

УДК 541.64:535.547(46+584)

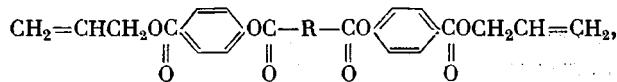
**ОПТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРОВ
НА ОСНОВЕ бис-(*n*-КАРБАЛЛИЛОКСИФЕНИЛОВЫХ)
ЭФИРОВ АЛИФАТИЧЕСКИХ И АРОМАТИЧЕСКИХ
ДВУХОСНОВНЫХ КИСЛОТ**

**Зуев Б. М., Филиппова А. П., Коннова Л. Н.,
Губанов Э. Ф.**

Изучены термостабильность и оптико-механические свойства полимеров на основе смешанных аллиловых эфиров дикарбоновых кислот в связи с их химическим строением. Рассмотрены возможные варианты дефектности пространственной сетки и влияние дефектов на деформируемость и оптическую чувствительность полимеров.

Полимеры на основе аллилсодержащих эфиров дикарбоновых кислот представляют собой высокомолекулярные соединения с широкими возможностями практического использования [1–4]. Вместе с тем имеющиеся в литературе данные о связи между оптико-механическими свойствами и химическим строением этих полимеров все еще недостаточны [5].

В настоящей работе изучали оптические и деформационные свойства пространственно-сетчатых полимеров, полученных полимеризацией индивидуальных полифункциональных соединений общей формулы



где R – остаток янтарной (полимер I), адипиновой (II), пробковой (III), азелайновой (IV), себациновой (V), изофталевой (VI) и *o,o'*-дифеновой (полимер VII) кислот. Кроме того, для некоторых сравнительных оценок оптико-механических свойств использовали полимер на основе диаллилового эфира *o,o'*-дифеновой кислоты (VIII). Так как синтезированный ряд полимеров отличался только природой кислотного остатка R, то определенность вариаций в строении мономеров позволяла конкретизировать сравнительный анализ полученных результатов.

Способ получения мономеров и их физико-химические константы описаны в работе [6].

Мономеры полимеризовали в градуированных ампулах в присутствии 2% перекиси третичного бутила по методике [5]. Условия термостатирования подбирали опытным путем. Минимальная остаточная ненасыщенность ($\approx 10\%$) для всех веществ за исключением продукта с остатком адипиновой кислоты ($\approx 15\text{--}18\%$) достигалась при следующем режиме полимеризации: 110° – 48 час., 120° – 72 часа, 130° – 24 часа. В результате полимеризации получали стеклообразные полимеры, которые свободно извлекались из ампул и легко поддавались механической обработке инструментом и абразивами. Основные свойства полимеров представлены в таблице. Из цилиндрических блоков образцы для оптико-механических испытаний вырезали в форме дисков диаметром $d=18\pm 0,02$ и толщиной $b=2\pm 0,02$ мм. Начальная разность хода после термомеханической обра-

ботки, рекомендованной в [7], не превышала $1/60 \lambda_{546}$. Двойное лучепреломление оценивали по результатам измерений разности хода в центре диска, деформированного на специальной установке [8] сжимающей силой P , приложенной в направлении вертикального диаметра. Разность хода регистрировали компенсатором Солейля с ценой деления 1 нм.

Одновременно с оптическими эффектами измеряли перемещения горизонтального диаметра, по которым судили о деформируемости. Цена деления пинолей, фиксирующих перемещения, составляла $2 \cdot 10^{-4}$ мм. Для

Оптико-механические свойства полимеров

Поли- мер	Показа- тель пре- ломления n_D^{20}	Плотность d^* , г/см ³	Коэффи- циент упа- ковки K	Темпера- тура стек- лования T_c , °C **	Модуль упругости при 20°, $E \cdot 10^{-3}$, кГ/см ²	Податли- вость при 150° Г $\cdot 10^6$, см ² /кГ	Оптиче- ская чув- ствитель- ность по напряже- нию при 20° $C_\sigma \cdot 10^3$, см ² /кГ	Время по- следействия ОЧ на 15%, мин.
I	1,5730	1,2897	0,686	55	25	43	80	—
II	1,5670	1,2572	0,684	43	18,5	230	94	—
III	1,5583	1,2254	0,680	30	13	7	116	150
IV	1,5572	1,2132	0,680	35	12	13	124	245
V	1,5545	1,2054	0,682	52	11,2	11,5	137	480
VI	1,5902	1,2769	0,677	140	26,3	3,4	118	60
VII	1,6155	1,2734	0,687	120	29,8	170	65,6	—
VIII	1,6030	1,2329	0,685	—	35,5	3,6	31,6	120

* Гидростатическим взвешиванием.

