

ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫЕ

Том (A) XX

СОЕДИНЕНИЯ

№ 10

1978

УДК 541.64:539(2+3)

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ОРИЕНТИРОВАННОГО ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИСТИРОЛА

Ломоносова Н. В.

Изучались физико-механические свойства аморфного ПС в изотропном и ориентированном состояниях в диапазоне молекулярных масс ($0,4\text{--}18 \cdot 10^6$). Показано, что с ростом ММ и степени ориентации прочность и модуль упругости значительно возрастают. Процессы деформирования и релаксации напряжений ориентированного ПС с $M > 10^6$ объясняются упорядоченной неоднородной моделью строения аморфного линейного полимера. Изучение долговечности исходного и ориентированного высокомолекулярного ПС приводит к выводу, что ориентационное упрочнение связано с уменьшением структурно-чувствительного коэффициента при термовытяжке.

Широко используемым в практике способом повышения прочности полимера является его вытяжка при повышенных температурах. Изменение условий термовытяжки позволяет получать ориентированный полимер с разной структурой и, следовательно, с разными физическими свойствами. Деформационно-прочностные свойства ориентированных аморфных полимеров в основном определяются степенью молекулярной ориентации. Как было показано ранее [1, 2], молекулярная масса полимера в диапазоне до 10^6 не влияет прямо на механические свойства изотропных и ориентированных образцов, но она оказывает существенное влияние на процессы термовытяжки, регулируя образование соответствующей структуры полимера. На основании имеющихся в литературе данных нельзя сказать, как будут изменяться физико-механические свойства и структура ориентированных аморфных полимеров в области ММ порядка 10^7 . Изучению этого вопроса на примере аморфного ПС с молекулярной массой, изменяющейся от $1,4 \cdot 10^5$ до $18 \cdot 10^6$, и посвящена наша работа.

Исследовали образцы пленок, отлитых из 2%-ного раствора полимера в толуоле и подвергнутых одностороннему растяжению в температурном интервале от 100 до 200°. Физико-механические испытания проводили на приборе Рудакова УМИВ-3 [3]. Основные показатели механических свойств полимера в исходном и ориентированном состояниях (разрывные прочность σ_r и удлинение ε_r , а также модуль упругости E) вычисляли из диаграмм растяжения. Погрешность в определении силы и деформации не превышала 1%. Прочность образцов определяли также при температуре жидкого азота, чтобы исключить влияние возможной дополнительной ориентации при растяжении. Изучение долговременной прочности высокомолекулярного ПС в неориентированном и ориентированном состояниях проводили по известной методике [4]. Степень молекулярной ориентации оценивали из данных ИК-дихроизма по величине $\cos^2 \theta$ (θ — угол между осью макромолекулы и направлением вытяжки). ИК-спектры снимали на спектрофотометре DS-403G для полосы поглощения 2850 см^{-1} , соответствующей симметричным валентным колебаниям CH_2 -групп основной цепи молекулы ПС.

В первом сообщении [5], посвященном описанию ориентационного поведения высокомолекулярного ПС ($M > 10^6$), указывалось на различный характер зависимостей факторов ориентации от параметров термовытяжки (λ и $T_{выт}$) и от ММ полимера в области малых ($\lambda < 4$) и больших сте-

ценей вытяжки. Это различие связывалось с участием в процессе ориентации различных структурных элементов и объяснялось в рамках двухфазной модели строения аморфного полимера, предложенной Йехом [6]. Приводимые ниже экспериментальные данные по изучению физико-механических свойств высокомолекулярного ПС в ориентированном состоянии являются, хотя и косвенным, подтверждением наличия в аморфном полимере упорядоченных микрообластей (доменов) и «свободных» сегментов, находящихся в неупорядоченной междоменной области.

На рис. 1 приведены зависимости разрывной прочности пленок ПС от степени ориентации и от средневязкостной молекулярной массы в диапазоне от $1,4 \cdot 10^5$ до $18 \cdot 10^6$. Как видно, прочность на разрыв образцов возрастает со степенью ориентации, причем точки, соответствующие образцам ПС, ориентированным в широком диапазоне температур, в пределах погрешности ложатся на одну прямую. Прочность изотропных образцов (рис. 1, б, кривая 1) практически не зависит от ММ во всем исследуемом интервале, а для ориентированных в одинаковых условиях образцов наблюдается увеличение σ_p с возрастанием ММ полимера (рис. 1, б, кривая 2). Сильно ориентированные образцы высокомолекулярного ПС ($M \sim 10^7$) имеют прочность порядка 40 кГ/мм^2 . В табл. 1 собраны основные физико-механические показатели σ_p , ε_p , E для образцов ПС различной ММ и разной степени вытяжки. С ростом ММ и степени ориентации разрывная прочность и начальный модуль упругости значительно возрастают. Сильно ориентированные образцы высокомолекулярного ПС отличаются также большими разрывными удлинениями, достигающими 30–40 %. Ниже температуры стекловидования T_g ориентированный ПС с $M > 10^6$ претерпевает уже не хрупкий разрыв, а обладает вынужденной эластичностью. В табл. 1 также представлено отношение разрывной прочности к упругому модулю σ_p/E , которое независимо от степени вытяжки и ММ исследуемых образцов лежит в пределах 0,01–0,03. Как известно [7], для твердых тел существует следующая приближенная зависимость между прочностью и модулем упругости: $\sigma/E = (0,07–0,13)$. Для большинства текстильных волокон величина отношения σ/E лежит между 0,025 и 0,05 [8]. Как видно, полученные нами значения σ/E оказались ближе к величинам, характеризующим такие сильно ориентированные системы, как волокна. Для ориентированных пленок высокомолекулярного ПС ($M \sim 10^7$) модуль упругости в результате ориентации увеличивается в несколько раз, тогда как по данным работы [9] для аморфных полимеров с ММ порядка сотен тысяч это увеличение составляет всего 20–30 %.

