

УДК 541.64:539.3

© 1991 г. А. А. Аскадский, А. В. Саморядов, Н. Е. Храменков,
К. А. Бычко, О. В. Коврига

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И РЕЛАКСАЦИОННЫХ
СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ
ПОЛИАЛКАНИМИДА**

Изучены механические релаксационные свойства литьевых материалов на основе исходного и стеклонаполненного полиалканимида. Обнаружены температурные области, в которых параметры релаксационных процессов слабо зависят от температуры, а также аномальное снижение скорости релаксационного процесса с ростом температуры при приближении к температуре размягчения. Данные релаксационных измерений сопоставлены с результатами анализа методом ДСИ, что позволило объяснить аномальный ход релаксации рекристаллизационными процессами. В результате найдены оптимальные условия переработки. Проведена аппроксимация кривых релаксации напряжения с помощью новых ядер релаксации, основанных на анализе изменения энтропии в ходе релаксационного процесса. Получены коэффициенты корреляции, близкие к единице.

Несмотря на несколько более низкие термические характеристики по сравнению с ароматическими полимидами [1], жирноароматические полимиды, или полиалканимиды (ПАИ), — весьма перспективные материалы для различных областей техники, так как сочетают в себе высокую химическую и радиационную стойкость с хорошими физико-механическими свойствами [2] и способностью перерабатываться высокопроизводительным методом литья под давлением [3].

Возросший интерес и расширение областей применения ПАИ на основе пиромеллитового диангидрида и 1,12-додекаметилендиамина привели к разработке стеклонаполненных композиций на его основе, отличающихся повышенной жесткостью, прочностью и меньшей величиной усадки. В дополнение к имеющимся в литературе работам по исследованию структуры и условий переработки ПАИ [1–3] представляет интерес исследование предельных механических, а также релаксационных свойств ПАИ и материалов на его основе.

В данной работе исследованы предельные прочностные свойства композиционного материала на основе ПАИ, содержащего 30 мас.% коротко-рубленого стекловолокна, а также структурный модификатор и добавки, именуемого далее как стеклонаполненный ПАИ.

Определяли прочность $\sigma_{сж}$ и модуль упругости $E_{сж}$ при сжатии монолитных образцов, полученных литьем под давлением. Переработку ПАИ-композиций осуществляли на термопластавтомате «Battenfeld BSKM 50/25» при температуре литья 315–325°, давлении литья 120 МПа и времени выдержки под давлением и при охлаждении 20 и 30 с соответственно. Измерения проводили на образцах размером 4×4×6 мм при скорости сжатия $4,68 \cdot 10^{-2}$ мм/мин.

На рис. 1 показаны температурные зависимости $\sigma_{сж}$ и $E_{сж}$ из которых видно, что с ростом температуры до 150° прочность и модуль упругости интенсивно снижаются, что связано с расстекловыванием полимера. С дальнейшим ростом температуры спад этих параметров замедляется, поскольку здесь уже «работает» кристаллическая часть полимера, температура плавления которой лежит в области 300°.

