

УДК 678.67:539.107

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ РАЗВЕТВЛЕННОСТИ ПОЛИАРИЛАТОВ
НА ИХ ВИСКОЗИМЕТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

*Ю. М. Васильева, Л. В. Дубровина, С. А. Павлова,
В. В. Коршак*

Возникновение разветвленных структур в условиях высокотемпературной поликонденсации, а также в условиях формования изделий и эксплуатации наблюдалось для многих полимеров. В частности, для поликонденсационных термостойких полимеров — полиарилатов было замечено, что в результате термической деструкции, как правило, образуется в том или ином количестве гель-фракция. По-видимому, образованию геля предшествует возникновение макромолекул разветвленного строения. Отсюда возникла задача исследования влияния степени разветвленности на молекулярно-весовые характеристики и гидродинамические свойства поликонденсационных полимеров для того, чтобы иметь возможность следить за теми процессами, которые имеют место в период, предшествующий потере исходных свойств и разложению полимерных материалов. С этой целью были исследованы образцы модельных разветвленных продуктов поликонденсации, степень разветвленности которых регулировали добавлением определенного количества трифункционального мономера к эквимолекулярной смеси бифункциональных соединений (хлорангидрида дикарбоновой кислоты и бисфенола). Таким образом, в смеси мономеров всегда содержался избыток концевых групп одного сорта, что обеспечивало (при определенном соотношении компонентов) получение растворимых разветвленных продуктов поликонденсации.

Ранее нами было показано [1], что равновесное молекулярно-весовое распределение (МВР) модельных продуктов поликонденсации, полученных в условиях протекания реакций поликонденсационного равновесия, оказалось совпадающим с тем, которое соответствует равновесному МВР линейных полимеров с той же среднечисленной степенью полимеризации. Во всяком случае это относится к исследованным нами разветвленным полиарилатам, синтезированным из смеси мономеров, содержащей 0,05 и 0,25 моль трифункционального мономера на 1 моль бифункционального. При высокотемпературной поликонденсации мономеров такого состава образуются полностью растворимые полимеры, сильно различающиеся по степени разветвленности ($g_w = 0,705$ и $0,342$ соответственно), но с коэффициентами полидисперсности, близкими к двум. Однако, в отличие от поликонденсации бифункциональных мономеров, процесс образования разветвленных макромолекул из мономеров, содержащих полифункциональный компонент, обладает некоторыми специфическими особенностями. В частности, до образования равновесного продукта в процессе поликонденсации появляется не-

которое количество гель-фракции, которая в ходе обменных реакций исчезает. Подробно процесс образования разветвленных продуктов поликонденсации будет рассмотрен в следующем сообщении. Однако здесь следует обратить внимание на то, что равновесный разветвленный полимер образуется в процессе обмена за счет реакций поликонденсационного равновесия, точно так же, как и линейные продукты поликонденсации. Очевидно, что при этом равновесное содержание фракций разных молекулярных весов определяется участием макромолекул в обменных межмолекулярных реакциях в первую очередь, так как это участие зависит от числа функциональных групп в макромолекуле (включая и функциональные связи между мономерными единицами, являющимися в данных условиях реакционноспособными), а число функциональных групп в свою очередь линейно зависит от степени полимеризации. Таким образом, факторы, определяющие равновесное МВР растворимых разветвленных продуктов поликонденсации, совпадают с теми, которые определяют МВР линейных. Наблюдаемое на ранних стадиях поликонденсации образование геля свидетельствует о том, что, в отличие от линейных полимеров, при образовании растворимых разветвленных полимеров в реакциях обмена участвует также и фракция геля.

В данной работе была поставлена задача выяснения распределения центров ветвления по молекулярным весам в равновесном продукте синтеза, которое устанавливается в ходе обменных реакций.

