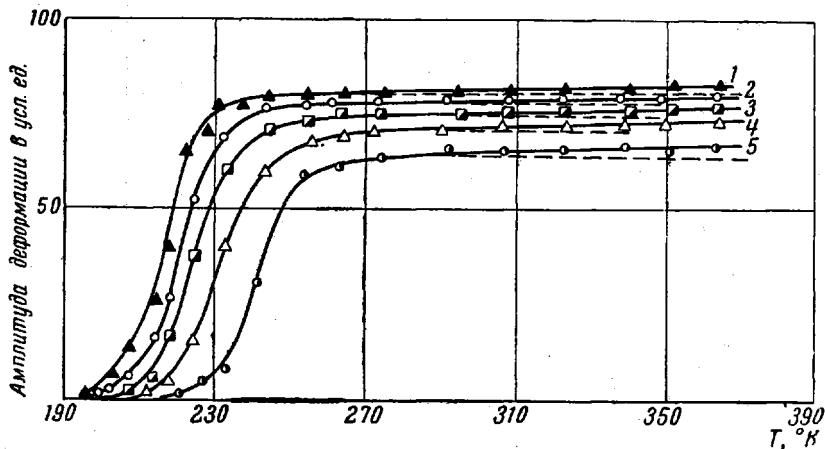


Рис. 2. Температурные зависимости амплитуды деформации резины на основе метил-винил-пиридинового каучука (МВПК) при постоянной амплитуде напряжения $c_0 = 1,8 \text{ кГ/см}^2$ для различных частот: 1 — 0,1; 2 — 1; 3 — 10; 4 — 100 и 5 — 1000 колебаний/мин

Низкотемпературный максимум потерь резин на основе НК и близких ему по свойствам СКИ и МВПК получался меньшим по величине и более острым, чем для резин на основе полярных каучуков ПХП, СКН-18 и СКН-40. У последних межмолекулярное взаимодействие больше, что приводит к увеличению внутреннего трения и механических потерь.

У всех вулканизатов каучуков выше области стеклования были обнаружены два характерных свойства: 1) высокотемпературный максимум механических потерь, который сопровождается некоторым подъемом термомеханической кривой, и 2) частотная зависимость амплитуды дефор-

¹ Коэффициент морозостойкости K определялся как отношение амплитуды деформации при данной низкой температуре к амплитуде деформации при $+70^\circ\text{C}$

Некоторые данные, относящиеся к низкотемпературному максимуму механических потерь и стеклованию каучукоподобных полимеров

Тип каучука	$T_c, ^\circ\text{K}$ при скорости охлаждения $w=2$ град/мин	$T_{\max}, ^\circ\text{K}$ при $v=0,1$ колебаний/мин	Энергия активации $U_0, \text{в ккал/моль}$ при $T = T_{\max}$	Максимальный коэффициент механических потерь χ_{\max}	Коэффициент морозостойкости K , соответствующий χ_{\max}
НК	196	197	14,1	0,46	0,08
СКИ	198	200	14,3	0,54	0,09
МВПК	206	207	14,8	0,62	0,10
СКС-30	212	215	15,4	0,69	0,09
ПХП	222	224	16,0	0,70	0,10
СКН-18	232	235	16,8	0,71	0,12
СКН-40	245	247	17,6	0,73	0,11

мации, которая у полярных каучуков выражена отчетливее, чем у неполярных.

Механическая модель сеточных полимеров. Механические модели, делающие наглядным физический смысл дифференциальных уравнений, описывающих деформацию реальных тел, применяются при исследовании дисперсных систем и растворов полимеров [9—11], а также линейных полимеров [12, 13].