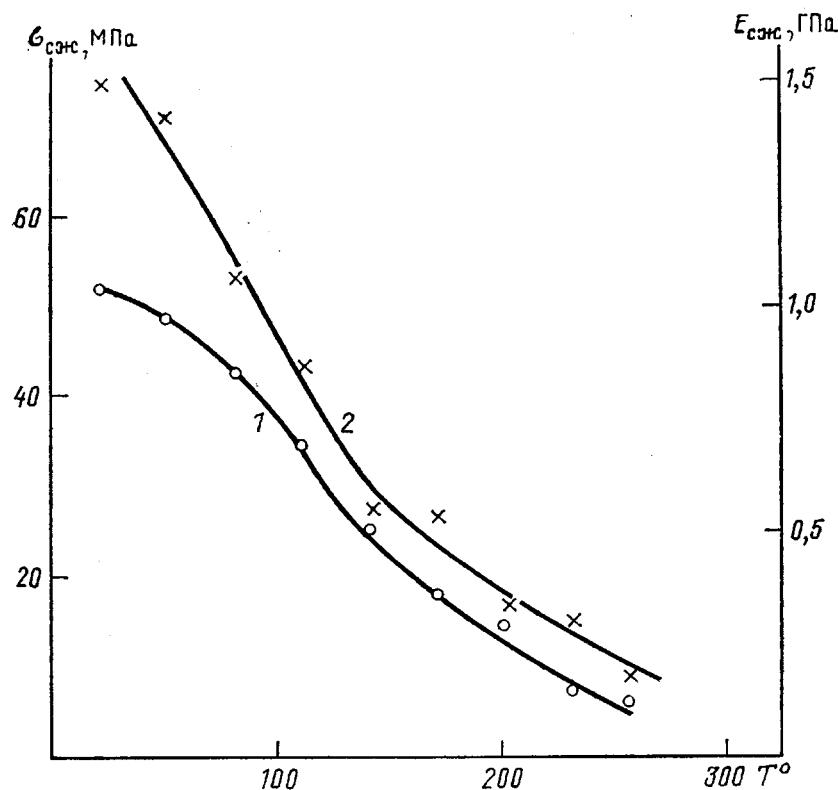


Рис. 1. Температурные зависимости $\sigma_{\text{сж}}$ (1) и $E_{\text{сж}}$ (2) для стеклонаполненного (30 мас.%) ПАИ

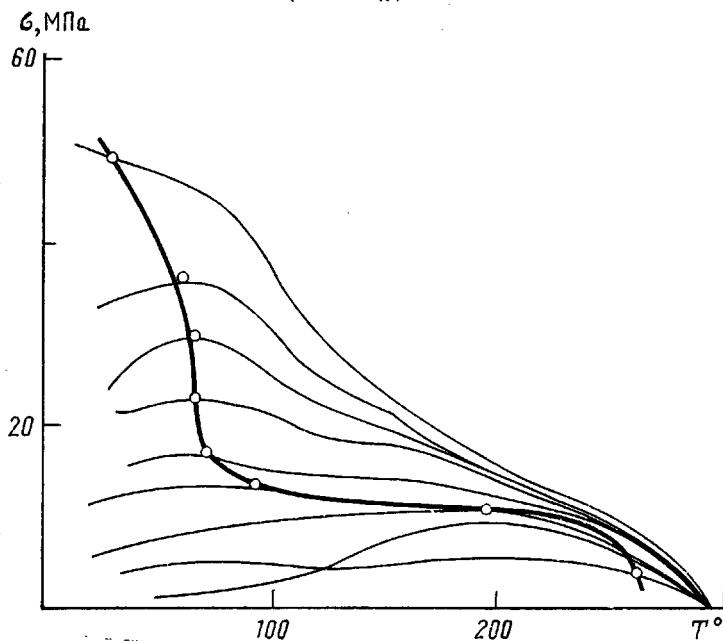


Рис. 2. Область работоспособности стеклонаполненного ПАИ

Релаксационные механические свойства измеряли по двум методикам. Согласно первой из них, детально изложенной в работах [4, 5], релаксация напряжения измеряется в неизотермических условиях при постоянной начальной деформации сжатия и непрерывном росте температуры с заданной скоростью. В результате теплового расширения в неподвижно закрепленном образце возникают напряжения, возрастающие с повышением