** По термомеханическим измерениям ($P=3$ кГ/см²).

каждого типа полимера испытания повторяли 2–3 раза, при этом относительный разброс в результатах составлял 4–5%.

Двойное лучепреломление связано с действующим напряжением уравнением

$$\delta = C_\sigma (\sigma_1 - \sigma_2) b \quad (1)$$

Здесь δ — относительная разность хода, а C_σ — суммарный коэффициент оптической чувствительности материала (ОЧ), зависящий от температуры и времени. Этот коэффициент вычисляли из экспериментальных данных по формуле [8]

$$C_\sigma = \delta \pi d / 8P \quad (2)$$

Поскольку рассматриваемый ряд полимеров не описан в литературе, то прежде чем приступить к определению оптико-механических свойств, следовало установить температурные интервалы, где эти полимеры не подвергались бы процессам деструкции. В связи с этим нами была изучена их термостабильность на дериватографе при непрерывном нагревании образцов в виде порошка в атмосфере воздуха со скоростью 5 град/мин. Очевидно, что эти исследования представляли и самостоятельный интерес.

Согласно полученным термограммам и кривым потери веса, приведенным на рис. 1, разложение полимеров протекало следующим образом. У образцов с алифатическими радикалами (I–V) температура начала потери в весе (до 1%) постепенно повышалась со 180 (I) до 240° (V). Разложение с 5%-ной потерей веса происходило в более узком интервале температур (250–280°), а максимальная скорость термической деструкции наступала практически при одной и той же температуре 360°.

Приведенные данные позволяют заключить, что температура начальной стадии деструкции полимеров на основе смешанных эфиров алифатических кислот возрастает с увеличением числа метиленовых групп в кислотном радикале межузловой цепи. Более высокая термостабильность наблюдалась у соединений с остатками ароматических кислот. Например, для полимера VII разложение с 5%-ной потерей веса фиксировалось уже при 300°. Если

далее в межузловую цепь вводился остаток изофталевой кислоты, то термостабильность повышалась до 370° (кривая VI). Следует отметить, что полимер VIII с более короткой мономерной цепью, но с таким же кислотным остатком, что и у VII, терял 5% веса при 320° , т. е. его термостабильность была ниже, чем у полимера VI, но выше, чем у полимера VII.

Процессы основного распада у полимеров I–V, VII и VIII заканчивались при 420 – 520° с общей потерей веса $\approx 95\%$. Для образца VI процесс завершался при 560° , причем остаток ($\approx 20\%$ начального веса) представлял собой карбонизованную массу.

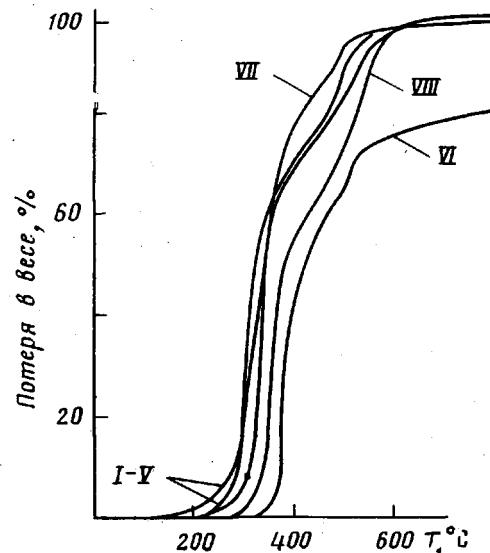


Рис. 1. Зависимость потери в весе полимеров I–VIII от температуры. Для полимеров II–IV кривые располагаются внутри области, ограниченной кривыми I и V