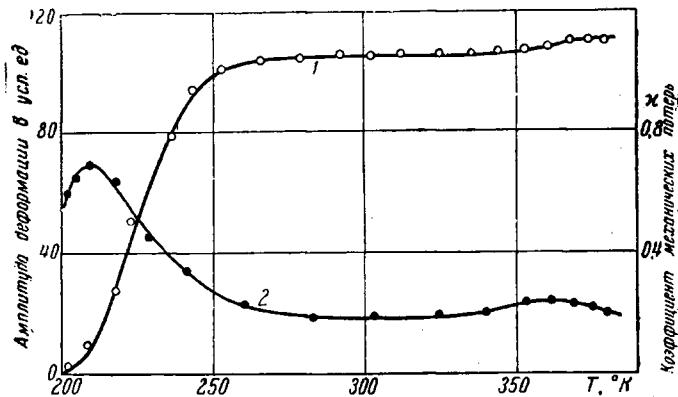


Рис. 3. Температурные зависимости: 1 — амплитуды деформации ε_0 и 2 — коэффициента механических потерь χ , при частоте $v = 0,01$ колебаний/мин для резины на основе каучука СКС-30

Модель, предложенная в работе [14] для сеточных полимеров (рис. 4,а), основывается на следующих представлениях о строении и физических свойствах сеточных полимеров: 1) деформация сеточного полимера складывается из упругой составляющей, устанавливающейся практически мгновенно, и высокоэластической составляющей, развивающейся во времени; 2) пространственная сетка резин образована как прочными по-перечными химическими связями (первичными узлами), так и слабыми по-перечными связями нехимического происхождения (вторичными узлами); 3) изменение конфигурации сетки происходит как путем ориентации звеньев (быстрый процесс), так и в результате перемещений сегментов цепей, сопровождаемых разрывом вторичных узлов; 4) в начальный период нагружения сопротивление высокоэластической деформации оказывают как первичные, так и вторичные узлы, и пространственная сетка поэтому характеризуется начальным модулем E'_0 , метод измере-

ния которого рассмотрен в работе [15]; равновесная деформация зависит только от первичных узлов и характеризуется модулем $E_\infty = E'_0 - E_1$ (E_1 — модуль, обусловленный вторичными узлами). Из этой модели методом теоретической реологии получено дифференциальное уравнение вида

$$a_1 \frac{d^2 \epsilon}{dt^2} + a_2 \frac{d \epsilon}{dt} + a_3 \epsilon = b_1 \frac{d^2 \sigma}{dt^2} + b_2 \frac{d \sigma}{dt} + b_3 \sigma, \quad (1)$$

где

$$a_1 = 1, \quad a_2 = \frac{E_1 \eta_0 + E'_0 \eta_1}{\eta_0 \eta_1}, \quad a_3 = \frac{E_1 E_\infty}{\eta_0 \eta_1},$$

$$b_1 = \frac{1}{E_0}, \quad b_2 = \frac{E_0 \eta_1 + E_1 \eta_0 + E'_0 \eta_1}{E_0 \eta_0 \eta_1}, \quad b_3 = \frac{(E_0 + E_\infty) E_1}{E'_0 \eta_0 \eta_1}.$$

Микровязкости η_0 и η_1 характеризуют процессы внутреннего трения в сеточных полимерах, ответственные за явления релаксации и последействия (под макровязкостью η мы понимаем обычную вязкость необратимого течения).

Для установившегося режима амплитуда деформации равна

$$\epsilon_0 = \sigma_0 \sqrt{\frac{C_1 + C_2 \omega^2 + C_3 \omega^4}{d_1 + (d_2 + \omega^2) \omega^2}}, \quad (2)$$

где коэффициенты, учитывая, что модуль упругости $E_0 \gg E_1, F_\infty$ и E'_0 , имеют следующие значения:

$$C_1 \approx \left(\frac{E_1}{\eta_0 \eta_1}\right)^2, \quad C_2 \approx \frac{1}{\eta_0^2}, \quad C_3 = \frac{1}{E'_0},$$

$$d_1 = \left(\frac{E_1 E_\infty}{\eta_0 \eta_1}\right)^2, \quad d_2 \approx \left(\frac{E'_0}{\eta_0}\right)^2 - \frac{2 E_1 E_\infty}{\eta_0 \eta_1},$$

причем

$$\eta_0 = E'_0 \tau_0, \quad \eta_1 = \frac{E_1 E_\infty}{E'_0} \tau_1, \quad (3)$$

где $E'_0 = E_1 + E_\infty$. Время релаксации τ_0 характеризует заторможенное вращение связей С — С вокруг валентных углов и определяется из известной формулы вида

$$\tau_0 = a e^{U_0 / RT}, \quad (4)$$

где $a \approx 10^{-12}$ сек, U_0 — энергия активации. Усредненное время релаксации τ_1 характеризует процесс внутреннего трения, связанный с преодолением вторичных узлов сетки, и определяется аналогичной формулой, в которой U_0 заменено на U_1 — энергию активации, связанную с разрывом вторичных узлов. Приведенные формулы используются при рассмотрении экспериментальных данных.