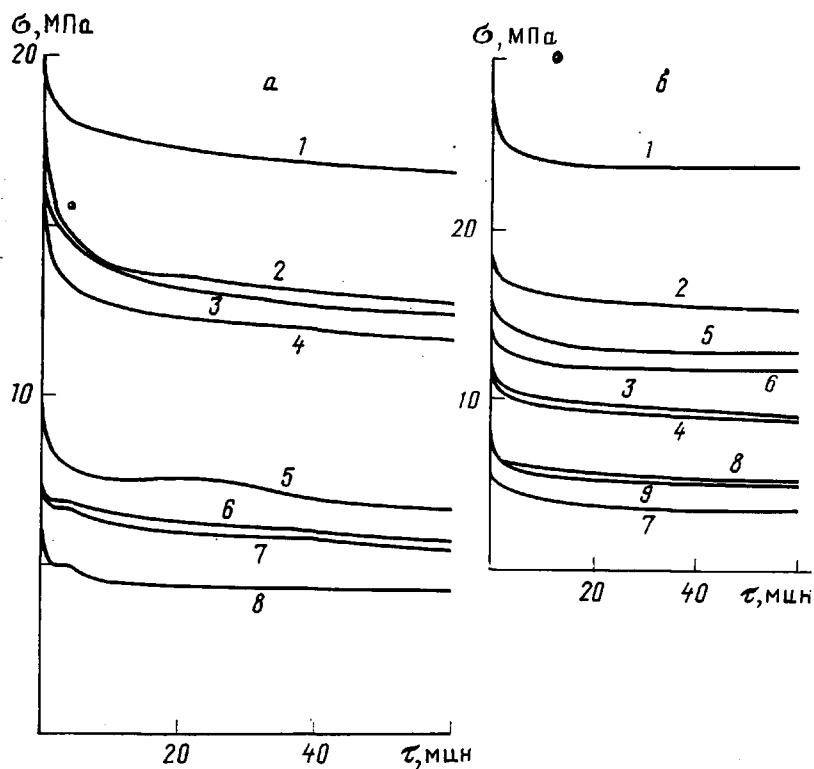


Рис. 3. Кривые релаксации напряжения для исходного (а) и стеклонаполненного ПАИ (б) при 20° (1), 50° (2), 80° (3), 110° (4), 140° (5), 170° (6), 200° (7), 230° (8) и 250° (9). Начальная деформация 3%

нием температуры, но при достижении температуры размягчения (зависящей от механической нагрузки) напряжения начинают быстро релаксировать и при температуре стеклования стремятся к нулю. Если же образец является частично кристаллическим, то релаксация напряжения замедляется и на кривых неизотермической релаксации может даже появиться второй максимум.

Все эти особенности релаксационного поведения для стеклонаполненного ПАИ хорошо видны на рис. 2. Первые максимумы на кривых неизотермической релаксации напряжения появляются при сравнительно низких температурах и высоких механических напряжениях. Сплошная линия, проведенная по точкам этих максимумов, ограничивает область напряжений и температур, в которой композиционный материал не разрушается и не размягчается, обладая существенным модулем упругости. С дальнейшим ростом температуры в области низких напряжений появляется новый максимум и, таким образом, имеется еще одна область работоспособности, которая ограничена малыми напряжениями, но высокими температурами. Такой характер релаксации напряжений закономерен для аморфно-кристаллических полимеров, что неоднократно наблюдали ранее [6, 7].

Наиболее детально релаксационные измерения проводили в изотермических условиях. Для всех образцов композиционных материалов на основе ПАИ были получены кривые релаксации напряжения при различных температурах в интервале от 20 до 250°. Кривые релаксации напряжения представлены на рис. 3. Деформацию ϵ_0 , которую поддерживали в течение опыта постоянной и равной 3%, задавали со скоростью $7,5 \cdot 10^{-1}$ мм/мин. Из рис. 3 видно, что напряжение в ПАИ релаксирует более резко при повышении температуры от 20 до 50°. Повышение температуры до 110° приводит лишь к очень незначительному ускорению релаксации напряжения. Дальнейший рост температуры до 140° вызывает резкое снижение начального и конечного напряжений. Однако последующий рост темпера-

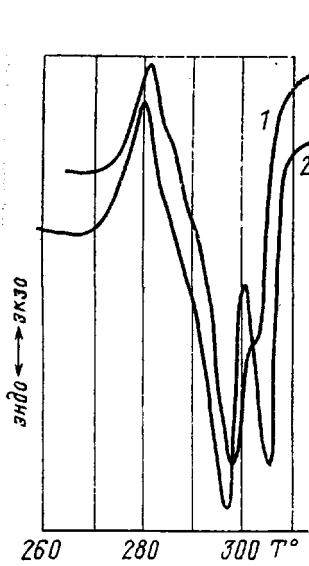


Рис. 4. ДСК-кривые плавления исходного (1) и стеклонаполненного ПАИ (2)

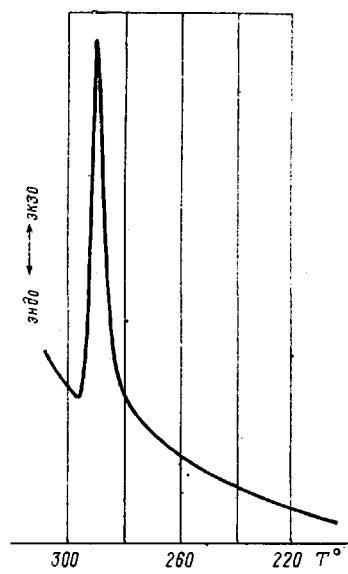


Рис. 5. ДСК-кривая кристаллизации стеклонаполненного ПАИ из расплава

туры до 230° вновь сопровождается лишь незначительным снижением релаксирующих напряжений.