Механические свойства и двойное лучепреломление при комнатной температуре исследовали в условиях кратковременной деформации образцов расчетным грузом. На рис. 2 представлены усредненные данные деформативности изученного ряда полимеров после их выдержки в течение 10 сек. под нагрузкой, а в таблице приведены оптико-механические характеристики. При анализе экспериментальных результатов прежде всего следует отметить линейность зависимостей $\varepsilon_d = f(P)$ и $\delta = \phi(P)$ *. Однако, исходя только из факта линейности, было бы преждевременно утверждать, что синтезированные материалы в интервале выбранных нагрузок являются фотопрочими. Если обратить внимание на относительные деформации исследованных полимеров, то они при одном и том же уровне напряжений существенно отличаются по величине и выше тех, которые можно ожидать от деформации валентных углов и ковалентных связей. Невысокие значения модулей упругости (таблица) свидетельствуют о том, что наблюдаемая ниже T_g (в данном случае при комнатной температуре) деформация заключает в себе некоторую долю ориентационной, вызванной движением отдельных участков межузловых цепей. При длительном воздействии нагрузки эта доля деформации возрастает и по своему характеру развития существенно зависит от химического строения мономерного остатка (рис. 3). Сравнивая структуру мономерных остатков сложных эфиров, не трудно заметить, что все они содержат две пары эфирных мостичных связей, между которыми заключен фенильный радикал остатка аллилового эфира *n*-оксибензойной кислоты. Фрагмент межузловой цепи от узла сетки до остатка кислоты R, с одной стороны, может изменять конформации без

* О характере зависимости $\delta = \phi(P)$ можно судить, решая уравнение (2) с учетом значения C_σ из таблицы.

больших энергетических затрат путем вращения вокруг связей $-C-O-C-$ и $-C-O-$, а с другой — испытывать стерические затруднения из-за громоздкости и жесткости ароматического радикала бензойной кислоты. Последний фактор, очевидно, повышает энергетический барьер активации, однако не настолько, чтобы препятствовать ориентации фрагмента под действием поля напряжений в стеклообразном состоянии. Последнее доказывается также тем, что даже жесткоцепные полимеры VI и VII, в которых упомянутые выше фрагменты объединены бензольным ядром в *мета*-положении и o,o' -дифеновым радикалом, проявляют ползучесть при комнатной температуре (рис. 3). Деформации ползучести этих полимеров в основном развиваются в начальной стадии процесса и характеризуются малыми временами запаздывания. Интересно, что способность к ползучести не утрачивается и у полимера VIII, хотя его сетка образована более короткими цепями, содержащими только две эфирные связи и один жесткий радикал o,o' -дифеновой кислоты.

Ориентация фрагментов межузловой цепи под действием поля напряжений в стеклообразном состоянии заметнее проявляется у полимеров с алифатическим радикалом и прежде всего потому, что связи $-CH_2-CH_2-$ увеличивают гибкость цепи. В этом можно убедиться, если сравнить деформируемость полимеров I и VI, у которых длины межузловых цепей практически одинаковы, а «относительный свободный объем» у первого даже меньше, чем у второго (таблица).

Как видно из рис. 2, зависимость $\varepsilon_d=f(P)$ сильнее у полимера с остатком янтарной кислоты, а его кривая ползучести располагается выше кривой VI. При этом сам процесс ползучести в неустановившейся и установившейся стадиях протекает с большей скоростью (рис. 3). Из экспериментальных данных нетрудно также установить, что при прочих равных условиях опыта (P , T и время t) деформируемость полимеров возрастает по мере увеличения длины алифатического остатка в межузловой цепи (кривые II—V, рис. 3). Однако строгое разделение вклада в общую деформацию от упругой и ориентационной составляющих не так просто и, вероятно, возможно только в области гелиевых температур, а определение вкладов от подвижности отдельных участков межузловой цепи вообще является сложной задачей. В связи с этим представляет интерес результат совместного решения экспериментальных функций $\varepsilon_d=f(t)$ и $\delta=\psi(t)$ при постоянных нагрузке P и температуре T , полученных из опытов на длительную ползучесть в условиях комнатной температуры при $P=30 \text{ кГ}$. Для дискретных значений времени t , взятых в интервале $(1-2) \cdot 10^4 \text{ мин.}$, такое решение дает точки, которые группируются около прямой $\varepsilon_d=A\delta$ (A — угловой коэффициент прямой, рис. 3) *.