Разветвленные полиарилаты получены высокотемпературной поликонденсацией в соловье по методике, приведенной в работах [2, 3]. Исходные мономеры — хлорангидрид терефталевой кислоты, 3,3-бис-(4-оксифенил)фталид в эквимолекулярных соотношениях и 2β-оксигидро-3,3-бис-(4-оксифенил)фталимидин в качестве трифункционального компонента. Таким образом, за счет трифункционального мономера создается избыток одного сорта функциональных групп, что дает основание для образования разветвленного полимера, не содержащего гель-фракции. Характеристики исследованных полиарилатов приведены в табл. 1. Образцы II, IV, VII были разде-

Таблица I
Характеристика исследованных полимеров

Поли- мер	Мол. доли, γ	Время синте- за, ча- сы	M_w	$\delta\alpha/\varepsilon$ ТГФ	g'	m	$M_{\beta\text{гель}}$	$M_{\beta\text{мин}}$	$M_{\beta\text{эксп}}$
I	0,05	10	34100	0,340	0,785	3	5207	3602	4870
II	0,1	10	28000 32000*	0,277 0,714	0,714	5	2591	1819	2550
III	0,2	10	44100	0,262	0,424	10	1290	990	1263
IV	0,3	10	55900 59200*	0,203 0,124	0,356 0,218	39	849	696	700
V	0,5	10	55800* 52500	0,124	0,218	86	500	464	330
VI	0,1	30	40000	0,349	0,736	4,3	2591	1819	4166
VII	0,3	30	44700	0,197	0,452	20	849	696	841

* Молекулярный вес рассчитан по методу Арчибальда.

лены на фракции методом распределения между двумя несмешивающимися жидкостями [4] на 18, 14, 17 фракций соответственно. Характеристическую вязкость измеряли в вискозиметре Уббелоде с «висячим» уровнем. В качестве растворителей использовали тетрахлорэтан и тетрагидрофуран. Молекулярный вес измеряли методом рассеяния света на фотогениодиффузометре фирмы «Sofica». Инкремент показателя преломления при $\lambda = 5461 \text{ \AA}$ в диоксане равен 0,198; 0,195; 0,202 для образцов II, IV и VII соответственно. Для отдельных образцов молекулярный вес рассчитали по методу Арчибальда из данных, полученных на ультрапентрифуге Г-120 МОМ (Венгрия).

Влияние разветвленности макромолекул проявляется в первую очередь в уменьшении размеров клубков макромолекул, а следовательно, характеристической вязкости.

Количественная оценка влияния числа центров ветвления m на относительное уменьшение размеров клубка дана в работе Зимма — Штокмейера [5]. Для трифункционального типа ветвления оно описывается уравнением

$$g^{3/2} = \left[\frac{(\bar{r}_0^2)_p}{(\bar{r}_0^2)_n} \right]^{1/2} = \left[\left(1 + \frac{m}{7} \right)^{1/2} + \frac{4m}{9\pi} \right]^{-3/4} \quad (1)$$

Влияние такого «сжатия» клубков на относительное уменьшение характеристической вязкости определяется рядом факторов и в значительной степени зависит от типа геометрического строения разветвленной макромолекулы, а также от растворителя [5].

Ранее [6] было показано, что для хаотически разветвленных полиарилатов, синтезированных путем поликонденсации би- и трифункциональных мономеров типа А T А, В — В, А — А соотношение Зимма — Штокмейера

A

дает наиболее близкие к реальным значения среднечисленных ветвлений на макромолекулу — \bar{m}_n

$$\frac{[\eta]_p}{[\eta]_n} = g_{\eta}^{3/2} = \left[\left(1 + \frac{m}{7} \right)^{1/2} + \frac{4m}{9\pi} \right]^{-3/4} \quad (2)$$

Среднее число центров ветвления m_n можно оценить также из соотношения би- и трифункциональных компонентов, взятых в поликонденсацию, путем расчета молекулярного веса ветвей следующим образом. Если предположить, что в среднем в состав макромолекулы вошло m остатков трифункционального реагента, n_B и n_A остатков бифункционального, то молекулярный вес ветви равен

$$M_B = \frac{M}{2m+1} = \frac{mM_{\perp}' + n_B M_B' + n_A M_A'}{2m+1}, \quad (3)$$

где M_{\perp}' , M_B' и M_A' — молекулярные веса соответствующих мономерных единиц.