В случае стеклонаполненного ПАИ наблюдали аномалии в ходе релаксации напряжения в зависимости от температуры. С ростом температуры от 20 до 80° релаксация напряжения резко ускоряется (рис. 3, б). Повышение температуры до 110° практически не приводит к ускорению релаксационного процесса. Более того, дальнейший рост температуры до 140 и 170° приводит к тому, что кривые релаксации напряжения при этих температурах располагаются выше аналогичных кривых, полученных при 80 и 110° . При 200° релаксация напряжения резко усиливается, однако повышение температуры до 230 – 250° приводит не к ускорению, а к снижению интенсивности релаксационного процесса.

Наличие двух областей достаточно быстрой релаксации напряжения в полиалканимиде (рис. 3) объясняется тем, что для этого полимера низкочастотным акустическим методом обнаружены два релаксационных перехода (100 и 160°), обусловленных размораживанием сегментальной подвижности, т. е. для ПАИ характерны две области перехода аморфной составляющей из стеклообразного в высокоэластичное состояние [8].

В случае стеклонаполненного ПАИ, имеющего не совсем обычный характер изотермической релаксации (рис. 3, б), полученных сведений для однозначной интерпретации его поведения недостаточно. Поэтому был проведен ДСК-анализ исходных материалов (установка термического анализа «Mettler TA 3000», скорость подъема температуры 10 град/мин, навеска 5 – 10 мг) и образцов, прошедших релаксационные исследования.

На ДСК-кривых ненаполненного и стеклонаполненного ПАИ имеется хорошо выраженный эндотермический пик в области 300° , которому предшествует экзотермический пик в области 285° (рис. 4). Для идентификации указанных пиков была снята ДСК-кривая охлаждения расплава стеклонаполненного ПАИ (рис. 5), из которой видно, что единственным процессом при охлаждении является кристаллизация. Примечательно, что энталпия процесса кристаллизации хорошо совпадает с энталпийей плавления образца. Скорость охлаждения расплава в пределах 5 – 20 град/мин практически не изменяет хода кривой кристаллизации. Следовательно, эндопик на рис. 4 обусловлен плавлением кристаллической фазы ПАИ, а экзопик — рекристаллизационными процессами.

Собственно плавление ПАИ характеризуется наличием на кривой ДСК двух пиков (рис. 4), которые можно отнести к плавлению менее и более

Таблица 1

Данные ДСК-исследований стеклонаполненного полиалканимида

Температура испытания, °C	Параметры рекристаллизации					Параметры плавления						
	ΔH, Дж/г	температура пика, °C	порядок реакции n	энергия активации, кДж/моль	ln k ₀	ΔH, Дж/г	T _{пл} , °C	ΔT = Δ ₀ - T _{Н.} , °C	ΔT ₁ = T ₀ - T _{пл.} , °C	порядок реакции n	энергия активации, кДж/моль	ln k ₀
Исходная	7,80	285,0	1,21±0,17	766,9±74,8	162,5±16,3	14,66	299,9	22,0	14,1	1,51±0,52	763,2±24,4	156,8±51,6
50	8,80	284,6	1,83±0,26	866,9±99,9	183,9±22,8	14,24	299,6	21,0	15,4	1,78±0,80	892,4±40,5	184,1±85,5
80	6,60	283,9	1,34±0,24	780,7±97,7	165,7±21,3	16,08	299,6	22,0	14,4	1,89±0,60	916,5±57,4	189,3±57,3
110	7,40	282,9	1,06±0,21	720,7±89,2	152,9±19,5	18,75	298,3	21,0	14,1	-	-	-
170	4,95	285,9	0,92±0,16	665,5±66,5	140,3±14,5	15,42	301,4	20,0	10,4	1,67±0,35	777,3±143	159,5±30,2
200	7,40	285,6	0,91±0,08	725,1±53,9	153,7±11,8	18,62	298,6	21,0	11,7	-	-	-
250	7,10	288,1	0,75±0,11	705,7±44,0	148,2±9,5	11,24	303,2	20,0	9,8	-	-	-

