

УДК 541.64 : 539.3

**ДИНАМИЧЕСКИЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЯДА  
АРОМАТИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ**

**Ф. Н. Нурмухаметов, А. А. Аскадский, Г. Л. Слонимский,  
В. В. Коршак, С. Н. Салаэкин, Я. С. Выгодский,  
С. В. Виноградова**

Исследованы динамические механические свойства большого ряда ароматических теплостойких полимеров: полиарилатов, полиамидов и полиимидов. Определены низко- и высокотемпературные релаксационные переходы, закономерно связанные с химическим строением повторяющегося звена полимера. Определены также переходы, обнаруживаемые статическими релаксационными методами исследования. Отмечены области температур, в которых параметры релаксационных процессов не зависят от температур.

При детальном исследовании релаксационных свойств большого количества ароматических теплостойких полимеров (полиарилатов, ароматических полиамидов, полиимидов и других полигетероариленов) было определено влияние химического строения на механическую работоспособность и температуру стеклования данных систем [1]. Представляло интерес изучить релаксационные переходы для характерных представителей теплостойких полимеров, обнаруживаемые динамическими механическими методами исследования. Исследовали ряды ароматических гетероцепенных простых и сложных полиэфиров (полиарилаты), полиамидов и полиимидов, представленные в табл. 1.

Измерения проводили на приборе, описанном ранее [2], на частоте 140  $\text{гц}$  в интервале температур  $-160^\circ - 520^\circ$ . Объекты исследования подбирали таким образом, чтобы переход от одного полимера к другому в пределах данного ряда сопровождался только лишь изменением какого-либо одного параметра химического строения повторяющегося звена. Так, в случае полиимидов 1–3 (табл. 1) переход от одного полимера к другому сопровождается изменением в остатке диангидрида группы  $-\text{O}-\text{O}-$  на CO и одинарную связь между соседними ядрами. При этом остаток диамина сохраняется одинаковым. В случае полиарилатов (6–10) при неизменном остатке бисфенола меняется только лишь остаток дикарбоновой кислоты.

Полиарилаты и простые ароматические полиэфиры, ароматические полиамиды и полиимиды синтезировали по ранее описанным методикам [3, 4]. Пленки из полиарилатов и ароматических простых полиэфиров получены поливом их растворов в хлороформе (или в *симв.-тетрахлорэтане*) на целлофановую подложку (или стекло) при медленном испарении растворителя при комнатной температуре (или при  $40-50^\circ$  для *симв.-тетрахлорэтана*) и тщательным высушиванием до постоянной массы в вакууме при постепенном подъеме температуры до  $80^\circ$  (до  $120^\circ$  для *симв.-тетрахлорэтана*) до полного удаления остатков растворителя. Пленки из полиамидов готовили поливом их растворов в ДМАА на стеклянную пластинку с последующим медленным испарением растворителя при  $60-80^\circ$ . Остатки растворителя удаляли экстракцией в аппарате Сокслетта диэтиловым эфиром, после чего пленку сушили в вакууме ( $10^{-3}$  тор). Пленки полиимидов отливали из растворов в метиленхлориде, тетрахлорэтане или гексафтторизопропаноле, следы которых также удаляли экстракцией диэтиловым эфиром в аппарате Сокслетта.

На рис. 1, *a* в качестве примера показаны температурные зависимости составных частей комплексного модуля упругости  $E'$  и  $E''$  и тангенса угла

механических потерь  $\tan \delta$  полиимида 1 (табл. 1). Из рисунка видно, что этот полимер имеет два максимума  $\tan \delta$  и  $E''$  в низкотемпературной области при  $-70$  и  $-120^\circ$  и подъем на кривых  $\tan \delta(T)$  и  $E''(T)$  в области высоких температур ( $400^\circ$ ), соответствующий основному переходу — расстеклованию ( $\alpha$ -переход).

Полиимиид 1 отличается от полиимида 2 (табл. 1) только наличием атома кислорода между ароматическими ядрами. Из табл. 1 видно, что полиимиид 2 имеет также два максимума  $\tan \delta$  и  $E''$  в области низких температур и подъем  $\tan \delta(T)$  и  $E''(T)$  в области высоких температур ( $490^\circ$ ), соответствующий  $\alpha$ -переходу (табл. 1). Условно обозначим низкотемпературные переходы как  $\gamma$ - и  $\beta$ -переходы. Сравнивая динамические механические свойства полимеров 1 и 2, можно заметить, что включение шарнирного атома  $—O—$  между ароматическими ядрами не приводит к появлению новых максимумов  $\tan \delta$  и  $E''$  в низкотемпературной области, а лишь смещает их к более низким температурам. Следовательно, появление  $\gamma$ - и  $\beta$ -переходов в низкотемпературной области в случае полиимидов не связано с наличием атома кислорода в основной цепи; его присутствие лишь облегчает размораживание движения других циклов (фенильных), в результате чего переходы осуществляются при более низких температурах и проходят с большей интенсивностью.

