

Для изучения концентрационной зависимости адсорбции ингредиентов в наполненных полимерах более удобным оказывается графический способ. На рис. 2 приведены экспериментальная и расчетная кривые скоростей растворения сульфенамида Ц в смеси СКИ-3 с 40 вес. ч. технического углерода ПМ-100. Расчетная кривая построена по известным значениям c_{∞} , D и заданному значению c_0 . Количество вещества, адсорбированное из 1 см³ каучука, определяется разностью значений c_0 при сравнении расчетной и экспериментальной кривых для любого значения

Зависимость коэффициента диффузии и времени растворения сульфенамида Ц в смеси СКИ-3 с техническим углеродом ПМ-100 от степени наполнения ϕ при 75°

ϕ , вес. ч.	$t_{0,9}$ пр., мин	$D \cdot 10^{10}$, м ² /с	ϕ , вес. ч.	$t_{0,9}$ пр., мин	$D \cdot 10^{10}$, м ² /с
0	71	0,37	40	98	0,26
20	89	0,32	50	119	0,22

$1/t_{0,9}$, пр. На рис. 3 приведена концентрационная зависимость количества адсорбированного вещества, рассчитанного этим способом.

Таким образом, описываемый метод позволяет не только определить скорость растворения, равновесную растворимость и коэффициенты диффузии ингредиентов в резиновых смесях, но и оценить их адсорбцию на активном наполнителе.

ЛИТЕРАТУРА

- Гришин Б. С. Дис. на соискание уч. ст. канд. хим. наук. М.: МИТХТ, 1975. 143 с.
- Гришин Б. С., Тугорский И. А., Поганов Е. Э. Высокомолек. соед. А, 1974, т. 16, № 1, с. 130.
- Роджерс Р. Проблемы физики и химии твердого состояния органических соединений. М.: Мир, 1968.

Научно-исследовательский институт
шипинной промышленности

Поступила в редакцию
1.V.1982

METHOD OF DETERMINATION OF THE RATE OF DISSOLUTION, COEFFICIENT OF DIFFUSION AND ADSORPTION OF SOLID LOW-MOLECULAR INGREDIENTS IN FILLED ELASTOMERS

Grishin B. S., Il'ina Ye. A., Titova I. V.

Summary

The experimental method of evaluation of the rate of dissolution, coefficient of diffusion and adsorption of low-molecular ingredients in filled elastomers is proposed. The method is based on comparing of duration of achievement of two different degrees of dissolution determined optically towards the value of radius of dissolved granula. The method is applied for dissolution of sulfenamide-C in isoprene rubber filled by carbon black.

УДК 541.64:539.3

ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКОЙ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ПОЛИМЕРОВ ПО ДАННЫМ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЯ МЕТОДОМ ДЕФОРМАЦИОННОГО СКАЧКА

*Вихаускас З. С., Аскадский А. А., Баневичюс Р. Б.,
Марма А. И.*

Разработан способ оценки механической работоспособности полимеров по неизотермической релаксации напряжения методом деформационного скачка. Способ позволяет на микроколичествах вещества и при минимальных затратах времени определять параметры релаксационного процесса, описывающие температурную зависимость фактора сдвига.

Часто в практике научных исследований требуется быстро оценить область напряжений и температур, в которой твердый полимер не разрушается и не размягчается, и при этом такие измерения необходимо провести на микроколичествах вещества. Развитый ранее метод [1, 2] определения областей механической работоспособности требует проведения 5–6 экспериментов по неизотермической релак-

сации напряжения, для чего нужно иметь довольно значительное количество образцов с учетом необходимости воспроизведения данных.

Принимая во внимание то обстоятельство, что при получении новых полимеров экспериментатор располагает малым количеством вещества, желательно иметь способ определения механической работоспособности и теплостойкости полимера позволяющий провести опыт на малых количествах вещества. В связи с этим нами разработана следующая методика проведения эксперимента по неизотермической релаксации напряжения.