Таблица 2

Теплофизические характеристики поликарбонатных композиций

Состав композиции	Теплоемкость (Дж/кг·К) при температуре				$T_{\text{пл}}$ °	ΔH , Дж/г	
	0°	60°	150°	200°		рекри- сталли- зации	плавле- ния
Ненаполненный ПАИ	880	1150	1570	1690	297,7	8,0	26,7
ПАИ+TiO ₂	1270	1630	2030	2240	300,0	13,8	13,9
ПАИ+СТВ	1050	1550	1690	1780	293,8	6,6	17,4
ПАИ+СТВ+СМ	1250	1340	1450	1530	298,4	4,9	18,8

Примечание. TiO₂ — двуокись титана; СТВ — стекловолокно; СМ — структурный модификатор.

совершенных кристаллических образований (установление типов кристаллитов является предметом отдельного исследования). Отмеченный полиморфизм ярче обозначен в случае стеклонаполненного ПАИ, у которого значительная часть ΔH приходится на более совершенную кристаллическую составляющую, что вероятнее всего обусловлено наличием в системе большего количества центров кристаллизации из-за присутствия наполнителя и более стабильными теплофизическими характеристиками (табл. 1).

Значительное влияние на уровень теплофизических характеристик и формирование надмолекулярной структуры ПАИ оказывают различные добавки и модификаторы (табл. 2). Введение наполнителей в ПАИ затрудняет молекулярную подвижность, т. е. условия кристаллизации полимера, что приводит к снижению общей величины энталпии плавления. Такое влияние в большей степени оказывает дисперсный наполнитель (двуокись титана), в присутствии которого энталпия экзопика рекристаллизации максимальна и равна энталпии плавления. Введение структурных модификаторов позволяет на стадии литья под давлением реализовать в стеклонаполненном ПАИ более равновесную надмолекулярную структуру (табл. 2).

Режимы литья стеклонаполненного ПАИ в пределах установленных значений незначительно влияют на уровень его прочностных свойств, но в отличие от ненаполненного ПАИ [3] существенно влияют на формирование кристаллической составляющей (табл. 1, 2), вероятно, из-за значимой разницы в теплофизических характеристиках и кинетике кристаллизации из расплава.

Сформированная в полученных литьем под давлением образцах ненаполненного и стеклонаполненного ПАИ надмолекулярная структура является несовершенной, так как энталпия процесса рекристаллизации составляет значительную часть энталпии плавления кристаллической фазы (табл. 1). Изотермическая выдержка образцов стеклонаполненного ПАИ при 50–110° (в условиях релаксационных испытаний) приводит к снижению температур эндо- и экзопика, повышению энталпии плавления при практической неизменности кинетических параметров этих процессов (табл. 1). Отмеченные изменения свидетельствуют о протекании структурных перестроек в ПАИ, приводящих к увеличению содержания кристаллической фазы при одновременном снижении ее совершенства, о чем однозначно свидетельствует снижение температуры плавления. Поскольку начало плавления T_a связывают с плавлением наименее, а окончание T_b — наиболее совершенных кристаллических образований, интервал плавления $\Delta T = T_b - T_a$ может служить критерием структурной однородности кристаллической фазы. Исходя из этого, нагревание стеклонаполненного ПАИ при 50–70° не изменяет общей однородности кристаллической фазы, но снижает однородность наиболее совершенных кристаллитов. Практически аналогичные процессы протекают и при нагревании образца при 200° (табл. 1). Изменение величины ΔH нельзя в данном случае однозначно связать со степенью кристалличности, поскольку, как отмечено выше, у ПАИ имеется два типа кристаллических образований, которые, вероятно,

имеют разные энталпии плавления, как и в случае большинства полиморфных полимеров.