Сравним температуры  $\gamma$ - и  $\beta$ -переходов в полиимидах 1 и 3 (табл. 1). Эти полиимииды отличаются наличием  $—O—$  и  $C=O$ -групп между ядрами в остатке диангидрида. Из табл. 1 видно, что температуры  $\gamma$ - и  $\beta$ -переходов совпадают. Следовательно, введение вместо группы  $—O—$  карбонильной  $C=O$ -группы не приводит к смещению низкотемпературных максимумов, а лишь несколько влияет только на их высоту ( $\tan \delta$ )<sub>макс</sub>. Таким образом, введение  $C=O$ -группы между ароматическими ядрами также способствует увеличению гибкости цепи полиимида и облегчению размораживания теплового движения соседних циклов.

В случае полиимидов 4 и 5, при переходе от дифениленовой структуры (содержащей и несодержащей «шарнирные» группы) к более жестким конденсированным системам, на температурных зависимостях  $\tan \delta$  и  $E''$  наблюдается два очень слабых максимума (табл. 1). Следовательно, переход от одно- к двухъядерным фрагментам в полиимидах не приводит к исчезновению молекулярной подвижности, а лишь снижает интенсивность проявления низкотемпературных переходов. В литературе [5—7] часто низкотемпературный переход в области  $-20$ — $40^\circ$  связывают с присутствием в полиимидах воды. В нашем случае в результате тщательной очистки полимера (см. выше) этот максимум не обнаружен.

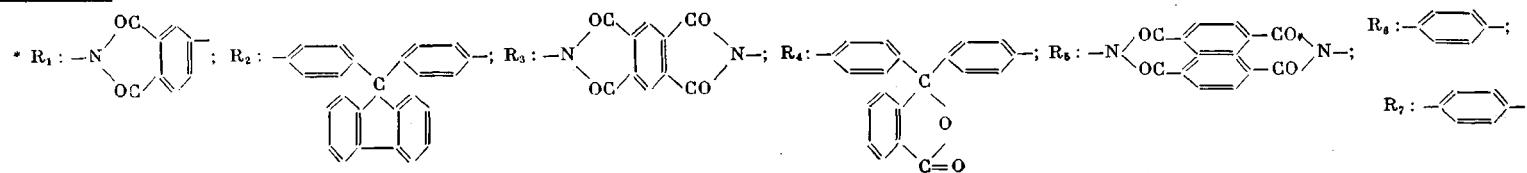
В литературе также имеются сведения [8] о наличии в ароматических полиимидах перехода в области  $70$ — $80^\circ$ , который назван  $\beta^0$ -переходом. В нашем случае этот переход также не обнаружен. Что касается высокотемпературных  $\alpha$ -переходов, то из рис. 1, а и табл. 1 отчетливо видно закономерное влияние химического строения полимера на температуру размягчения. Введение шарнирных групп  $—O—$  и  $C=O$  между ароматическими ядрами существенно снижает температуру  $\alpha$ -перехода (на  $90$ — $100^\circ$ ), причем влияние групп  $—O—$  и  $C=O$  в этом смысле практически равнозначно. Переход от двухъядерных ангидридов к одноядерным приводит к повышению температуры  $\alpha$ -перехода; наивысшая температура размягчения характерна для полиимида на основе диангидрида 1,4,5,8-нафтилентетракарбоновой кислоты (образец 5, табл. 1).

Перейдем теперь к рассмотрению динамических механических свойств полиарилатов (образцы 6—10, табл. 1). На рис. 1, б в качестве примера приведены температурные зависимости  $E'$ ,  $E''$  и  $\tan \delta$  для полиарилата 4,4'-дифенилдикарбоновой кислоты и фенолфталеина (образец 9, табл. 1). Аналогичные зависимости получены нами для всех других изученных полиарилатов. Из рис. 1, б и табл. 1 видно, что в отличие от полиимидов полиарилаты имеют в низкотемпературной области лишь один максимум