Монолитный микрообразец полимера нагружали при исходной температуре испытания до заданной величины деформации и соответствующей ей величины на-

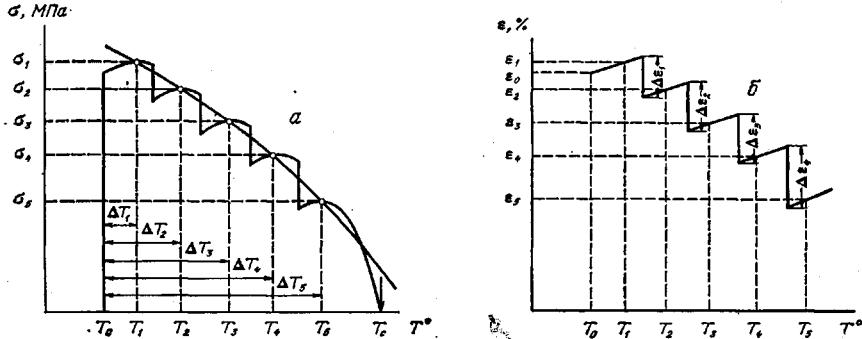


Рис. 1. Схема зависимости напряжения σ (а) и деформации ε (б) от температуры в опытах по неизотермической релаксации напряжения с использованием метода деформационных скачков

пражения. Опыты проводили на приборе для микромеханических испытаний образцов типа релаксометра Регеля – Дубова [3] в условиях одноосного сжатия. Исходную деформацию обозначали ε_0 , а исходную температуру T_0 . После достижения заданной деформации ε_0 образец нагревали с постоянной скоростью при неизменной деформации и вследствие теплового расширения напряжение σ в нем возрастало (рис. 1, а). После того как материал размягчался, скорость роста напряжения вследствие теплового расширения становилась равной скорости спада напряжения в результате релаксации и на зависимости σ от температуры T образовывался первый максимум. После прохождения максимума осуществлялся деформационный скачок, заключающийся в быстрой разгрузке образца до некоторой произвольной величины напряжения σ . При этом записывается величина $\Delta\varepsilon_1$, на которую проводится разгрузка (рис. 1, б). Дальнейшее повышение температуры в термостате приводило к новому росту напряжения вследствие теплового расширения. При этом образовывался новый максимум на зависимости σ от T , происхождение которого аналогично описанному выше. После прохождения максимума осуществлялся новый деформационный скачок $\Delta\varepsilon_2$, и процедура продолжалась дальше в той же последовательности до тех пор, пока напряжение не снижалось до нуля. Геометрическое место максимумов ограничивает область напряжений и температур, в которой твердый полимерный материал не разрушается и не размягчается в заданных условиях эксперимента; при этом условия таковы, что по сравнению с ранее разработанной методикой [1, 2] образец находится в более жестких условиях, поскольку последовательно проходит стадии нагружения от большего к меньшему. На этом вопросе подробнее остановимся ниже.

Как и в работе [2], воспользуемся обобщенным уравнением Максвелла в виде

$$\frac{d\sigma}{dT} \beta = E\alpha - \frac{\sigma}{\tau_0 a_T}, \quad (1)$$

где β – скорость роста температуры со временем t ($T=T_0+\beta t$, T_0 – исходная температура, при которой задается начальная деформация ε_0); $\alpha=\beta\alpha_L$, α_L – термический коэффициент линейного расширения, E – мгновенный модуль упругости, a_T – фактор сдвига, τ_0 – время релаксации при температуре T_0 .

Сплошная кривая на рис. 1, а проходит по точкам максимумов, которым отвечает условие $d\sigma/dT=0$; тогда из уравнения (1) следует, что

$$\sigma=E\alpha\tau_0 a_T=\sigma_\infty a_T, \quad (2)$$

где $\sigma_\infty=E\alpha\tau_0$.

Как показано в работах [2, 4], температурная зависимость a_T для полимеров в стеклообразном состоянии описывается соотношением

$$\lg a_T=C(T-T_0)^n, \quad (3)$$

где коэффициенты C и n зависят от деформации ε согласно соотношениям

$$C=C_0 e^{\gamma \varepsilon} \quad (4)$$

$$n=a\varepsilon+b \quad (5)$$

Таким образом, параметры C_0 , γ , a и b определяют механическое поведение твердого полимера в условиях релаксации напряжения и позволяют учесть нелинейность такого поведения.