Нагревание стеклонаполненного ПАИ при 170 и 250° приводит к формированию более однородной и совершенной кристаллической фазы, о чем свидетельствует повышение температуры плавления и снижение ΔT . Реализация такого хода кристаллизации при 170 и 250° обусловлена, на наш взгляд, полным размораживанием сегментальной подвижности в первом и достижением интервала кристаллизации (рис. 3, 5) — во втором случае. В первом случае имеет место, кроме того, уменьшение энталпии кристаллизации.

Полученные данные объясняют не совсем обычный характер релаксационных кривых, представленных на рис. 3, б, и позволяют рекомендовать проведение термообработки изделий из стеклонаполненного ПАИ в области выше температуры стеклования (170°) или в области кристаллизации ПАИ (выше 250°). Поскольку в первом случае имеет место уменьшение энталпии процесса рекристаллизации при сохранении величины ΔH плавления, этот режим термообработки следует признать более предпочтительным.

Аппроксимацию кривых релаксации напряжения проводили с помощью уравнения Больцмана с использованием новых ядер релаксации, предложенных одним из нас [9]. Эти ядра были получены на основе анализа производства энтропии системы (образца) в ходе релаксации напряжения. Если релаксационный процесс лимитируется кинетикой взаимодействия релаксаторов (различного рода неоднородностей в образце), то ядро релаксации $T_1(t)$ принимает вид

$$T_1(t) = - \frac{S_0}{k_B m_1} \times \left\{ \frac{1}{[f_1(t) - \alpha_0] \ln[f_1(t) - \alpha_0] + [1 - f_1(t) + \alpha_0] \ln[1 - f_1(t) + \alpha_0]} + \frac{1}{\ln 2} \right\}, \quad (1)$$

где $f_1(t) = \frac{1}{(1+k^*t/\beta)^{\beta}}$; S_0 — начальная энтропия системы; k_B — константа Больцмана; m_1 — количество релаксаторов в исходном образце, определяемое с точностью до постоянного множителя, равного $\int_0^\infty T_1(\tau) d\tau$; k^* — кон-

станта, пропорциональная скорости взаимодействия релаксаторов, $\beta = -1/(n-1)$; n — порядок реакции взаимодействия релаксаторов; τ — время; α_0 — доля провзаимодействовавших релаксаторов к моменту окончания задания деформации; $T_1(\tau)$ — переменная часть ядра (1).

Если лимитирующей стадией процесса релаксации является диффузия образовавшихся нерелаксаторов в материале образца, то ядро $T_2(t)$ принимает вид

$$T_2(t) = - \frac{S_0}{k_B m_2} \times \left\{ \frac{1}{f_2(t) \ln f_2(t) + [1 - f_2(t)] \ln[1 - f_2(t)]} + \frac{1}{\ln 2} \right\}, \quad (2)$$

где $f_2(t) = at^\gamma$; a и γ — параметры материала, характеризующие скорость диффузии.

Расчеты проводили по уравнениям (3) и (4)

$$\sigma(t) = \sigma_0 + \frac{\sigma_0 S_0}{k_B m_1} \int_0^t T_1(\tau) d\tau \quad (3)$$

$$\sigma(t) = \sigma_0 + \frac{\sigma_0 S_0}{k_B m_2} \int_0^t T_2(\tau) d\tau, \quad (4)$$

которые получаются подстановкой ядер $T_1(t)$ и $T_2(t)$ в уравнение Больцмана, где $T_1^*(\tau)$ и $T_2^*(\tau)$ — переменные части ядер, определяемые соотношениями

$$T_1^*(\tau) = \frac{1}{[f_1(\tau) - \alpha_0] \ln[f_1(\tau) - \alpha_0] + [1 - f_1(\tau) + \alpha_0] \ln[1 - f_1(\tau) + \alpha_0]} + \frac{1}{\ln 2} \quad (5)$$

$$T_2^*(\tau) = \frac{1}{f_2(\tau) \ln f_2(\tau) + [1 - f_2(\tau)] \ln[1 - f_2(\tau)]} + \frac{1}{\ln 2} \quad (6)$$

Для аппроксимации кривых релаксации напряжения по уравнениям (3) и (4) необходимо иметь табулированные значения переменных частей ядер $T_1^*(\tau)$ и $T_2^*(\tau)$, которые приведены в работе [10].