Таблица 1

## Характеристики релаксационных переходов в ароматических полимерах

№ полимера	Элементное звено полимера *	Температура перехода, °С			$\text{tg}\delta_{\max}^{\beta}$	$\text{tg}\delta_{\max}^{\gamma}$	$E''_{\max, \beta} \cdot 10^{-8}$	$E''_{\max, \gamma} \cdot 10^{-8}$
		$\alpha$	$\beta$	$\gamma$			$n/m^2$	
1	$-\text{R}_1-\text{O}-\text{R}_1-\text{R}_2-$	400	-70	-120	0,062	0,048	3,60	3,00
2	$-\text{R}_1-\text{R}_1-\text{R}_2$	490	-60	-110	0,035	0,032	3,26	3,24
3	$-\text{R}_1-\text{CO}-\text{R}_1-\text{R}_2-$	390	-70	-120	0,058	0,048	3,10	2,76
4	$-\text{R}_3-\text{R}_4-$	500	-60	-110	0,054	0,050	1,75	1,70
5	$-\text{R}_5-\text{R}_4-$	540	-60	-100	0,045	0,041	5,25	5,00
6	$-\text{OC}-\text{R}_6-\text{COO}-\text{R}_4-\text{O}-$	250	-60	--	0,050	--	1,20	--
7	$-\text{OC}-\text{R}_7-\text{COO}-\text{R}_4-\text{O}-$	310	-110	--	0,075	--	2,10	--
8	$-\text{OC}-\text{R}_7-\text{R}_7-\text{COO}-\text{R}_4-\text{O}-$	350	-90	--	0,050	--	0,80	--
9	$-\text{OC}-\text{R}_7-\text{O}-\text{R}_7-\text{COO}-\text{R}_4-\text{O}-$	300	-110	--	0,083	--	1,80	--
10	$-\text{OC}-\text{R}_7-\text{SO}_2-\text{R}_7-\text{COO}-\text{R}_4-\text{O}-$	320	-110	--	0,075	--	2,40	--
11	$-\text{R}_7-\text{SO}_2-\text{R}_7-\text{O}-\text{R}_4-\text{O}-$	290	-60	--	0,080	--	4,30	--
12	$-\text{OC}-\text{R}_7-\text{CONH}-\text{R}_2-\text{NH}-$	400	-60	--	0,036	--	2,25	--
13	$-\text{OC}-\text{R}_7-\text{COO}-\text{R}_2-\text{O}-$	370	-70	--	0,044	--	0,65	--
14	$-\text{OC}-\text{R}_6-\text{COO}-\text{R}_2-\text{O}-$	290	-50	--	0,045	--	0,50	--



$\text{tg } \delta$  или  $E''$  в исследованном нами интервале температур. Другие полиарилаты отличаются от полиимидов также и тем, что температурная зависимость  $E'$  для них выражена очень слабо в низкотемпературной области по сравнению с зависимостью  $E'(T)$  для полиимидов (ср. рис. 1, а и б). В последних имеет место отчетливо выраженная температурная зависимость  $E'$  в интервале температур  $-160-0^\circ$ . Можно предположить, что аналогичная зависимость будет наблюдаться и в случае полиарилатов при