Величины σ_∞ в соотношении (2) не являются константами, а зависят от температуры приведения и деформации. В данной работе за температуру приведения будем принимать каждый раз новую температуру, соответствующую температуре очередного максимума на зависимости σ от T (рис. 1, a). В этом случае сдвиг релаксационных кривых осуществляется от температуры предыдущего максимума до температуры рядом лежащего следующего максимума, как это схематически изображено на рис. 2. Поскольку фактор сдвига a_T при смещении релаксационных кривых от исходной температуры T_0 до любой температуры T описывается соот-

$\lg \sigma$ или $\lg E$

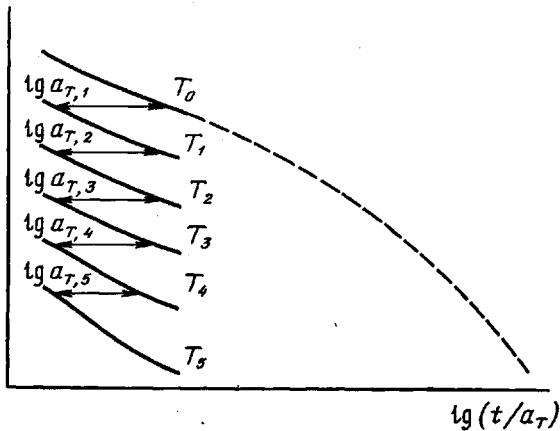


Рис. 2. Схема получения обобщенной релаксационной кривой (обозначения см. в тексте статьи)

ношением (3), а согласно формуле (2), $\lg a_T = \lg \sigma / \sigma_\infty$, то, как следует из рис. 2, необходимо записать

$$\begin{aligned} \lg a_{T,1} &= \lg \frac{\sigma_1}{\sigma_{\infty,1}} = C(T_1 - T_0)^n \\ \lg a_{T,2} &= \lg \frac{\sigma_2}{\sigma_{\infty,2}} = C(T_2 - T_0)^n - C(T_1 - T_0)^n \\ \lg a_{T,3} &= \lg \frac{\sigma_3}{\sigma_{\infty,3}} = C(T_3 - T_0)^n - C(T_2 - T_0)^n \\ \dots &\dots \\ \lg a_{T,k} &= \lg \frac{\sigma_k}{\sigma_{\infty,k}} = C(T_k - T_0)^n - C(T_{k-1} - T_0)^n \end{aligned} \quad (6)$$

В системе уравнений (6) σ_1 , σ_2 , σ_3 ... и σ_k обозначают напряжения в максимумах на кривых неизотермической релаксации напряжений (рис. 1, a), а T_1 , T_2 , T_3 ... и T_k – соответствующие им температуры. Величины $\sigma_{\infty,1}$, $\sigma_{\infty,2}$, $\sigma_{\infty,3}$... и $\sigma_{\infty,k}$ определяются из соотношения (2), для чего необходимо экспериментально определить несколько пар кривых изотермической релаксации напряжения при температурах T_0 и T_1 , T_1 и T_2 , T_2 и T_3 , ..., T_{k-1} и T_k .

Оставляя первое уравнение системы (6) неизменным (а далее складывая первое уравнение со вторым, затем первое со вторым и третьим и т. д.), получаем новую систему уравнений в виде

$$\begin{aligned} \lg \frac{\sigma_1}{\sigma_{\infty,1}} &= C(T_1 - T_0)^n \\ \lg \frac{\sigma_1}{\sigma_{\infty,1}} + \lg \frac{\sigma_2}{\sigma_{\infty,2}} &= C(T_2 - T_0)^n \\ \lg \frac{\sigma_1}{\sigma_{\infty,1}} + \lg \frac{\sigma_2}{\sigma_{\infty,2}} + \lg \frac{\sigma_3}{\sigma_{\infty,3}} &= C(T_3 - T_0)^n \\ \dots &\dots \\ \lg \frac{\sigma_1}{\sigma_{\infty,1}} + \lg \frac{\sigma_2}{\sigma_{\infty,2}} + \lg \frac{\sigma_3}{\sigma_{\infty,3}} + \dots + \lg \frac{\sigma_k}{\sigma_{\infty,k}} &= C(T_k - T_0)^n \end{aligned} \quad (7)$$

Каждое уравнение системы можно сокращенно записать так:

$$\sum_{i=1}^{t=j} \lg \frac{\sigma_t}{\sigma_{\infty, i}} = C(T_i - T_0)^n = C(\Delta T_i)^n, \quad (8)$$

где j – порядковый номер уравнения, который пробегает последовательно все значения от 1 до k .