В наших экспериментах мы брали $n_A = n_B$, что, очевидно, соответствует (при 100%-ном выходе полимера в расчете на взятое количество мономеров) образованию разветвленных макромолекул в среднем с одним центром ветвления m на макромолекулу. Для этого случая

$$M_{\text{мин}} = \frac{M_{\perp}' + \frac{1}{\gamma} (M_B' + M_A')}{3} \quad (4)$$

Однако ранее нами было показано [6], что при таком соотношении исходных компонентов ($n_B = n_A$) выход полимера тем меньше, чем больше величина

$$\gamma = \frac{m}{n_B} \quad \text{или} \quad \gamma = \frac{m}{n_A}, \quad (5)$$

т. е. чем больше избыток групп А в реакционной смеси. (Подробно вопрос о зависимости выхода полимеров от соотношения исходных компонентов будет рассмотрен в следующем сообщении.) Это дает основание полагать, что в состав полимерной части продукта поликонденсации входят не все исходные мономеры. Если сделать грубое допущение о том, что в состав полимерного продукта реакции входят весь трифункциональный мономер, мономер типа В — В и часть мономера А — А, то при условии, что концевыми группами являются группы А, число вошедших в состав макромоле-

кул групп А, принадлежащих бифункциональному мономеру, будет

$$2n_A' = 2n_B - 3m + m + 2 \quad (6)$$

(поскольку концевых групп в макромолекуле $(m + 2)$).

Отсюда доля n_A' молекул бифункционального мономера А — А будет

$$n_A' = n_B - m + 1 \quad (7)$$

Если весь полимер входит в состав геля ($m \rightarrow \infty$), то длина ветви

$$M_{\beta_{\text{гель}}} = \frac{M_{\perp'} + \frac{1}{\gamma} M_B + \left(\frac{1}{\gamma} - 1\right) M_A'}{2} \quad (8)$$

Рассчитанные значения $M_{\beta_{\text{гель}}}$ и $M_{\beta_{\text{мин}}}$ для продуктов поликонденсации, содержащих разные количества трифункционального мономера на моль бифункционального (при $n_A = n_B$ во всех случаях), приведены в табл. 1.

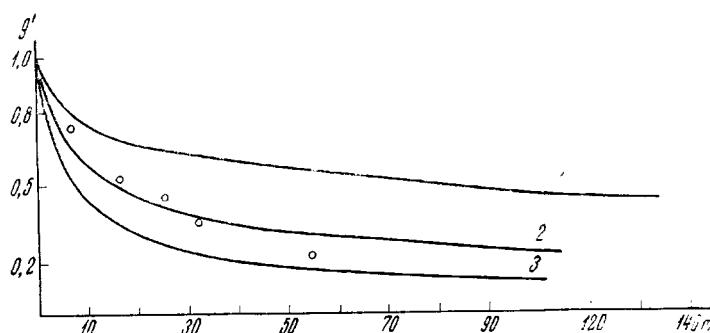


Рис. 1. Зависимость $g' = [\eta]_p / [\eta]_n$ от среднего числа центров ветвлений m на макромолекулу для различных теорий:
1 — $g' = g^{1/2}$; 2 — $g' = g$; 3 — $g' = g^{3/2}$

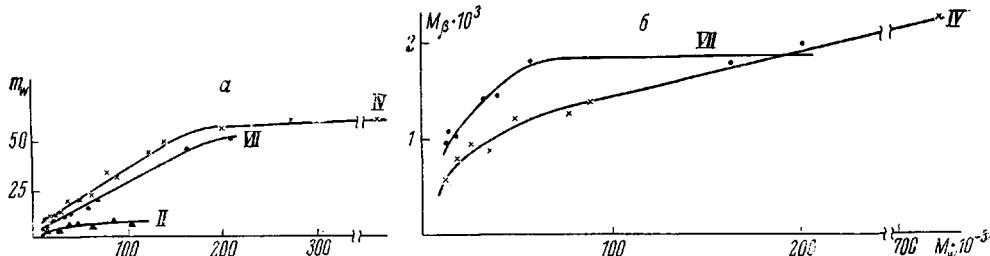


Рис. 2. Зависимость числа центров ветвлений (a) и молекулярного веса ветви (б) от молекулярного веса фракций (цифры у кривых соответствуют номерам уравнений)