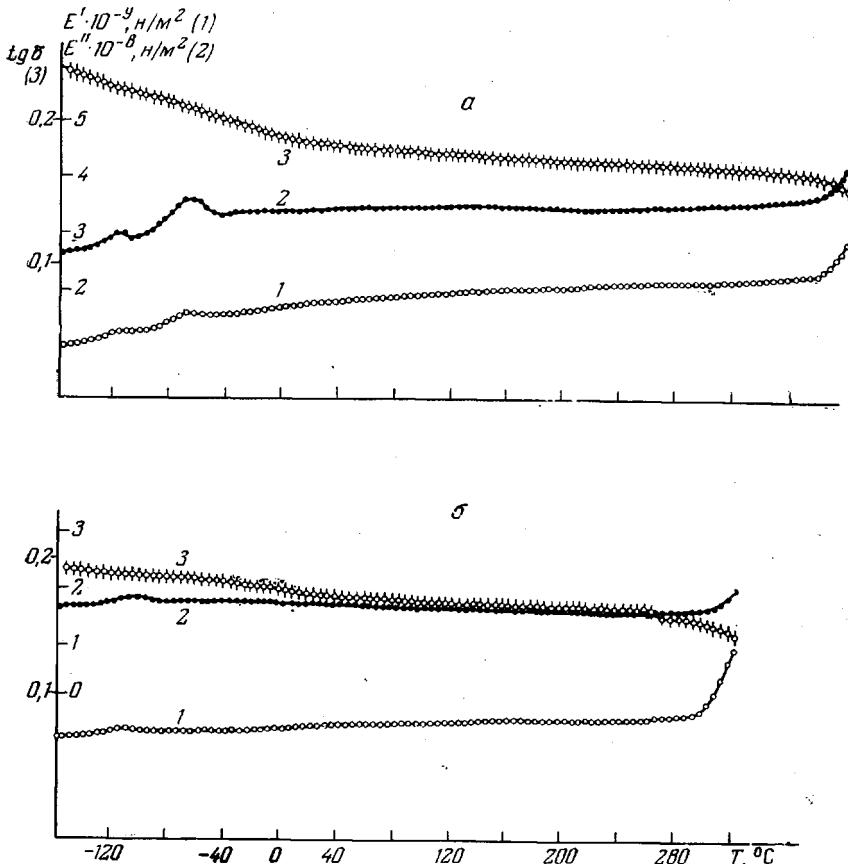


Рис. 1. Температурные зависимости  $E'$ ,  $E''$  и  $\text{tg } \delta$  для полиамида 1 (а) и полиарилата 9 (б)

более низких температурах, где возможно также проявление дополнительного низкотемпературного максимума.

Рассмотрим влияние химического строения полиарилатов на температуру и интенсивность  $\alpha$ - и  $\beta$ -переходов. Полиарилаты 6 и 7, 13 и 14 (табл. 1) отличаются изомерией кислотного компонента (*мета*- и *пара*-замещение). Переход к более симметричному кислотному остатку способствует повышению температуры  $\alpha$ -перехода, но существенно снижает температуру  $\beta$ -перехода. Появление  $\beta$ -перехода, как будет видно ниже, нельзя связывать с «размораживанием» молекулярного движения

$\text{C}-\text{O}^+$ -групп. Этот переход может быть связан только с колебаниями фенильных ядер относительно сложноэфирной связи. В случае полиарилатов 6 и 14 (табл. 1) колебание фенильного ядра, замещенного в *мета*-положение, будет затруднено по сравнению с колебаниями ядра, замещенного в *пара*-положении. Действительно, в первом случае вращательная подвижность фенильного ядра связана с кооперативным смещением со-

седних участков цепи, так как ось вращения не совпадает с осью ядра. Во втором случае (*para*-замещение) эти оси совпадают и движение фенильного ядра не затрагивает соседей.

Переход от одноядерной дикарбоновой кислоты к двухъядерной приводит к небольшому увеличению температуры  $\alpha$ -перехода; температура  $\beta$ -перехода лежит между температурами аналогичных переходов для полимеров 6 и 7. Таким образом, введение дополнительного ядра в дикарбоновую кислоту приводит к увеличению температуры размягчения и температуры  $\beta$ -перехода. Что касается влияния строения кадровой группировки, то замена фталидного цикла на флуореновый (т. е. на более объемистый) приводит к смещению температур  $\alpha$ - и  $\beta$ -перехода (ср. полимеры 6 и 14, 7 и 13, табл. 1). Интересно отметить, что  $\beta$ -переход не связан с на-

$\begin{array}{c} \text{O} \\ \swarrow \quad \searrow \\ \text{C} = \text{O} \end{array}$

личием  $\text{C}=\text{O}$ -группы во фталидном цикле, так как ее отсутствие во флуореновом цикле не приводит к исчезновению  $\beta$ -перехода в случае полимеров 13 и 14.

Теперь рассмотрим влияние «щарнирных» групп в остатке дикарбоновой кислоты на температуры переходов. Введение групп  $-\text{O}-$  и  $-\text{SO}_2-$

Таблица 2

**Коэффициенты уравнения Вильямса – Ландела – Ферри  $C_1$  и  $C_2$  для различных полимеров**

Элементарное звено	Параметры	Интервал температур, °C		
$-\text{R}_5-\text{R}_4^* -$	$C_1$	-160–100	100–210	210–320
	$C_2$	36 600	-56 -1740	29 647
$-\text{R}_1-\text{R}_1-\text{R}_2$	$C_1$	-160–100	100–210	210–320
	$C_2$	26 420	-7,3 -392	25,1 674,2
$-\text{NHOC}-\text{R}_7-\text{OCNH}-\text{R}_2-$	$C_1$	-160–40	40–140	140–320
	$C_2$	10 300	10 94	8,7 72,5
$-\text{R}_1-\text{COR}_1-\text{R}_2$	$C_1$	-160–100	100–210	210–320
	$C_2$	5,2 233	14,7 173	16,5 226

\* Значения  $\text{R}_1$ ,  $\text{R}_2$ ,  $\text{R}_4$  и  $\text{R}_5$  см. в табл. 1.