Подставляя уравнения (4) и (5) в уравнение (8) и проводя логарифмирование, получаем

$$\lg \sum_{i=1}^{t-1} \lg \frac{\sigma_i}{\sigma_{\infty,i}} = \lg C_0 + \frac{\gamma}{2,3} e_i + a e_i \lg \Delta T_i + b \lg \Delta T_i \quad (9)$$

Величины деформаций ε_i вычисляются по формулам

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_0 + \alpha_L \Delta T_1$$

$$\varepsilon_2 = \varepsilon_0 + \alpha_L \Delta T_2 - \Delta \varepsilon_1$$

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_0 + \alpha_L \Delta T_3 - \Delta \varepsilon_1 - \Delta \varepsilon_2$$

$$\varepsilon_4 = \varepsilon_0 + \alpha_L \Delta T_4 - \Delta \varepsilon_1 - \Delta \varepsilon_2 - \Delta \varepsilon_3$$

$i=k-$

$$e_k = e_0 + \alpha_L \Delta T_k - \sum_{i=1}^n \Delta e_i,$$

где α_L – термический коэффициент линейного расширения полимера в стеклообразном состоянии. Для удобства последующих выкладок введем обозначения

$$\begin{aligned}
 D_1 &= \lg \sum_{i=1}^{t-1} \lg \frac{\sigma_i}{\sigma_{\infty,i}} = \lg \lg \frac{\sigma_1}{\sigma_{\infty,1}} \\
 D_2 &= \lg \sum_{i=1}^{t-2} \lg \frac{\sigma_i}{\sigma_{\infty,i}} = \lg \left(\lg \frac{\sigma_1}{\sigma_{\infty,1}} + \lg \frac{\sigma_2}{\sigma_{\infty,2}} \right) \\
 &\dots \\
 D_k &= \lg \sum_{i=1}^{t-k} \lg \frac{\sigma_i}{\sigma_{\infty,i}} = \lg \left(\lg \frac{\sigma_1}{\sigma_{\infty,1}} + \lg \frac{\sigma_2}{\sigma_{\infty,2}} + \dots + \lg \frac{\sigma_k}{\sigma_{\infty,k}} \right)
 \end{aligned} \tag{11}$$

Для отыскания параметров материала C_0 , γ , a и b желательно, чтобы система уравнений (7) была избыточной. Тогда ее решение проводится методом наименьших квадратов. При этом матрица A коэффициентов при неизвестных избыточной системы уравнений будет иметь вид

$$A = \begin{vmatrix} 1 & \varepsilon_1 & \varepsilon_1 \lg \Delta T_1 & \lg \Delta T_1 \\ 1 & \varepsilon_2 & \varepsilon_2 \lg \Delta T_2 & \lg \Delta T_2 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ 1 & \varepsilon_k & \varepsilon_k \lg \Delta T_k & \lg \Delta T_k \end{vmatrix}$$

Столбцовая матрица B свободных членов избыточной системы выглядит следующим образом:

$$B = \begin{array}{c} \lg \sum_{i=1}^{i=1} \lg \frac{\sigma_i}{\sigma_{\infty, i}} \\ \lg \sum_{i=1}^{i=2} \lg \frac{\sigma_i}{\sigma_{\infty, i}} \\ \cdot \quad \cdot \quad \cdot \quad \cdot \\ \lg \sum_{i=1}^{i=k} \lg \frac{\sigma_i}{\sigma_{\infty, i}} \end{array} = \begin{array}{c} D_1 \\ D_2 \\ \cdot \\ D_k \end{array}$$