Аппроксимацию проводили с помощью персонального компьютера IBM/XT, в память которого предварительно были занесены $T_1^*(\tau)$ и $T_2^*(\tau)$ при различных парах параметров k^* и β , a и γ . Проводился автоматический отбор тех значений параметров, при которых сумма квадратов отклонений экспериментальных значений релаксирующего напряжения от расчетных была минимальной, а коэффициент корреляции — максимальным. Результаты расчетов приведены в табл. 3. Видно, что во всех случаях коэффициент корреляции при использовании ядра $T_1(t)$ выше, чем при использовании ядра $T_2(t)$, следовательно, процесс релаксации лимитируется кинетикой взаимодействия релаксаторов. Переход от 20 к 50–110° приводит к закономерному росту константы скорости взаимодействия релаксаторов k^* , которая, однако, остается постоянной в температурном интервале от 50 до 110°. Это соответствует описанному выше ходу релаксационных кривых в указанном интервале температур.

Рост температуры до 140–200° приводит к аномальному снижению константы скорости взаимодействия релаксаторов. Таким образом, в этом интервале температур, хотя начальное и конечное напряжения существенно ниже, чем в интервале 50–100°, напряжение релаксирует медленнее. Рост температуры до 230° вновь приводит к ускорению релаксационного процесса.

Что касается величины $m_1 k_B / S_0$, пропорциональной количеству релаксаторов (неоднородностей) в образце m_1 , эта величина с ростом температуры снижается, затем начинает возрастать. Условно равновесное напряжение σ_∞ с ростом температуры снижается, однако оно остается приблизительно постоянным в указанных выше интервалах температур 50–110 и 140–230°.

Условно равновесное напряжение σ_∞ рассчитывали по соотношениям

$$\sigma_\infty = \sigma_0 + \frac{\sigma_0 S_0}{k_B m_1} \int_0^\infty T_1^*(\tau) d\tau \quad (7)$$

$$\sigma_\infty = \sigma_0 + \frac{\sigma_0 S_0}{k_B m_2} \int_0^\infty T_2^*(\tau) d\tau \quad (8)$$

Зависимости начального σ_0 и условно-равновесного напряжения от температуры показаны на рис. 4. Величины σ_0 и σ_∞ снижаются с ростом температуры от 20 до 50°, а затем остаются примерно постоянными в интервале 50–100°, затем существенно снижаются, но в интервале 140–230° почти не меняются; наблюдается даже некоторое возрастание σ_∞ с ростом температуры.

Такое изменение σ_∞ и σ_0 вполне объяснимо: резкий спад этих величин при нагревании выше 110° связан с расстекловыванием аморфной части полимера, а небольшой рост σ_∞ при дальнейшем повышении температуры вызван тем, что аморфная часть полимера находится в высокоэластическом состоянии, для которого характерно повышение σ_∞ с ростом температуры.