приводит к снижению температур  $\alpha$ - и  $\beta$ -переходов (полимеры 8 и 9 в табл. 1). Это вполне естественно, так как введение таких групп увеличивает гибкость цепи и дает возможность проявиться молекулярной подвижности фенильных ядер при более низких температурах.

Чтобы окончательно убедиться в том, что низкотемпературный переход

$\begin{array}{c} \text{O} \\ \swarrow \quad \searrow \\ \text{C} = \text{O} \end{array}$

в полиарилатах не связан с размораживанием подвижности  $\text{C}=\text{O}$ -групп, нами синтезирован и изучен идентичный простой полиэфир 11 (табл. 1), не содержащий таких групп. Результаты испытаний показали, что при исключении  $\text{C}=\text{O}$ -групп из основной цепи полиэфира низкотемпературный максимум проявляется столь же интенсивно, но он существенно смещен

$\begin{array}{c} \text{O} \\ \swarrow \quad \searrow \\ \text{C} = \text{O} \end{array}$

в сторону более высоких температур. Следовательно, замена  $\text{C}=\text{O}$ -групп

ны на простую эфирную связь  $-O-$  затрудняет проявление подвижности соседних с ней фенильных ядер. В то же время температура  $\alpha$ -перехода снижается, так как исключение полярных  $C=O$ -групп приводит к уменьшению межмолекулярного взаимодействия [7].

Ранее было показано [9, 10], что в пределах стеклообразного состояния для ароматических теплостойких полимеров наблюдается ряд новых переходов, обнаруживаемых статическими методами исследования релаксации напряжения. В связи с этим область стеклообразного состояния была подразделена на несколько подсостояний, в которых релаксационные процессы проходят по различным механизмам. Представляло интерес определить температуры этих переходов для изученных нами систем и сравнить их с температурами переходов, определяемых динамическими механическими методами. Для оценки температуры перехода из одного состояния в другое, согласно [10], необходимо получить серию кривых релаксации напряжения во всем интервале температур стеклообразного состояния. Такая серия кривых в качестве примера приведена на рис. 2 для полииамида 9,9-бис-(4-аминофенил)флуорена и диангидрида 3,3',4,4'-тетракарбоксидафенила (табл. 1, полимер 2). Аналогичные серии кривых были нами получены для других систем. Для оценки температуры перехода из одного подсостояния в другое следует [10] построить температурную зависимость обратной величины относительного спада на-

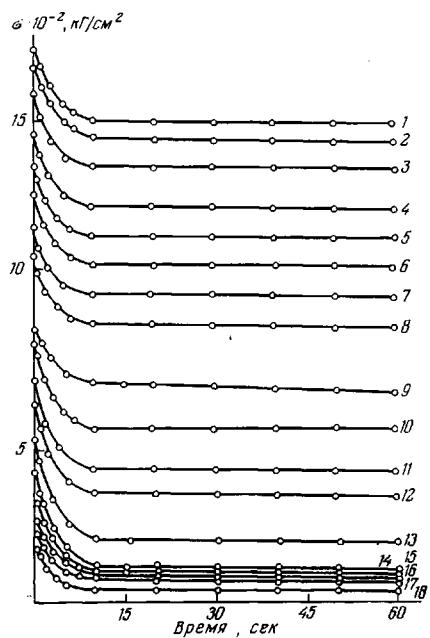


Рис. 2. Кривые релаксации напряжения для полимера 2 при  $\varepsilon_0=4\%$ , полученные при температурах  $-160$  (1),  $-130$  (2),  $-110$  (3),  $-80$  (4),  $-60$  (5),  $-40$  (6),  $-20$  (7),  $0$  (8),  $20$  (9),  $90$  (10),  $120$  (11),  $145$  (12),  $170$  (13),  $225$  (14),  $280$  (15),  $310$  (16),  $340$  (17) и  $380^\circ$  (18)