Перемножая $\bar{A} \cdot A$ (\bar{A} – транспонированная матрица), получаем матрицу коэффициентов при неизвестных канонической системы уравнений

k	$\sum_{i=1}^k e_i$	$\sum_{i=1}^k e_i \lg \Delta T_i$	$\sum_{i=1}^k \lg \Delta T_i$
$\sum_{i=1}^k e_i$	$\sum_{i=1}^k e_i^2$	$\sum_{i=1}^k e_i^2 \lg \Delta T_i$	$\sum_{i=1}^k e_i \lg \Delta T_i$
$\sum_{i=1}^k e_i \lg T_i$	$\sum_{i=1}^k e_i^2 \lg \Delta T_i$	$\sum_{i=1}^k (e_i \lg \Delta T_i)^2$	$\sum_{i=1}^k e_i (\lg \Delta T_i)^2$
$\sum_{i=1}^k \lg \Delta T_i$	$\sum_{i=1}^k e_i \lg \Delta T_i$	$\sum_{i=1}^k e_i (\lg \Delta T_i)^2$	$\sum_{i=1}^k (\lg \Delta T_i)^2$

Свободные члены канонической системы уравнений записываются в виде столбцовой матрицы $A \cdot B$

$$A \cdot B = \begin{vmatrix} \sum_{i=1}^k D_i \\ \sum_{i=1}^k e_i D_i \\ \sum_{i=1}^k e_i \lg \Delta T_i D_i \\ \sum_{i=1}^k \lg \Delta T_i D_i \end{vmatrix},$$

где величины D_i определяются по соотношениям (11). Входящие в них величины $\sigma_{\infty, i}$ определяются экспериментально по величинам фактора сдвига a_T, i . Процедуру экспериментов и расчетов осуществляли следующим образом.

1. Образец полимера помещали между рабочими цилиндрами релаксометра и подвергали быстрому сжатию до выбранной величины деформации e_0 (4–5%). Далее эта деформация оставалась постоянной, а температура T в термостате возрастала с постоянной скоростью β . Напряжение σ в образце начинало увеличиваться вследствие теплового расширения, а затем уменьшалось в результате ускорения релаксационного процесса, вызванного механическим размягчением. На кривой зависимости σ от T появлялся первый максимум σ_1 при температуре T_1 . После прохождения максимума образец быстро разгружался, т. е. деформация в нем уменьшалась на величину Δe_1 (первый скачок деформации). После этого напряжение вновь начинает возрастать, а затем уменьшаться по описанным выше причинам. Образовывался второй максимум σ_2 при температуре T_2 . Далее процедуру повторяли еще несколько раз до получения 5–8 максимумов и полной релаксации напряжения σ до нуля (рис. 1, a).

2. Для полученных значений температур максимумов T_i вычисляли величины деформаций e_i по формулам (10). Необходимый для этого коэффициент линейного расширения α_L либо определяли экспериментально, либо вычисляли по формуле [5]

$$\alpha_L = \frac{k_0/k_c - 1}{3T_c}, \quad (12)$$

где k_0 и k_c – соответственно коэффициенты молекулярной упаковки полимера вблизи абсолютного нуля и при температуре стеклования T_c ; $k_0=0,731$ и $k_c=0,667$ для линейных полимеров.

За температуру стеклования T_c можно принять точку на оси температур, в которой напряжение релаксирует до нуля; эта точка на рис. 1, a отмечена стрелкой.

3. Определяли несколько пар кривых релаксации напряжения при температу-

пах T_{i-1} и T_i . Первую пару релаксационных кривых определяли при температурах T_0 и T_1 ; постоянная деформация при этом составляла ε_0 . Вторую пару релаксационных кривых определяли при температурах T_1 и T_2 при деформации ε_1 , третью пару — при температурах T_2 и T_3 и деформации ε_2 и т. д. Эти релаксационные кривые, построенные в логарифмических координатах, сдвигаются вдоль оси $\lg t$ до совмещения кривых каждой пары. Таким образом определяли значения $\lg a_{T_i, i}$, сдвиг релаксационной кривой, полученной при температуре T_i (деформация ε_0), к кривой, полученной при температуре T_0 , дал значение $\lg a_{T_0, 1}$. Сдвиг релаксационной кривой, полученной при температуре T_2 , к кривой, полученной при температуре T_1 (деформация ε_1), дал значение $\lg a_{T_1, 2}$ и т. д.