Низкотемпературный максимум механических потерь. В переходной области от стеклообразного к высокоэластическому состоянию микровязкость η_1 , связанная с перемещением сегментов, велика ($\eta_1 \rightarrow \infty$) по сравнению с микровязкостью η_0 , связанной с процессом ориентации звеньев. При этих условиях дифференциальное уравнение (1) принимает вид

$$\frac{d\epsilon}{dt} + \frac{E'_0}{\eta_0} \epsilon = \frac{1}{E_0} \frac{d\sigma}{dt} + \left(1 + \frac{E'_0}{E_0}\right) \frac{\sigma}{\eta_0}. \quad (5)$$

Из решения этого уравнения для периодического режима нагружения следует выражение для коэффициента механических потерь вида

$$\xi = \frac{2 \pi \omega \tau_0 (E_0 - E'_0)}{4 \sqrt{(1 + \omega^2 \tau_0^2) (E_0^2 + E'_0^2 \omega^2 \tau_0^2)} + \pi \omega \tau_0 (E_0 - E'_0)}, \quad (6)$$

где ω — круговая частота, причем ω проходит через максимум при $\omega_0 \approx \sqrt{E_0/E'_0}$. Отсюда следует, что происхождение низкотемпературного максимума тесно связано с релаксационной природой процесса стеклования. Максимум обусловлен главным образом переходом связей С — С через потенциальные барьеры при вращении вокруг валентных углов.

Полагая частоту заданной и учитывая формулу (4), можем заключить, что температура, соответствующая максимуму механических потерь, определяется из формулы

$$T_{\max} = \frac{U_0}{R(\ln \sqrt{E_0/E'_0} - \ln a\omega)}, \quad (7)$$

где E_0 — модуль упругости, примерно равный $4 \cdot 10^4 \text{ кГ/см}^2$, E'_0 — начальный высокомодульный модуль, имеющий для разных каучуков различное значение (примерно $10 \div 50 \text{ кГ/см}^2$). Учитывая, что частота в наших опытах $\omega \approx 0,01 \text{ рад/сек}$, найдем энергию активации U_0 при $T = T_{\max}$.

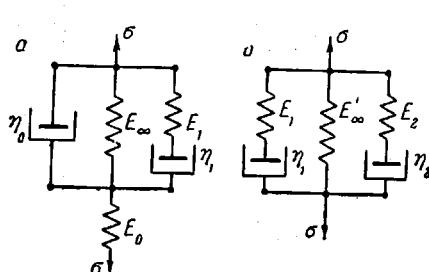


Рис. 4. Механические модели сеточных полимеров: а — при низких, б — при высоких температурах

ски мгновенно ($\eta_0 \approx 0$), но и обратимым перемещением сегментов, сопровождающимся разрушением и восстановлением вторичных узлов.

Высокотемпературный максимум механических потерь для вулканизатов на основе МВПК, СКС-30 и СКН-40 наблюдался в узком интервале температур $85 \div 100^\circ\text{C}$, сопровождаясь некоторым подъемом деформационной кривой (рис. 3). Высокотемпературные максимумы наблюдались [5—6] на пластифицированных резинах, что затрудняет их трактовку. Наши опыты показали (рис. 5), что ответственным за появление высокотемпературного максимума механических потерь и сопутствующего ему подъема деформационной кривой является не сам полимер, а полученный на его основе вулканизат. У исходного полимера, кроме того, наблюдается более слабая зависимость амплитуды деформации от частоты, чем у его вулканизата.

В отличие от низкотемпературных максимумов, где различное межмолекулярное взаимодействие у разных каучуков приводит к значительному интервалу температур, в котором наблюдались максимумы, высокотемпературные максимумы наблюдались для всех каучуков в узком температурном интервале. Это можно объяснить тем, что для резин на основе полярных и неполярных каучуков режим вулканизации и ускоритель были одинаковыми.