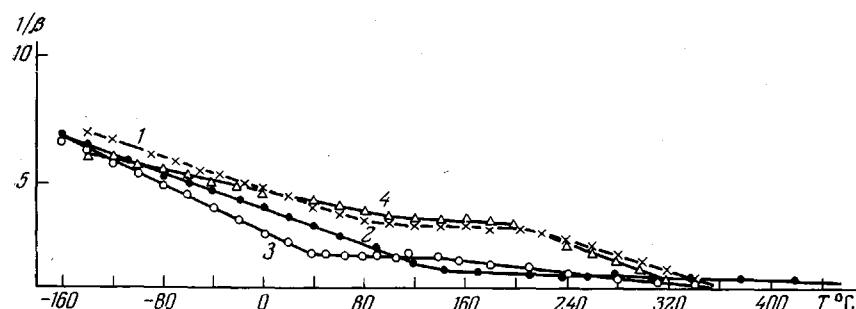


Рис. 3. Зависимость  $1/\beta$  от температуры для полииамидов 1 (1), 2 (2), 3 (3) и полииамида 12 (4)

пряжения  $\beta$  за определенное время (например, 1 час) релаксационного процесса. На рис. 3 представлены температурные зависимости  $1/\beta$  для ряда полииамидов и полииамидов. Из рисунка видно, что переходы определяются по излому температурной зависимости  $1/\beta$  и составляют  $\sim 100$  и  $210^\circ$  в случае полииамидов и  $40$  и  $140^\circ$  — для полииамида. Сопоставление этих данных с температурами  $\gamma$ - и  $\beta$ -переходов показывает, что упомянутые переходы проявляются в совершенно разных температурных областях

и, следовательно, механизмы их совершенно различны. Не характеризуя пока механизмы переходов из одного подсостояния в другое, заметим лишь, что они не связаны с молекулярным движением малых кинетических единиц, так как в противном случае эти переходы обнаруживались бы динамическими механическими методами исследования. Заметим также, что

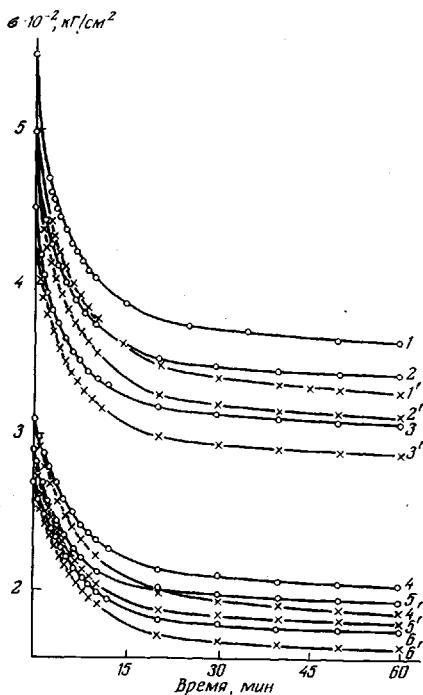


Рис. 4

Рис. 4. Кривые релаксации напряжения для полиимида 1 полученные в отсутствие (1-6) и при действии вибраций (частота 15 кгц) (1'-6') при температурах 80 (1, 1'), 100 (2, 2'), 120 (3, 3'), 180 (4, 4'), 200 (5, 5') и 220° (6, 6');  $\Delta\epsilon=1,5 \cdot 10^{-4}\%$

Рис. 5. Зависимость  $K_b$  от времени для полиимида 3 при температурах ~80 (1), 100 (2), 120 (3), 180 (4), 200 (5) и 220° (6) ( $\Delta\epsilon=1,5 \cdot 10^{-4}\%$ ).

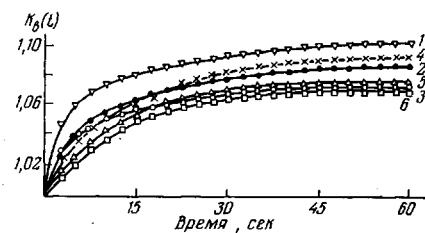


Рис. 5

переходы, определяемые статическими методами исследования, проявляются как в блочных, так и в пленочных образцах при сравнительно одинаковой температуре.

Чтобы окончательно убедиться в том, что релаксационные переходы, обнаруживаемые статическими методами исследования, не связаны с  $\gamma$ - и  $\beta$ -переходами, определяемыми по температурной зависимости  $\operatorname{tg} \delta$ , нами было проведено специальное исследование по влиянию вибрации при различных температурах на ход кривых релаксации напряжений. С этой целью после задания постоянной статической деформации образец подвергали действию вибраций с очень малой амплитудой, и в этих условиях происходила релаксация напряжения. Измерения проводили в области температур  $\gamma$ - и  $\beta$ -переходов, а также в области температур перехода из одного подсостояния в другое. При действии вибраций во всех случаях наблюдалось ускорение релаксационного процесса: кривая релаксации напряжения в условиях действия вибрации всегда располагается ниже кривой релаксации напряжения, определенной в отсутствие вибрации. При этом во всех случаях ход кривой релаксации напряжения был таким, что за достаточно длительное время наблюдаемая разность между релаксирующими напряжениями оставалась постоянной (рис. 4). Для оценки влияния вибрации на глубину протекания релаксационного процесса введем коэффициент  $K_b(t)$ , который представляет собой отношение релаксирующего напряжения в данный момент  $\sigma(t)$  в отсутствие вибрации к величине релаксирующего напряжения при действии вибрации  $\sigma_b(t)$