Таблица 3

Параметры ядер релаксации

Темпера- тура ис- пытания, °С	Ядро $T_1(t)$						Ядро $T_2(t)$										
	коэффи- циент корреля- ции r	началь- ное на- пряжен- ие σ_0 , МПа	k^* , мин $^{-1}$	порядок реакции n	$\frac{m_1 k_0}{S_0}$	$\frac{m_1^* k^0}{S_0}$	σ_∞ , МПа	коэффициент корреляции r	начальное напряжение σ_0 , МПа	γ	a	$\frac{m_2 k_0}{S_0}$	$\frac{m_2^* k^0}{S_0}$	σ_∞ , МПа			
						мин						мин					
20	0,998	22,11	0,001	2,25	7042	3,32	15,45	0,994	19,10	0,5	0,05	263	7,56	16,57			
50	0,986	22,22	0,1	6	63,29	2,44	13,11	0,947	15,93	0,5	0,05	172	4,99	12,71			
80	0,995	25,04	0,1	6	52,63	2,03	12,71	0,963	16,53	0,5	0,05	131	3,75	12,12			
110	0,993	20,95	0,1	6	60,61	2,34	12,00	0,954	14,77	0,5	0,05	162	4,65	11,59			
140	0,971	11,40	$1 \cdot 10^{-5}$	3	260 417	1,39	3,20	0,949	8,90	0,5	0,05	149	4,26	6,81			
170	0,986	9,20	0,001	6	5076	1,97	4,53	0,984	7,40	0,5	0,04	252	4,70	5,83			
200	0,981	9,32	0,001	6	4504	1,75	4,00	0,978	7,34	0,5	0,05	150	4,30	5,63			
230	0,986	7,31	0,1	6	64,93	2,51	4,40	0,916	5,29	0,5	0,05	181	5,19	4,29			
Полиалканимид																	
20	0,993	31,7	0,1	6,00	99	3,82	23,40	0,923	25,94	0,5	0,05	319	9,15	23,11			
50	0,995	22,46	0,01	3,50	667	2,99	14,95	0,978	18,10	0,5	0,05	203	5,82	14,99			
80	0,994	16,18	0,01	2,43	472	2,21	8,86	0,966	11,66	0,5	0,05	139	3,97	8,72			
110	0,987	14,71	0,01	2,43	513	2,40	8,58	0,959	10,94	0,5	0,05	156	4,46	8,49			
140	0,993	21,15	0,01	2,43	508	2,38	12,26	0,969	15,66	0,5	0,05	152	4,37	12,08			
170	0,995	16,93	0,001	6,00	5128	1,99	8,42	0,991	13,77	0,5	0,05	176	5,04	11,04			
200	0,994	7,3	0,001	4,30	3185	1,37	1,97	0,995	5,11	0,5	0,05	94,3	2,70	3,22			
230	0,967	9,17	0,001	6,00	3876	1,50	3,06	0,972	6,73	0,4	0,06	122	3,29	4,68			
250	0,996	9,2	0,001	2,43	3571	1,67	3,69	0,995	6,73	0,5	0,05	113	3,23	4,65			
Стеклонаполненный полиалканимид																	

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бессонов М. И., Котон М. М., Кудрявцев В. В., Лайус Л. А. Полиимида – класс термостойких полимеров. Л., 1983. 294 с.
2. Аэризль А. Е., Гоморева З. И., Казарян Л. Г., Лурье Е. Г., Пинаева Н. К., Чернова А. Г. // Высокомолек. соед. А. 1979. Т. 21. № 6. С. 1363.
3. Анненкова Н. Г., Блюменфельд А. В., Вавилова Л. А. // Поликонденсационные процессы и полимеры. Нальчик, 1985. С. 16.
4. Аскадский А. А. Деформация полимеров. М., 1973. 448 с.
5. Малкин А. Я., Аскадский А. А., Kovriga B. B. Методы измерения механических свойств полимеров. М., 1978. 336 с.
6. Виноградова С. В., Салазкин С. Н., Беридзе Л. А., Мжельский А. И., Аскадский А. А., Слонимский Г. Л., Коршак В. В. // Изв. АН СССР. Сер. хим. 1969. № 4. С. 931.
7. Аскадский А. А., Слонимский Г. Л. // Успехи химии. 1975. Т. 44. № 9. С. 1688.
8. Перепечко И. И., Старцев О. В., Чернова А. Г., Пинаева Н. К. // Высокомолек. соед. Б. 1976. Т. 18. № 1. С. 49.
9. Аскадский А. А. // Механика композит. материалов. 1987. № 3. С. 403.
10. Аскадский А. А., Блюменфельд А. Л., Гальперн Е. Г., Чистяков А. Л. // Высокомолек. соед. А. 1988. Т. 30. № 4. С. 886.

Институт элементоорганических
соединений им. А. Н. Несмиянова
АН СССР

Поступила в редакцию
12.03.94

A. A. Askadskii, A. V. Samoryadov, N. Ye. Khramenkov,
K. A. Bychko, O. V. Kovriga

STRENGTH AND RELAXATIONAL PROPERTIES OF COMPOSITIONS ON THE BASE OF POLYALKANIMIDE

S u m m a r y

Mechanical relaxational properties of casting materials on the base of initial and glass-filled polyalkanimide have been studied. The temperature regions of the weak dependence of relaxational parameters on temperature and the anomalous decrease of rate of the relaxational process with temperature near the softening point were found. The data of relaxational measurements were compared with those of DSC and this comparison permitted to explain the anomalous relaxation of recrystallization. As a result the optimal conditions of processing were found. Stress relaxation curves were approximated using the new relaxation nuclei based on the analysis of the entropy change during the relaxational process. The correlation coefficients were obtained close to 1.