При одинаковой частоте времена релаксации, соответствующие низкотемпературному и высокотемпературному максимумам потерь, также одинаковы. Принимая экспоненциальный закон вида (4), можно видеть, что отношение энергий активации равно отношению температур, при которых наблюдаются максимумы. Рассчитанная таким способом¹ энергия активации U_2 , соответствующая высокотемпературному максимуму, для различных каучуков отличается сравнительно мало ($25 \div 26 \text{ ккал/моль}$).

Полученные значения (см. табл.) хорошо согласуются с другими измерениями, но несколько выше приведенных ранее [16], так как энергия активации в работе [16] была определена другим методом при температуре, которая на $20 \div 30^\circ$ выше, чем T_{\max} .

Высокотемпературный максимум механических потерь. При повышенных температурах деформация сеточных полимеров обусловлена не только ориентацией звеньев цепных молекул, которая происходит практичес-

¹ Значения U_0 взяты из приведенной таблицы.

К этим данным весьма близка энергия полисульфидных поперечных связей при температурах 70—120°С, которая согласно данным [17] равна 27,5 ккал/моль. Отсюда следует, что высокотемпературный максимум связан, по-видимому, с разрывом полисульфидных связей. Число их невелико (10—20 % от общего числа поперечных химических связей), в связи с чем подъем термомеханической кривой вблизи этого максимума незначителен. Разрушение прочных химических поперечных связей происходит при высоких температурах вместе с распадом пространственной сетки резины.

В твердых полимерах, где имеется несколько типов резко различающихся между собой взаимодействий, наблюдается несколько подъемов термомеханических кривых в результате неодновременного возникновения подвижности соответствующих групп атомов при повышении температуры [18]. Два подъема на термомеханической кривой и максимумы потерь в нашем случае объясняются наличием двух типов взаимодействий: первый связан с преодолением барьеров вращения, второй — с разрывом полисульфидных поперечных связей.

Модель, описывающая механические свойства резин при высоких температурах (область высокой эластичности) с двумя временами релаксации τ_1 и τ_2 (рис. 4, б), соответствует линейному дифференциальному уравнению второго порядка¹. Считая, что в области достаточно высоких температур произошло разрушение почти всех вторичных узлов, т. е. что $\eta_1 \approx 0$, а $\eta_2 \neq 0$, получаем дифференциальное уравнение

$$\frac{d\varepsilon}{dt} + \frac{E_2 E_\infty'}{E_\infty \eta_2} \varepsilon = \frac{1}{E_\infty} \frac{d\sigma}{dt} + \frac{E_2}{E_\infty \eta_2} \sigma, \quad (8)$$

причем микровязкость η_2 , связанная с разрушением непрочных поперечных химических связей, определяется выражением $\eta_2 = (E_2 E_\infty' / E_\infty) \tau_2$, где $E_\infty = E_2 + E_\infty'$ и E_2 — модуль, связанный только с непрочными (полисульфидными) поперечными связями; E_∞' — равновесный модуль сетки, состоящей только из прочных поперечных химических связей; E_∞ — равновесный модуль сетки, состоящей из выражения для всех химических поперечных связей.

Исследование коэффициента механических потерь κ на экстремум показывает, что имеется максимум при $\omega \tau_2 \approx \sqrt{E_\infty / E_\infty'}$.

Принимая для времени релаксации τ_2 и соответствующей ему энергии активации U_2 соотношение типа (4), находим, что температура, соответствующая второму максимуму механических потерь, определяется из формулы вида

$$T'_{\max} = \frac{U_2}{R (\ln \sqrt{E_\infty / E_\infty'} - \ln c\omega)} - , \quad (9)$$

где U_2 — энергия активации процесса разрушения непрочных поперечных химических связей, а $c \approx a$. Из этой формулы, зная температуру, соответ-

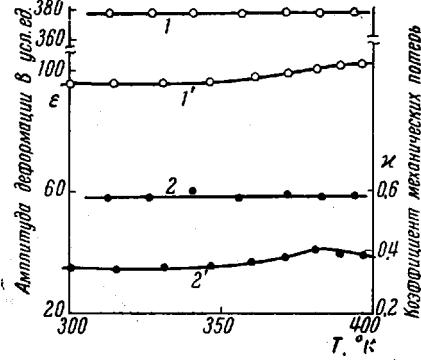


Рис. 5. Температурные зависимости амплитуды деформации (1 и 1') и коэффициента механических потерь (2 и 2') для исходного каучука СКН-40 (1 и 2) и вулканизата на его основе (1' и 2')

¹ Время релаксации τ_0 и микровязкость η_0 в области высокой эластичности полагаются равными нулю.