Для сопоставления рассчитанных из соотношения исходных компонентов средних чисел ветвлений на макромолекулу с тем, что следует из различных теорий относительно влияния степени ветвленности на величину характеристической вязкости, на рис. 1 нанесены кривые, соответствующие $g'_\eta = g^{1/2}$ (9), $g'_\eta = g$ [7], $g'_\eta = g^{3/2}$ [5], а также точки с координатами

$$g'_\eta = \left(\frac{[\eta]_p}{[\eta]_n} \right) M_{w_p} = M_{w_n} \text{ и } \bar{m}_w = \frac{\bar{M}_w - M_{\beta_{\text{гель}}}}{2M_{\beta_{\text{гель}}}} \quad (10)$$

Как видно из рис. 2, по мере увеличения числа центров ветвлений в макромолекуле молекулярный вес ветви — M_β быстро достигает значения

$M_{\beta\text{гель}}$, поэтому для расчета \bar{m}_w было взято значение $M_{\beta\text{гель}}$. Поскольку МВР исследованных образцов еще неизвестно, расчет вели на средневесовые значения молекулярного веса. Значения g'_n получены из соотношения вязкостей в тетрагидрофуране разветвленных нефракционированных и линейных образцов при одних и тех же средневесовых значениях молекулярного веса. Зависимость между вязкостью фракций линейных полиарилатов аналогичного состава и их молекулярным весом соответствует уравнению $[\eta] = 12,93 \cdot 10^{-4} M^{0,557}$ [6]. Таким образом, в выбранной нами системе полимер — растворитель отклонение показателя степени при M ис сильно отличается от 0,5, и, следовательно, отклонение величины g'_n от ее значения в θ -растворителе невелико. Как следует из рис. 1 и табл. 1, большинство экспериментальных точек попадает на кривую, соответствующую $g'_n = g$. Учитывая неидеальность системы полимер — растворитель, выбранной для измерения характеристической вязкости, а также то обстоятельство, что на рис. 1 нанесены экспериментальные точки, соответствую-

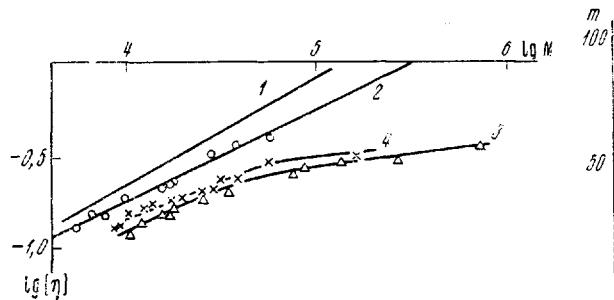


Рис. 3

Рис. 3. Зависимость $\lg[\eta]$ от $\lg M$:
1 — линейный полимер; 2 — образец II; 3 — III; 4 — IV

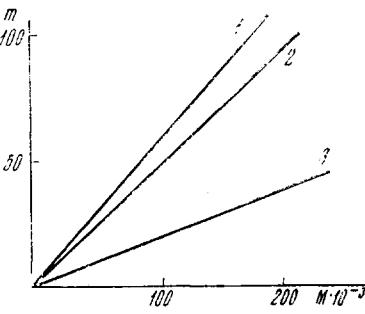


Рис. 4

Рис. 4. Зависимость числа центров ветвлений от молекулярного веса при условии сохранения постоянства состава фракций. $\gamma = 0,3$ (1); 0,25 (2); 0,1 (3)

щие средневесовым числом разветвлений на макромолекулу, никаких выводов относительно соответствия между поведением макромолекул исследованных полиарилатов в растворе и поведением тех моделей, на основе которых получены отношения (2), (9), нельзя сделать. Найденное соответствие с достаточным основанием может быть использовано только лишь для оценки разветвленности по фракциям полимера.