$$K_b(t) = \sigma(t)/\sigma_b(t)$$

Проведенные опыты показали, что во всех случаях зависимость  $K_b(t)$  при больших  $t$  (рис. 5) выходит на плато. Величина коэффициента влия-

ния  $K_v(t)$  в области плато, независящая от времени, является удобной характеристикой влияния вибрации на процесс релаксации напряжения.

Если бы переходы из одного подсостояния в другое, определенные по температурным зависимостям  $1/\beta$ , имели бы молекулярную природу, то в температурной области этих переходов при действии вибрации (тех же частот, на которых измерялись переходы динамическими механическими методами) могли бы наблюдаться существенные изменения коэффициента

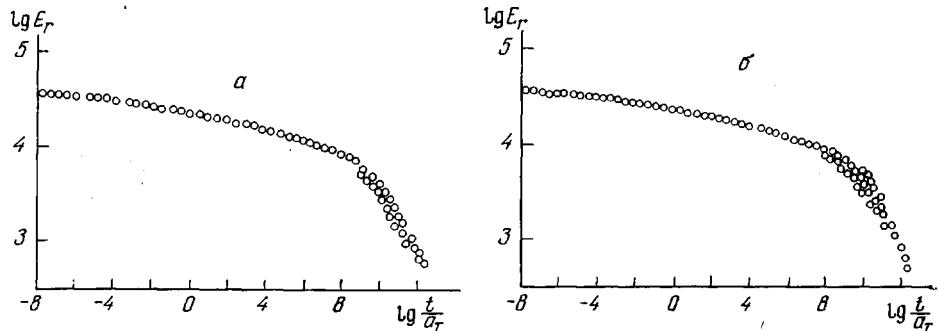


Рис. 6. Обобщенная кривая релаксации напряжения для полиимида 2 (а) и полиамида 12 (б); температура приведения 20°

вибрации  $K_v(t)$ . Проведенные нами измерения показали, что вблизи температур переходов из одного подсостояния в другое и при температурах самих переходов никаких скачкообразных изменений величины  $K_v(t)$  не наблюдается (рис. 5). Следовательно, влияние вибраций в данной области температур не является каким-либо специфическим.

Все вышеизложенное позволяет сделать вывод, что релаксационные переходы, обнаруживаемые динамическими механическими методами исследования и по температурной зависимости параметров статической релаксации напряжения, не идентичны и имеют разную природу.

Интересно было проследить, влияют ли переходы, обнаруживаемые статическими релаксационными методами, на соблюдение принципа температурно-временной суперпозиции. С этой целью нами были построены обобщенные кривые релаксации напряжения в координатах  $\lg E_r - \lg \frac{t}{a_r}$ ,

где  $E_r$  — релаксационный модуль, определяемый отношением релаксирующего напряжения  $\sigma(t)$  к постоянной деформации  $\epsilon_0$  ( $E_r = \sigma(t)/\epsilon_0$ ). Построение осуществляли сдвигом релаксационных кривых в координатах  $\lg E_r - \lg t$  вдоль оси  $\lg t$ . Из рис. 6, а, б видно, что для всех изученных нами теплостойких систем в очень широком интервале температур принцип температурно-временной суперпозиции выполняется достаточно хорошо и переходы, обнаруживаемые статическими релаксационными методами, не препятствуют выполнимости принципа температурно-временной суперпозиции. Однако зависимость  $\lg a_r - (T - T_0)$  (рис. 7) не подчиняется уравнению Вильямса — Ландела — Ферри во всей температурной области стеклообразного состояния. В каждом из подсостояний действует своя зависимость  $\lg a_r = f(T - T_0)$  с различными коэффициентами  $C_1$  и  $C_2$  (табл. 2). Таким образом, переходами, обнаруживаемыми статическими методами исследования, объясняются закономерные изменения физических параметров уравнения Вильямса — Ландела — Ферри.