Линейность этой зависимости прежде всего свидетельствует о том, что оптическая чувствительность (ОЧ) по деформации полимеров в процессе ползучести сохраняется постоянной. Другими словами, в изотермических условиях ползучесть сопровождается ориентацией или всей межузловой цепи, или одних и тех же ее фрагментов с характерной для них анизотропией поляризуемости. В дальнейшем этим вопросам будет посвящено отдельное исследование. Здесь же, основываясь на результатах предварительных опытов при криогенных температурах ($\approx 140^\circ \text{K}$) и данных анализа работ последних лет [9], отметим, что мгновенные модули упругости изученных полимеров, по-видимому, не превышают $(50-60) \cdot 10^3 \text{ кГ/см}^2$.

Перейдем теперь к обсуждению поляризационно-оптических свойств полимеров в диапазоне температур выше комнатной. Как следует из рис. 4, *a*, функция $C_o=f(T)$, во всей области температур и для всех полимеров положительна, а характер ее изменения существенно зависит от химической природы цепей сетки. С повышением температуры в нагружен-

* На рис. 3 представлены только две прямые V' и VI' для полимеров с себациновым и изофталевым кислотными остатками.

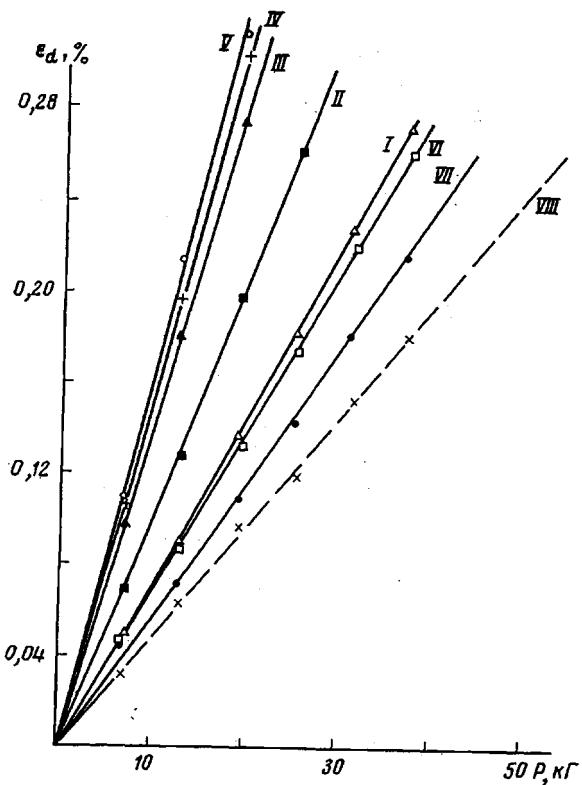


Рис. 2. Зависимость относительной деформации $\epsilon_d = \Delta d/d$ полимеров I–VIII от нагрузки P при 20°