Далее, по формулам (6) вычисляли значения $\lg \sigma_{\infty, i}$ по данным σ_i и $\lg a_{T_i, i}$. Затем по формулам (11) рассчитывали величины D_i .

Исходные данные и значения коэффициентов при неизвестных избыточной системы уравнений

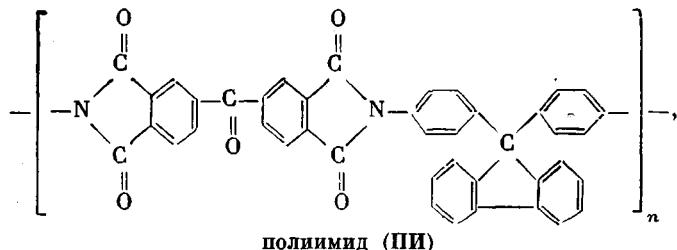
σ_i , MPa	$\varepsilon_i \cdot 10^3$	$\varepsilon_i^2 \cdot 10^6$	ΔT_i	$\lg \Delta T_i$	$(\lg \Delta T_i)^2$	$\varepsilon_i \lg \Delta T_i \cdot 10^3$
98,2	51,94179	2,695	87	1,939519	3,761725	100,6957
82,1	45,3426	2,056	127	2,103804	4,425989	95,3919
68,8	40,8715	1,670	147	2,167317	4,697261	88,5814
57,7	37,3998	1,399	171	2,232996	4,986268	83,5136
48,1	33,5073	1,123	202	2,305351	5,314642	77,2460
37,7	30,0882	0,905	227	2,356026	5,550853	70,8885
28,0	26,9321	0,725	257	2,409933	5,807765	64,9045
17,9	24,4072	0,596	284	2,453318	6,018762	59,8786
Σ	290,4666	11,169	1502	17,968264	40,563265	641,1002

$(\varepsilon_i \lg \Delta T_i)^2 \cdot 10^3$	$\varepsilon_i^2 \lg \Delta T_i \cdot 10^3$	$\varepsilon_i (\lg \Delta T_i)^2 \cdot 10^3$	$D_i \cdot 10^3$	$\varepsilon_i D_i \cdot 10^3$	$D_i \lg \Delta T_i$	$\varepsilon_i D_i \lg \Delta T_i \cdot 10^3$
10,140	5,2270	195,3008	746,2523	38,7438	1,4473705	75,1443
9,100	4,3254	200,6858	816,0726	37,0028	1,7168568	77,8466
7,847	3,6194	191,9841	838,8384	34,2845	1,8180287	74,3053
6,975	3,1239	186,4854	868,0015	32,4630	1,9382438	72,4897
5,967	2,5889	178,0793	901,8252	30,2177	2,0790236	69,6624
5,025	2,1322	167,0151	924,9177	27,8291	2,1791301	65,5660
4,213	1,7472	156,4153	951,9938	25,6391	2,2942412	61,7885
3,585	1,4621	146,9011	974,7011	23,7897	2,3912517	58,3636
52,852	24,2261	1422,8669	7022,6026	249,9697	15,864145	555,1664

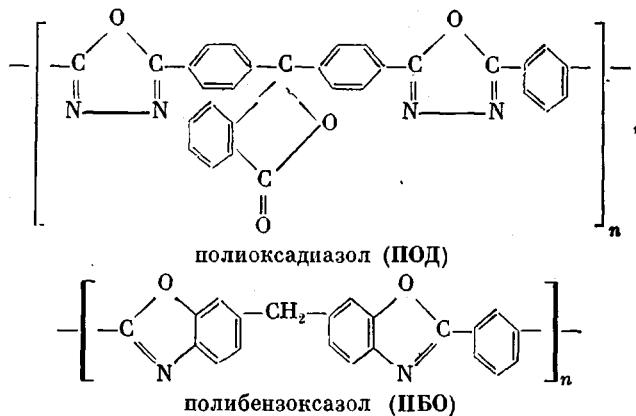
4. Составляли матрицу A коэффициентов при неизвестных избыточной системы уравнений и столбцовую матрицу B ; необходимые для этого значения ΔT_i определяли как разности $T_i - T_0$, $T_2 - T_0$, $T_3 - T_0$ и т. д., как это схематически изображено на рис. 1, а. Затем составляли матрицы $\bar{A} \cdot A$ и $\bar{A} \cdot B$. Для этого проводили суммирование так, как это показано в таблице. Следует отметить, что для получения более точных результатов расчета параметров $\lg C_0$, γ , a и b следует учитывать как можно больше знаков после запятой при определении ε_i , D_i и т. д.