Распределение центров ветвления по фракциям разветвленных образцов может быть критерием зависимости реакционной способности макромолекул от молекулярного веса и от степени разветвленности. Известно [8], что при независимой реакционной способности функциональных групп в результате реакций обмена между линейными макромолекулами разного состава по схеме реакций поликонденсационного равновесия должен образоваться сополимер со статистическим распределением звеньев вдоль цепи. Точно такое же распределение реализуется при поликонденсации смеси различных мономеров. Такое равновесное распределение звеньев означает одинаковый состав всех фракций сополимера. Поликонденсация смеси би- и трифункциональных мономеров (анилид фенолфталеина ($A - A$) и 2β-оксиэтил-3,3-бис-(4-оксифенил)фталимида ($A_T - A$), содержащих концеп-

А

вые группы одной химической природы с бифункциональным мономером $B - B$ (хлорангидридом терефталевой кислоты), ничем в этом отношении не должна отличаться от поликонденсации бифункциональных мономеров в том случае, если реакционная способность функциональных групп не зависит от степени полимеризации макромолекул и их степени разветвленности. На рис. 3 приведены зависимости характеристической вязкости от мо-

мекулярного веса в двойных логарифмических координатах для образца II с $\gamma = 0,1$ и образцов IV и VII с $\gamma = 0,3$ и продолжительностью синтеза 10 и 30 час. соответственно. На этом же рисунке для сравнения приведена аналогичная зависимость для соответствующего линейного полимера (кривая 1).

Из приведенных данных следует, что при небольшом числе разветвлений (образец II, $\gamma = 0,1$) между $\lg [\eta]$ и $\lg M$ сохраняется линейная зависимость во всем диапазоне молекулярных весов данного МВР. Увеличение средней степени разветвленности (образец IV, $\gamma = 0,3$) приводит к заметному нарушению этой линейности. Однако после продолжительного прогрева образца в условиях высокотемпературной поликонденсации (30 час.) нелинейный участок зависимости сокращается (кривая 4).

Представляло интерес рассмотреть факторы, определяющие состав и структуру равновесного продукта поликонденсации би- и трифункциональных мономеров. Для этого было рассмотрено распределение центров ветвления по фракциям. В табл. 2 приведены значения молекулярных весов вет-

Таблица 2

Разветвленность фракций полимера IV

$M_w \cdot 10^3$	$[\eta]_{\delta \eta / \varepsilon}$, (ТГФ)	g'	m	β	M_β
12,2	0,139	0,570	10,3	21,6	565
15,6	0,156	0,557	11,5	24,0	650
17,1	0,163	0,552	11,8	24,6	695
18,0	0,172	0,566	10,9	22,8	790
25,6	0,195	0,527	13,3	27,6	928
35,6	0,203	0,457	19,8	40,6	877
49,3	0,243	0,457	19,8	40,6	1214
77,7	0,259	0,378	34,0	69,0	1261
88,4	0,285	0,387	31,5	64,0	1381
138,6	0,297	0,314	50,0	101,0	1372
272,8	0,312	0,274	60,0	121,0	2254
754,1	0,363	0,292	55,5	112,0	6733

вей — \bar{M}_β и числа центров ветвления \bar{m}_w на макромолекулу, рассчитанные указанным выше способом из уравнений (2), (10) для фракций разветвленного полиарилата (IV). Соответствующие кривые зависимости $m \sim M$ и $M_\beta \sim M$ представлены на рис. 2, а, б. Согласно этим данным в процессе синтеза разветвленных продуктов поликонденсации через 10 час. после начала реакции в высокомолекулярной области МВР образуются макромолекулы со средним числом центров ветвления, мало зависящим от величины молекулярного веса. В низкомолекулярной области МВР m растет с ростом молекулярного веса. Соответственно средние длины ветвей возрастают с увеличением молекулярного веса во всем диапазоне молекулярных весов. Это противоречит тому, что следует из условия сохранения постоянства состава всех фракций, т. е. из условия, что $m/n_A = \text{const}$ или $m/n_B = \text{const}$ независимо от M в пределах МВР (рис. 4). Постоянство состава обуславливает практически независимость средней степени полимеризации ветвей \bar{x}_v в высокомолекулярной части МВР. Это следует из рассмотрения зависимости

$$\bar{x}_{v_n} = \frac{x}{2m + 1}, \quad (11)$$

где $2m + 1 = \beta$ — число ветвей, приходящихся на макромолекулу, от средней степени полимеризации

$$x = n_A + n_B + m \quad (12)$$

В первом случае ($m / n_A = \text{const}$) из уравнений (7), (11) и (12) следует, что

$$\bar{x}_{\beta_n} = \frac{2 \frac{m}{n_A} + 2 - \frac{1}{m}}{2 + \frac{1}{m}} \xrightarrow[m \rightarrow \infty]{} \frac{n_A}{m} + 1 = \bar{x}_{\beta_n \text{гель}} \quad (13)$$