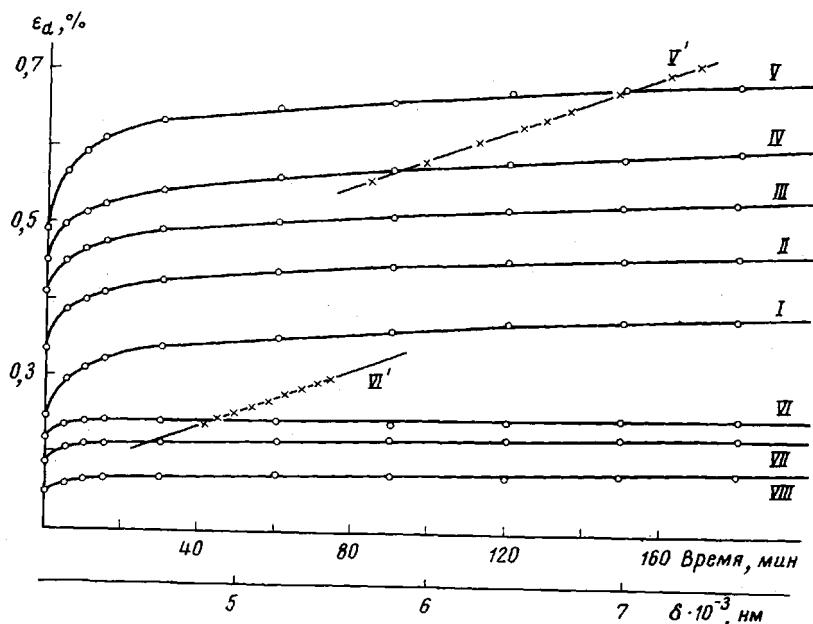


Рис. 3. Кривые ползучести полимеров I–VIII при 20° и $P=30$ кг; VI' – зависимость $\epsilon_d=f(\delta)$

ном полимере развиваются, главным образом, ориентационные процессы. Если в первом приближении принять, что атомарные упругие эффекты не зависят от температуры, то результат этих процессов в виде прироста ОЧ или деформации определится из экспериментальных данных вычитанием «мгновенной» составляющей, полученной при 20° . Здесь и ниже под термином «мгновенные» подразумеваются процессы, развивающиеся в образце за 10 сек., когда величина модуля упругости имеет порядок 10^4 кГ/см^2 . Как видно из рис. 4, a, коэффициент C_σ полимера VIII имеет самое низкое значение и с повышением температуры возрастает очень мало. Это можно объяснить тем, что плотная сетка полимера не способна развивать больших деформаций ориентационной природы (они одного порядка с упругими), и поэтому ее анизотропные группы вносят небольшой вклад в двойное лучепреломление. В то же время этот довод, по-видимому, не является единственным. Дело в том, что полимер VI проявляет такую же податливость и содержит такой же мольный процент ароматических фрагментов, однако его ОЧ значительно выше. Поэтому возникло предположение о том, что поляризация электронного облака o,o' -дифенового остатка не способна внести такого вклада в анизотропию цепи, на который можно рассчитывать, исходя из наличия двух отдельных бензольных ядер, включенных в цепь в *ortho*-, *изо*- или *пара*-положениях. Для выяснения этого вопроса были рассмотрены возможные ориентации o,o' -дифенового радикала относительно основной цепи полимера VIII на моделях Бриглеба — Стюарта. Оказалось, что остаток дифеновой кислоты располагается несимметрично относительно основной цепи, а плоскости входящих в него бензольных ядер развернуты под углом 90° и имеют ограниченную свободу в поворотах ($\pm 8\text{--}10^\circ$). Поэтому такая конфигурация ароматического фрагмента, естественно, не может внести существенного вклада в суммарную анизотропию поляризуемости полимера. Справедливость выдвинутой точки зрения подтверждается также и опытами на полимере VII. В области температур $20\text{--}90^\circ$ деформации этого образца сравнимы с деформациями полимера VI; следовательно, и механизм развития ориентаций участков их цепей в общих чертах одинаков. Тем не менее ОЧ полимера, содержащего вместо бензольного ядра в *изо*-положении o,o' -дифеновый радикал, ниже, чем у полимера VI.

Обратимся теперь к анализу оптических свойств полимеров на основе алифатических кислот. Рассмотрим сначала кривые III—V (рис. 4, a). Как видно, наименьшей ОЧ обладает полимер III; полимеры IV и V по этой характеристике между собой отличаются не так сильно. Если учесть, что молекулярная масса мономерного остатка у V больше, а у III меньше, чем у IV всего лишь на 2,5%, причем мольный процент бензольных ядер в *пара*-положении у всех трех практически одинаков, то причину различия в оптических свойствах следует искать, как нам кажется, в дефектности сетки. Результаты измерения эластических деформаций подтверждают эту точку зрения (таблица). Правда, различие в податливостях в данном случае сравнительно невелико, однако на оптических свойствах оно отражается весьма существенно.