Решение канонической системы уравнений, коэффициенты при неизвестных которых даны в матрице $\bar{A} \cdot A$, а свободные члены в матрице $\bar{A} \cdot B$, проводится любым методом.

Перейдем к рассмотрению экспериментальных и расчетных данных, полученных нами для трех полимеров¹:



¹ Авторы благодарят Я. С. Выгодского (ИНЭОС АН СССР) за предоставление образцов ПИ и А. Я. Черникова (НПО «Пластмассы») за предоставление образцов ПОД и ПБО.



Из этих теплостойких полимеров были отпрессованы микрообразцы размером $3 \times 3 \times 4$ мм, которые подвергали испытанию в условиях неизотермической релаксации напряжения по методике, изложенной выше. Кривые неизотермической релаксации напряжения показаны на рис. 3.

В качестве примера детальный расчет релаксационных параметров проведен нами для ПОД; исходные данные и ход расчета иллюстрирует таблица, в которой показаны, в частности, коэффициенты при неизвестных канонической системы

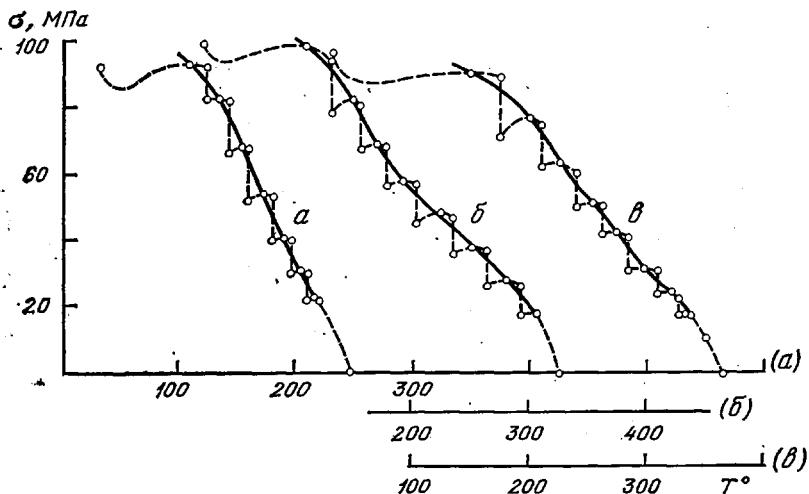


Рис. 3. Кривые неизотермической релаксации напряжения (штриховые линии) и кривые, ограничивающие области механической работоспособности (сплошные линии) для ПВО (а), ПОД (б) и ПИ (в)

уравнений, полученные суммированием чисел в колонках таблицы. Решение канонической системы уравнений привело к следующим значениям параметров:

$$\lg C_0 = -0,556; \quad \gamma = 14,86; \quad a = -2,22; \quad b = 0,613.$$

Эти значения несколько отличаются от значений, полученных в прямом эксперименте по релаксации напряжения [4], однако вычисленные с их помощью значения фактора сдвига $\lg \alpha_t$ полностью совпадают с экспериментальными.

В заключение остановимся на характере кривых, ограничивающих области работоспособности, полученных методом деформационных скачков и определенных ранее разработанным методом исследования неизотермической релаксации напряжения [1, 2]. Напомним, что в этом методе нагружение проводится всегда при одной и той же температуре приведения T_0 , причем измерение каждый раз проводится на новом образце. На рис. 4 показаны кривые, ограничивающие область работоспособности для ПБО и ПИ, полученные первым и вторым способом. В области высоких напряжений и сравнительно низких температур (близких к T_0) эти кривые сходятся; далее эти кривые расходятся (заштрихованные области), а затем вблизи температуры стеклования они вновь сближаются. Все эти особенности релаксационного поведения полимеров совершенно естественны, так как в области высоких напряжений и сравнительно низких температур (появление первого максимума) услов-