ствующую второму максимуму для различных вулканизатов, при частоте $\omega = 0,01 \text{ rad/сек}$ рассчитаны энергии активации. Получающиеся при этом значения (24—25 ккал/моль) согласуются с нашей предыдущей оценкой.

Область средних температур. В области температур, промежуточной между низкотемпературным и высокотемпературным максимумами, при

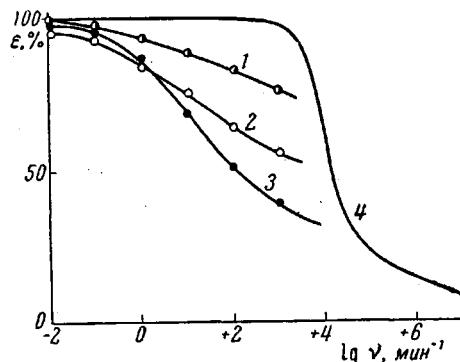


Рис. 6. Зависимость между амплитудой деформации и логарифмом линейной частоты при 20° для резин на основе каучуков:

1 — МВПК; 2 — СКН-30; 3 — СКН-40 (экспериментальные данные) и 4 — СКН-40 (расчетные данные)

процессы релаксации, последействия и вязкого течения связаны с перемещением практически одних и тех же сегментов цепных молекул. Известно, что энергия активации вязкого течения каучуков в зависимости от их полярности примерно равна 10—12 ккал/моль.

В рассматриваемой области температур ориентация звеньев цепных молекул происходит очень быстро, так как ей соответствует меньшее, чем приведенное в таблице, значение энергии активации U_0 . Для того чтобы оценить значения U_0 при высоких температурах, мы воспользовались формулой Шишкина [19], выражающей зависимость энергии активации от температуры, со значениями констант, приведенными в работе [16]. Рассчитанные по данным таблицы значения энергии активации U_0 при 20° для каучуков МВПК и СКН-40 соответственно равны 8 и 10 ккал/моль, т. е. ниже U_1 примерно на 2 ккал/моль.

Как следует из выражения (2), модель с двумя временами релаксации качественно дает в области высокой эластичности зависимость амплитуды деформации от частоты. Мы рассчитали эту зависимость для вулканизата каучука СКН-40 при 20°, используя данные работы [15], в которой приводятся для этой температуры значения динамических модулей ($E_0 = 4 \cdot 10^{10}$, $E_1 = 3,8 \cdot 10^7$ и $E_\infty = 0,9 \cdot 10^7 \text{ дин}/\text{см}^2$), и энергии активации, которые по нашей оценке равны $U_0 = 10 \text{ ккал}/\text{моль}$ и $U_1 = 12 \text{ ккал}/\text{моль}$. По формулам типа (4) определены при 20°C значения времен релаксации $\tau_0 \approx 10^{-5} \text{ сек}$ и $\tau_1 \approx 10^{-3} \text{ сек}$. Затем по формулам (3) рассчитаны значения микровязкостей $\eta_0 \approx 10^2 \text{ пуз}$ и $\eta_1 \approx 10^4 \text{ пуз}$. Экспериментальные зависимости по сравнению с расчетной¹ сильно «размыты» в связи с широким спектром времен релаксации τ_1 (рис. 6).

Авторы выражают благодарность Г. Л. Слонимскому за обсуждение результатов работы.

¹ Для амплитуды напряжения принимаем значение, применявшееся в наших опытах: $\sigma_0 = 1,8 \cdot 10^6 \text{ дин}/\text{см}^2$.