В дальнейшем сравнении экспериментальных кривых рис. 4, a следует обратить внимание на очень сильное изменение оптико-механических свойств полимеров I и II. Казалось бы, поскольку мономерные остатки у этих полимеров содержат меньше метиленовых групп, чем у полимеров III—V, то и их деформируемость и ОЧ должны быть ниже по сравнению с последними. Однако в опытах по измерению податливости наблюдалась обратная картина. Это, по-видимому, обусловлено тем, что при полимеризации мономеров с двумя-четырьмя метиленовыми группами также возникают трудности для полного раскрытия вторых двойных связей. Причем, в случае полимера с адипиновым остатком наличие четырех метиленовых групп позволяет цепочкам еще изгибаться в складку, т. е. форму, благоприятную для внутрицепной циклизации.

Вопросы о дефектности сеток будут обсуждены ниже. А сейчас обратим внимание на фотоползучесть, которая проявлялась в изотермических условиях, созданных в термостате тотчас же после достижения максимальных температур в предыдущем опыте (рис. 4, б). Не вдаваясь в подробности механизма развития этих явлений, отметим два общих (но важных для последующих рассуждений) факта, вытекающих из экспериментальных данных: во-первых, величина приращения ОЧ в конечной стадии при ползучести полимеров варьировалась в довольно широком интервале значений

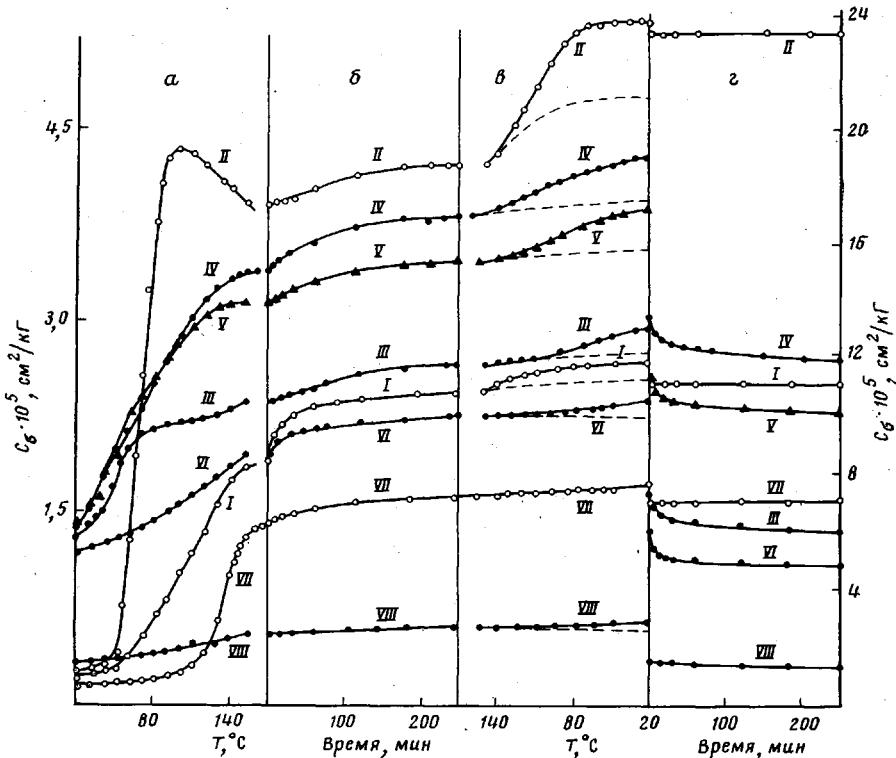


Рис. 4. Термомеханические кривые

а — изменение оптической чувствительности по напряжению $C_o = f(T)_P$; б — фотоползучесть при максимальной температуре предыдущего опыта $C_o = \varphi(t)$; в — изменение оптической чувствительности в процессе охлаждения $C_o = \psi(T)_P$; г — эффект последействия в разгруженных образцах при $20^\circ C_o = \xi(T)_T, P=0$. Значения для кривых I, II и VII отложены на правой оси ординат

и, во-вторых, после выдержки образцов под нагрузкой кривые ползучести достигали максимума, уровень которого практически не изменялся во времени.