вия эксперимента в обоих методах совершенно одинаковы. Расхождение в средней части кривых объясняется тем, что при испытании методом деформационных скачков образец испытывает большую нагрузку перед появлением каждого нового максимума, чем в обычном методе неизотермической релаксации напряжения. Поскольку скорость релаксации (время релаксации) зависит от исходного механического напряжения, релаксационный процесс, наблюдаемый по первому из методов, проходит с большей скоростью. При приближении к температуре стеклования напряжение стремится к нулю, что приводит к выравниванию скоростей релаксацион-

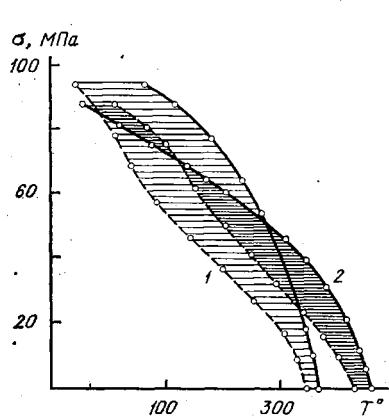


Рис. 4

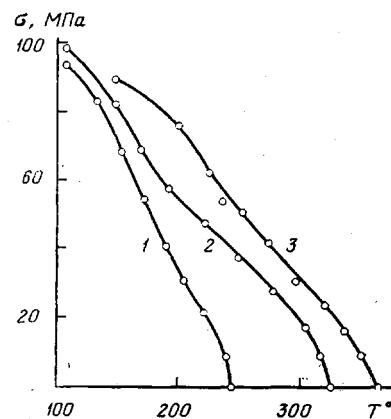


Рис. 5

Рис. 4. Кривые, ограничивающие области механической работоспособности ПОД (1) и ПИ (2), полученные методом деформационного скачка (штриховые линии) или неизотермической релаксации напряжения с одной температурой приведения T_0 [2] (сплошные линии)

Рис. 5. Кривые, ограничивающие области механической работоспособности, полученные методом деформационного скачка для ПБО (1), ПОД (2) и ПИ (3)

ных процессов в каждом из методов. Это определяет характерную форму кривых, полученных различными методами.

Характер влияния химического строения на релаксационные свойства полимеров при этом остается одинаковым. Наибольшей теплостойкостью среди изученных систем обладает ПИ, наименьшей ПБО, что хорошо видно из рис. 5.

Таким образом, изложенный выше способ неизотермической релаксации напряжения позволяет с наименьшими затратами времени и испытываемого вещества определять релаксационные параметры полимера, описывающие температурную зависимость фактора сдвига $\lg \alpha_T$, что дает возможность прогнозировать релаксационное поведение полимеров.

ЛИТЕРАТУРА

- Слонимский Г. Л., Аскадский А. А. Механика полимеров, 1965, № 1, с. 36.
- Аскадский А. А., Тодадзе Т. В. Механика композитных материалов, 1980, № 4, с. 713.
- Регель В. Р., Бережкова Г. В., Дубов Г. А. Заводск. лаб., 1959, т. 25, № 1, с. 101.
- Аскадский А. А., Вихаускас З. С., Банявичюс Р. Б., Марма А. И. Высокомолек. соед. А, 1983, т. 25, № 1, с. 203.
- Аскадский А. А. Структура и свойства теплостойких полимеров. М.: Химия, 1981. 320 с.

Каунасский политехнический институт
им. Антанаса Снечкуса
Институт элементоорганических соединений
им. А. Н. Несмиянова АН СССР

Поступила в редакцию
14.VI.1982

EVALUATION OF MECHANICAL SERVICEABILITY OF POLYMERS ACCORDING THE DATA OF NON-ISOTHERMAL RELAXATION OF STRESS BY THE METHOD OF DEFORMATIONAL JUMP

*Vikhauskas Z. S., Askadskii A. A., Banyavichyus R. B.,
Marma A. I.*

Summary

The method of evaluation of mechanical serviceability of polymers with the aid of non-isothermal relaxation of stress by the method of deformational jump is proposed. The method permits to determine the parameters of relaxational process describing the temperature dependence of the shear factor with microamounts of the polymer during minimal time.