и во втором ($m / n_B = \text{const}$)

$$\bar{x}_{f_n} = \frac{2 \frac{n_B}{m} + \frac{1}{m}}{2 + \frac{1}{m}} \xrightarrow[m \rightarrow \infty]{} \frac{n_B}{m} = \bar{x}_{f_n \text{гель}} \quad (14)$$

Как видно из кривых, приведенных на рис. 5, значение \bar{x}_{β_n} должно достигать значений, близких $\bar{x}_{\beta_n \text{гель}}$, уже при сравнительно небольших степенях полимеризации. Следовательно, в пределах большей части МВР следует ожидать независимости длины ветви от молекулярного веса и прямой пропорциональности между числом центров ветвления на макромолекулу и степенью ее полимеризации $x = x_{\beta}(2m + 1)$ — при сохранении постоянства состава, т. е. при условии независимости реакционной способности функциональных групп от степени полимеризации и степени ветвленности макромолекул. Однако, как видно из графиков, приведенных на рис. 2, экспериментальные данные, полученные для образцов с составом мономеров $m / n_B = m / n_A = 0,1$ и $0,3$, свидетельствуют об ином характере зависимости параметров ветвленности от молекулярного веса. Аналогичный ход зависимости $m \sim M$ наблюдается и для фракций ранее исследованных полиарилатов VIII и IX, где в качестве трифункционального компонента был взят имид фенолфталеина. Исходный состав мономеров для этих полимеров был $m / n_A = m / n_B = 0,05$ и $0,25$ (рис. 6) соответственно. Такое отклонение не может быть следствием ошибки в оценке степени разветвленности по $g' = [\eta]_p / [\eta]_l$ за счет неидеальности системы полимер — растворитель (растворитель — тетрагидрофуран). Как было показано в работе [6], разница в вязкости разветвленных полимеров, измеренных в разных растворителях, уменьшается по мере увеличения степени разветвленности. Поэтому чем больше система отклоняется от идеальной, тем меньше величина g' (при равных M и m). Следовательно, в данном случае ошибка за счет использования неидеальной системы для оценки g' могла бы проявиться лишь в сторону завышения числа центров ветвления по сравнению с истинным. Причем эта ошибка должна возрастать с увеличением молекулярного веса в пределе данного МВР. Таким образом, наблюдаемый ход зависимости параметров ветвления от степени полимеризации фракций свидетельствует о том, что в процессе поликонденсации образуется полимер с неравномерным составом по фракциям. Если предположить, что взятые в поликонденсацию мономеры обладают неравными по реакционной способности функциональными группами, то, очевидно, в начале процесса поликонденсации может возникнуть непостоянство состава. Однако дальнейшее перераспределение за счет реакций поликонденсационного равновесия должно привести к выравниванию состава в соответствии с принципом наибольшей вероятности. Как видно из сопоставления данных, полученных для образцов IV и VII, синтезированных при разной продолжительности реакции (рис. 2, кривая IV соответствует 10 час., кривая VIII — 30 час.), при длительном прогреве в условиях поликонденсации наблюдается тенденция к выравниванию состава, что заметно по ослаблению зависимости $M_B \sim M$ в высокомолекулярной части МВР и соответственно сокращению нелинейной области в зависимости $m \sim M$.

Для полимера VII при малых степенях разветвленности ($m / n_B = 0,05$) длительный прогрев в условиях реакции не привел к заметному

изменению молекулярно-весовых параметров образца (табл. 3). Это указывает на то, что при небольшой разветвленности равновесное МВР достигается уже через 10 час. после начала реакции. Тем не менее, как видно из кривых на рис. 6, и для этого образца наблюдаются аналогичные отклонения зависимости $m \sim M$ от той, которая должна быть при постоянном со-