Далее было интересно установить, сохранится ли ОЧ условно-равновесного состояния неизменной и в процессе охлаждения образцов. Ясность в этот вопрос внесли данные, полученные путем ступенчатого понижения температуры [5]. Как видно из кривых рис. 4, в, для всех полимеров функция $C_o = \psi(T)_P$ монотонно возрастала. Приращение ОЧ в описанной процедуре могло происходить по крайней мере по двум причинам. Одна из них состояла в том, что с понижением температуры уменьшались тепловые колебания активных цепей сетки и происходило дальнейшее увеличение их ориентации (и, следовательно, деформации образца), а вторая вызывалась конформационными изменениями в дефектных элементах сетчатого полимера. К сожалению, раздельное наблюдение вкладов энтропийной и дефектной природы связано с известными трудностями. Поэтому ниже допускалось, что приращение ОЧ энтропийной природы происходило пропор-

ционально изменению податливости. Данные, вычисленные таким способом для полимеров I–V, показаны на рис. 4, в пунктирными линиями. У полимеров VI и VIII вклад энтропийной природы был очень мал (в пределах погрешности измерений) и только у полимера VII расчетные значения практически совпадали с данными эксперимента. Для того чтобы оценить влияние дефектов сетки на ОЧ полимера в различных условиях опыта необходимо, опираясь на результаты рис. 4, б и в, а также значения податливостей (таблица), выяснить, какие варианты подвижности дефектов возможны в полимерной системе. Уже отмечалось, что материалами с самыми высокими значениями податливостей являются полимеры I, II и VII, а с самыми низкими – VI и VIII. Поскольку длина вытянутой плоской конформации межузловой цепи полимера VI соизмерима с цепями полимеров I, II и VII, то их равновесные податливости не должны заметно различаться между собой. Следовательно, наблюдаемая широкая вариация в значениях податливостей исследованных образцов обязана дефектности пространственной сетки. Исходя из этих соображений, полимеры изученного ряда по признаку дефектности сетки допустимо расположить в следующей последовательности: II>VII>I>IV>V>III>VIII>VI. Сравнивая далее данные рис. 4, б, можно заметить, что у полимеров III–VI и VIII, податливость которых находилась в пределах $(3\text{--}13) \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{kG}$, в конечной стадии ползучести приращение ОЧ составляло в среднем 13 %. У полимера II с максимальной податливостью (таблица) ОЧ увеличивалась только на 10 %, а у полимеров I и VII, для которых также характерны значительные деформации, наблюдалась самая высокая фотоползучесть (~25–30 %). Правда, на фотоползучесть в начальный момент времени оказывало влияние выравнивание температуры по объему образца. Однако и величина приращения, и наблюдаемая разница в приращении ОЧ в конечной стадии ползучести дают основание предполагать, что главная роль в этом процессе принадлежит различным дефектным образованиям полимерной сетки *. У полимеров II–VI и VIII, по-видимому, превалируют дефекты в виде агрегатов малого объема, которые с помощью межагрегатных цепей успевают ориентироваться в поле напряжений еще во время нагревания образца, а при термостатировании происходит лишь подвижка громоздких агрегатов. Значительную ползучесть полимеров I и VII, видимо, следует объяснить наличием в этих полимерах большего числа громоздких агрегатов. Таким образом, мы полагаем, что фотоползучесть в основном является результатом ориентации активных дефектных образований в виде межагрегатных цепей и пелых агрегатов с довольно широким спектром времен запаздывания [10]. Что касается недостроенных (пассивных) мономерных остатков, то они, консольно закрепленные к основному каркасу, вероятно, не могут внести существенного вклада в фотоползучесть, так как в изотермических условиях среднестатистическая сумма их конформаций по отношению к основному каркасу должна сохраняться постоянной. Однако это постоянство нарушается, как только начинается понижение температуры (рис. 4, в). В этом случае изменение конформаций консольно закрепленных мономерных остатков и является второй причиной приращения ОЧ по механизму, описанному в [5] при охлаждении образцов. Здесь следует заметить, что в процессе охлаждения приращение ОЧ может возникнуть также из-за локальных поворотов малых сетчатых агрегатов, но, как нам кажется, этот вклад не очень ощутим.