С практической точки зрения наличие переходов из одного подсостояния в другое необходимо учитывать для объективной оценки теплостойкости полимеров. Обычно верхним температурным пределом теплостойкости считают температуру стеклования, т. е. полагают, что полимер может работать вплоть до этой температуры. Это может быть справедливо

только при очень малых нагрузках и незначительных временах их действия. Однако, если полимерный материал работает в условиях действия переменной температуры, переход из одного подсостояния в другое, связанный с резким ускорением релаксационных процессов, может привести к полной потере работоспособности при температуре, намного меньшей

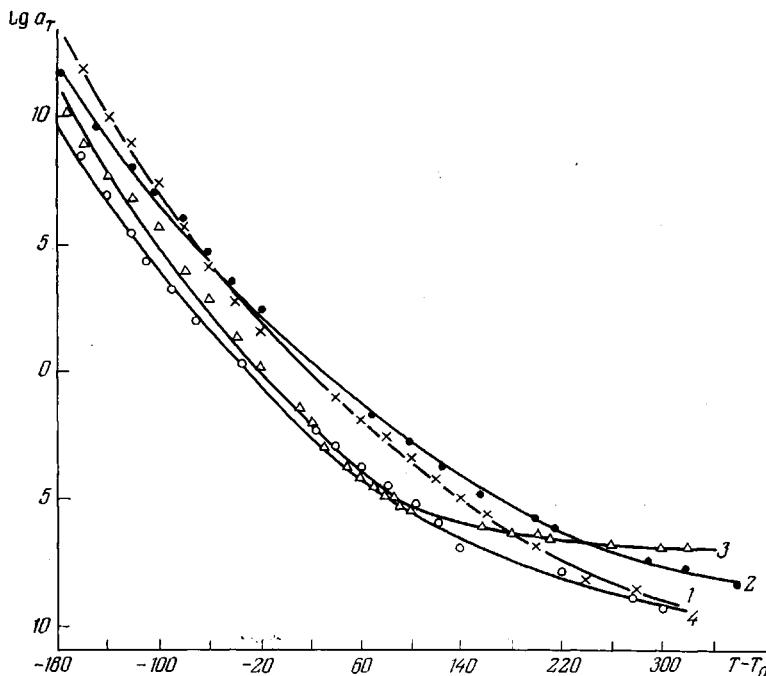


Рис. 7. Температурные зависимости  $\lg \alpha_T$  для полиимида 1 (1) и 2 (2), полиамида 12 (3), полиимида 3 (4) ( $T=20^\circ$ )

температуры стеклования; в частности, это может выразиться в резком увеличении коэффициента трения полимерного материала и в наступлении «заедания», т. е. остановки движения трущихся деталей [11]. Таким образом, зона устойчивой работоспособности лежит в интервале температур, отвечающем второму подсостоянию, в котором скорость протекания релаксационных процессов мало чувствительна к температуре. Поэтому реальный интервал температур, в котором теплостойкость сохраняется, ограничен не температурой стеклования, а температурой, лежащей на несколько десятков градусов ниже ее.

Институт элементоорганических  
соединений АН СССР

Поступила в редакцию  
10 VI 1975

#### ЛИТЕРАТУРА

1. В. В. Коршак, С. В. Виноградова, Г. Л. Слонимский, Я. С. Выгодский, С. Н. Салазкин, А. А. Аскадский, А. И. Мжельский, В. П. Сидорова, Высокомолек. соед., A10, 2058, 1968.
2. А. А. Аскадский, Ю. И. Матвеев, Ф. Н. Нурумхаметов, Б. Д. Тартаковский, Г. Л. Слонимский, Механика полимеров, 1975, 340.
3. С. В. Виноградова, Я. С. Выгодский, Успехи химии, 42, 1225, 1973.
4. И. И. Перепечко, А. Мирзакаримов, В. В. Родионов, В. Д. Воробьев, Высокомолек. соед., A16, 1648, 1974.
5. G. A. Bernier, D. E. Kline, J. Appl. Polymer Sci., 12, 593, 1968.
6. R. M. Ikeda, Polymer Letters, 4, 353, 1966.
7. W. Wrzadlo, Macromolecules, 4, 642, 1971.
8. М. И. Бессонов, И. П. Кузнецов, Н. А. Адррова, Ф. Н. Флоринский, Высокомолек. соед., A16, 2093, 1974.
9. Ю. С. Лазуркин, Диссертация, 1954.
10. А. А. Аскадский, Деформация полимеров, «Химия», 1973.
11. В. В. Коршак, Н. А. Грибова, А. П. Краснов, А. И. Чумаевская, Г. Л. Слонимский, А. А. Аскадский, С. В. Виноградова, Механика полимеров, 1970, 481.