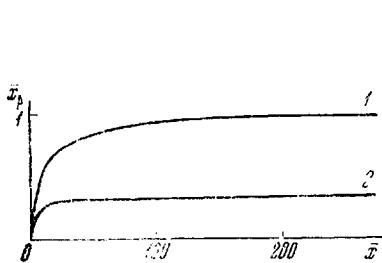


Рис. 5

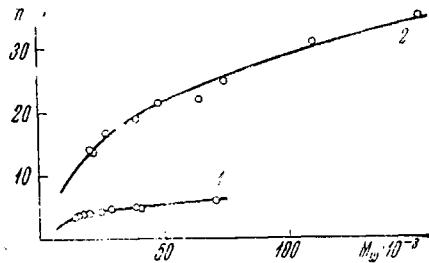


Рис. 6

Рис. 5. Зависимость средней степени полимеризации ветви x_b от средней степени полимеризации \bar{x} при условии постоянства состава фракций; $\gamma = 0,1$ (1), $0,3$ (2)

Рис. 6. Зависимость числа центров ветвления от молекулярного веса фракций для полимеров VIII (1) и IX (2)

ставе фракций (рис. 4). Следовательно, наблюдаемые закономерности характерны для равновесных продуктов поликонденсации. Это может быть связано с тем, что реакционная способность функциональных групп макромолекул, участвующих в обменных межмолекулярных реакциях поликонденсационного равновесия, зависит от степени полимеризации макромолекул. Вообще говоря, принцип равной вероятности участия всех функциональных групп в межмолекулярных обменах, на основе которого дано оп-

Таблица 3

Молекулярно-весовые характеристики полимера VIII

Условия	Образец VIII		
	M_w	M_n	M_w/M_n
До прогрева	26 100	13 000	2
После прогрева в условиях реакции	23 200	11 400	2

ределение «наиболее вероятного» распределения, основан на предположении, что в условиях реакции макромолекулы можно моделировать клубком с гауссовым распределением звеньев. Очевидно, введение центров ветвления в макромолекулу делает такое моделирование неправомерным.

Выходы

1. Найдено, что для разветвленных полиарилатов линейная зависимость в уравнении Марка — Хаувинка сохраняется только при небольшой степени разветвленности во всем диапазоне молекулярных весов данного молекулярно-весового распределения (МВР). Увеличение степени разветвленности приводит к отклонению от линейной зависимости.

2. Показано, что для хаотически разветвленных полиарилатов трифункционального типа экспериментально найденные соотношения g' и m согласуются с теорией Зимма — Кильба для протекаемых клубков.

3. Установлено, что в процессе синтеза разветвленных полиарилатов методом высокотемпературной поликонденсации образуются макромолеку-

лы со средним числом центров ветвлений, мало зависящим от молекулярного веса, что противоречит условию постоянства состава. При увеличении продолжительности синтеза наблюдается тенденция к выравниванию состава.

Институт элементоорганических соединений
АН СССР

Поступила в редакцию
31 XII 1969

ЛИТЕРАТУРА

1. С. А. Павлова, Л. В. Дубровина, Г. И. Тимофеева, J. Polymer Sci., C16, 2649, 1967.
2. Л. В. Дубровина, С. А. Павлова, В. В. Коршак, Высокомолек. соед., 8, 752, 1966.
3. В. В. Коршак, С. В. Виноградова, С. Н. Салазкин, Высокомолек. соед., 4, 339, 1962.
4. Г. И. Тимофеева, Л. В. Дубровина, В. В. Коршак, С. А. Павлова, Высокомолек. соед., 6, 2008, 1964.
5. В. Н. Zimm, W. H. Stockmayer, J. Chem. Phys., 17, 1301, 1949.
6. Л. В. Дубровина, Диссертация, 1966.
7. В. Н. Zimm, L. H. Kilb, J. Polymer Sci., 37, 19, 1959.
8. P. J. Flory, Principles of Polymer Chemistry, N. Y., 1953.

THE INFLUENCE OF THE DEGREE OF BRANCHING IN POLYARYLATES ON THEIR VISCOSITY

Yu. M. Vasil'eva, L. V. Dubrovina, S. A. Pavlova, V. V. Korshak

Summary

Polyarylates containing trifunctional random branching were studied. The dependence of the degree of branching on the quantity of trifunctional component introduced into the reaction was established. It was shown that the degree of branching depends on the molecular weight.