В заключение рассмотрим эффект последействия в разгруженных образцах при комнатной температуре (рис. 4, г). У всех полимеров после разгрузки прежде всего наблюдалось «мгновенное» понижение ОЧ на величину, несколько меньшую по сравнению с той, что наблюдалась при нагружении. Это происходило по вполне понятным причинам и согласовы-

* Дефекты могли возникнуть как при полимеризации, так и во время опытов в результате термоактивированного разрушения наиболее нагруженных активных цепей полимерной сетки.

валось с представлениями о влиянии напряжения на времена релаксации [11]. Однако здесь следует обратить внимание на другой факт. Образцы с высокими значениями податливостей (I, II, VII) после выключения нагрузки сохраняли деформированное состояние и не изменяли оптической картины в течение долгого времени. Вместе с тем, все остальные полимеры с податливостью ниже $50 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{kG}$ проявляли эффект последействия. Представление о спектре времен релаксации последействия можно получить при аппроксимации кривых уравнением

$$C_{\sigma(t)} = C_{\sigma(0)} \exp(-t/\tau_i) \quad (3)$$

Здесь τ_i — времена релаксации, а время, за которое ОЧ понижалось на 15 %, приведено в таблице.

Различие в поведении полимеров при выключенной нагрузке можно объяснить только тем, что для образцов I, II и VII характерны наиболее плотные упаковки активных цепей сетки, при которых межмолекулярное взаимодействие существенно увеличивает время, необходимое для перехода ориентированных конформаций в равновесное состояние. Эти результаты подтверждают также представление о том, что при моделировании в поляризационно-оптическом методе исследования напряжений путем «замораживания» следует использовать полимеры, податливость которых в высокоэластическом состоянии выше $50 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{kG}$, так как только в этих материалах можно получить надежно фиксированную интерференционную картину на время, достаточное для решения задачи.

Институт органической
и физической химии
им. А. Е. Арбузова

Поступила в редакцию
24 V 1977

ЛИТЕРАТУРА

1. I. E. Muskat, F. Stain, Пат. США 2370573, 1945.
2. Д. А. Кардашев, Н. С. Лезнов, В. П. Нуждина, Химич. пром-сть, 1945, № 2, стр. 5.
3. М. Г. Корчевей, В. В. Коршак, С. В. Виноградова, Высокомолек. соед., 7, 150, 1965.
4. R. C. Zaible, Chem. Revs, 58, 807, 1958.
5. Б. М. Зуев, Высокомолек. соед., A12, 730, 1970.
6. Б. М. Зуев, А. П. Филиппова, Н. А. Палихов, Изв. АН СССР, серия химич., 1975, 1884.
7. М. М. Фрохт, Фотоупругость, т. 1, Гостехиздат, 1948, стр. 351.
8. Б. М. Зуев, С. Г. Степанов, А. А. Каргов, Сб. Исследования по теории пластин и оболочек, Изд-во КГУ, 1966, вып. 4, стр. 550.
9. Т. И. Соголова, М. И. Демина, Механика полимеров, 1975, 771.
10. А. А. Берлин, Т. Я. Кефели, Г. В. Королев, Полиэфиракрилаты, «Наука», 1967, стр. 83.
11. Г. И. Гуревич, Ж. техн. физики, 17, 1491, 1947.

OPTICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMERS ON THE BASIS OF *bis*-(*p*-CARBALLYLOXYPHENYL) ESTERS OF ALIPHATIC AND AROMATIC DIBASIC ACIDS

Zuev B. M., Filippova A. P., Konnova L. N., Gubanov E. F.

Summary

The thermal stability and mechano-optical properties of polymers on the basis of mixed allyl esters of dicarboxylic acids have been studied as affected by their chemical structure. Possible versions of the defects of the three-dimensional network have been considered as well as their influence on the deformability and optical sensitivity of polymers.