Выводы

Результаты исследования температурно-частотных зависимостей деформации и механических потерь сеточных каучукоподобных полимеров в интервале температур от -90 до $+120^{\circ}\text{C}$ могут быть поняты, исходя из представлений о трех видах релаксационных процессов в этих материалах: ориентации звеньев цепных молекул, преодоления вторичных узлов при перемещении сегментов и процесса разрушения полисульфидных связей, составляющих небольшую долю общего числа поперечных химических связей. Первый процесс связан со стеклованием и приводит к появлению низкотемпературного максимума механических потерь, а третий — к появлению высокотемпературного максимума. Для первого и третьего релаксационных процессов, по-видимому, характерны узкие спектры времен релаксации, которые приближенно могут быть заменены соответствующими усредненными временами релаксации. Для второго процесса спектр времен релаксации, вероятно, очень широк и аналогичной замены произвести нельзя, чем и объясняется отсутствие третьего максимума механических потерь и проявление сильно выраженной частотной зависимости амплитуды деформации в высокоэластической области. Рассмотренные для низких и высоких температур модели сеточного полимера качественно описывают все основные механические свойства этих материалов.

Московский государственный
педагогический институт им. В. И. Ленина

Поступила в редакцию
1 II 1961

ЛИТЕРАТУРА

1. П. П. К обеко, Е. В. К увшинский, Г. И. Гуревич, Изв. АН СССР., сер. физ., 6, 329, 1937.
2. А. П. Александров, Ю. С. Лазуркин, Ж. техн. физики, 9, 1249, 1939.
3. В. Р. Mason, Trans. Farad. Soc., 55, 1461, 1959.
4. А. Р. Раупе, J. Appl. Phys., 28, 378, 1957.
5. Н. Roelig, Rubb. Chem. Techn., 18, 62, 1945.
6. Н. Н. Михайлов, С. Б. Ратнер, Каучук и резина, № 1, 8, 1941.
7. Г. М. Бартенев, Ю. В. Зеленев, Каучук и резина, № 8, 18, 1950.
8. Г. М. Бартенев, Заводск. лаборат., № 11, 1334, 1949.
9. П. А. Ребиндер, Л. В. Чумакова, Докл. АН СССР, 81, 239, 1951.
10. П. А. Ребиндер, Е. Е. Сегалова, Коллоидн. ж., 10, 223, 1948.
11. Е. В. К увшинский, Изучение истечения растворов высокополимеров. Докторская диссертация, Физико-техн. ин-т, Л., 1950.
12. В. А. Карагин, Г. Л. Слонимский, Ж. техн. физики, 11, 341, 1941; Докл. АН СССР, 62, 239, 1948.
13. Г. Л. Слонимский, Теория деформации линейных полимеров. Докторская диссертация, Физико-хим. ин-т им. Карпова, 1952.
14. Г. М. Бартенев, Коллоидн. ж., 12, 408, 1950.
15. Г. М. Бартенев, М. М. Резниковский, М. К. Хромов, Коллоидн. ж., 18, 395, 1956.
16. Г. М. Бартенев, В. Д. Зайцева, Высокомолек. соед., 1, 1309, 1959.
17. Б. А. Догадкин, З. Н. Тарасова, Докл. АН СССР, 85, 1069, 1952.
18. В. А. Карагин, Г. Л. Слонимский, Краткие очерки по физико-химии полимеров. Изд. Моск. гос. ун-та, 1960.
19. Н. И. Шишкин, Ж. техн. физики, 26, 1461, 1956.

TEMPERATURE - FREQUENCY DEPENDENCE OF DEFORMATION AND MECHANICAL LOSSES OF RUBBER-LIKE POLYMERS UNDER PERIODIC LOADING CONDITIONS

G. M. Bartenev, Yu. V. Zelenev

Summary

The temperature — frequency dependence of deformation and mechanical losses of unfilled vulcanizates of a number of polar and non-polar rubbers has been investigated over the temperature range -90° to $+120^{\circ}$. Besides a low-temperature peak of mechanical losses in the glass region a weakly expressed high-temperature peak was observed for all the polymers investigated. The nature of the high-temperature peak and the frequency dependence of the deformation amplitude in the high-elasticity region has been discussed. The activation energy of processes associated with low temperature and high temperature peaks of mechanical losses has been determined and it has been shown that the mechanical models proposed with two relaxation times satisfactorily describe the main dynamic properties of the rubber-like polymers.