Сильно ориентированные образцы аморфного ПС с молекулярной массой, изменяющейся в пределах $(4–18) \cdot 10^6$, имеют одинаковую морфологию. На это указывают общий для всех сильно вытянутых образцов вид диаграмм растяжения и изометрического нагрева, а также данные рентгеновского анализа. Поэтому в данном случае можно воспользоваться методом, предложенным в работе [10] для анализа структуры сильно ориен-

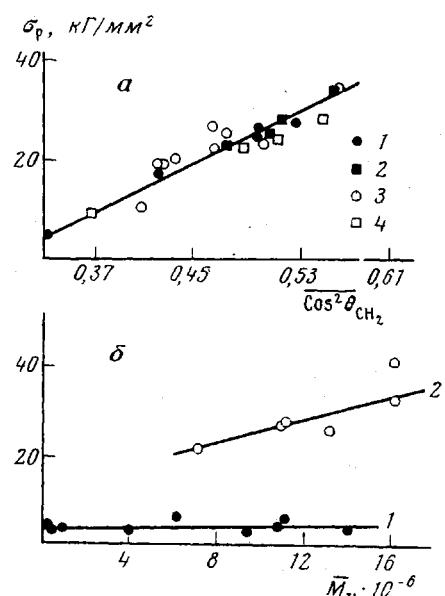


Рис. 1. Зависимость прочности от степени ориентации (а) и молекулярной массы (б) образцов ПС при -196°

а: $M_n = 13 \cdot 10^6$, $T_{выт} = 100$ (1), 120 (2), 135 (3), 160° (4); б: 1 — изотропные, 2 — ориентированные образцы

Таблица 1

Механические свойства ориентированного ПС разной молекулярной массы
($T=25^\circ$)

λ	$T_{\text{вып.}}, ^\circ\text{C}$	$\bar{M}_v \cdot 10^{-4}$											
		0,4				0,7				6,8			
		$\sigma_p, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	$\varepsilon_p, \%$	$E, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	σ/E	$\sigma_p, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	$\varepsilon_p, \%$	$E, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	σ/E	$\sigma_p, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	$\varepsilon_p, \%$	$E, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	σ/E
1	130	1,3	1,3	42	0,03	2,7	1,6	236	0,01	—	—	—	—
2		—	—	—	—	3,3	2,0	215	0,01	2,4	8,0	247	0,01
3		—	—	—	—	3,4	3,6	257	0,01	3,2	4,4	204	0,02
4		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
5		—	—	—	—	4,8	5,5	212	0,02	—	—	—	—
6		—	—	—	—	—	—	—	—	8,6	55,0	279	0,03
8		—	—	—	—	2,8	3,2	258	0,01	11,7	34,0	352	0,03
10		3,9	3,6	219	0,02	4,2	3,0	272	0,01	12,6	24,6	377	0,03
11		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
2	150	—	—	—	—	4,1	1,8	259	0,02	—	—	—	—
4		4,2	2,5	235	0,02	2,2	1,6	194	0,01	—	—	—	—
6		—	—	—	—	4,2	6,2	281	0,02	—	—	—	—
8		4,3	2,3	203	0,02	4,5	6,7	260	0,02	—	—	—	—
10		5,2	2,4	263	0,02	2,6	3,4	237	0,01	—	—	—	—
12		4,7	3,3	292	0,02	—	—	—	—	—	—	—	—

Таблица 1 (окончание)

λ	$T_{\text{вып.}}, ^\circ\text{C}$	$\bar{M}_v \cdot 10^{-4}$											
		11				16				18			
		$\sigma_p, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	$\varepsilon_p, \%$	$E, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	σ/E	$\sigma_p, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	$\varepsilon_p, \%$	$E, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	σ/E	$\sigma_p, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	$\varepsilon_p, \%$	$E, \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$	σ/E
1	130	2,8	2,0	167	0,02	—	—	—	—	4,8	2,1	420	0,01
2		3,7	2,9	254	0,01	—	—	—	—	—	—	—	—
3		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
4		3,1	26,8	254	0,01	5,0	54,0	320	0,02	—	—	—	—
5		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
6		4,7	51,2	239	0,02	8,7	32,0	446	0,02	—	—	—	—
8		10,5	37,0	340	0,03	13,8	25,0	433	0,03	—	—	—	—
10		12,2	26,0	379	0,03	17,2	21,9	492	0,03	—	—	—	—
11		—	—	—	—	21,8	18,6	530	0,04	—	—	—	—
2	150	4,0	2,6	215	0,02	—	—	—	—	8,2	16,4	344	0,02
4		—	—	—	—	—	—	—	—	7,4	51,5	425	0,02
6		—	—	—	—	—	—	—	—	8,6	36,4	372	0,02
8		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
10		—	—	—	—	—	—	—	—	8,5	26,6	255	0,03
12		13,5	27,0	445	0,03	—	—	—	—	26,0	9,8	1210	0,02

тированных полимерных систем на основании данных об их механическом поведении. Для решения этой задачи применяли соотношения, известные для двухфазных систем и связывающие свойство всей системы P_c (модуль или прочность) со свойствами P_A и P_B соответствующих фаз А и Б следующим образом:

$$P_c = \beta \varphi_A P_A + (1 - \varphi_A) P_B$$

В этом уравнении φ_A — объемная доля фазы А, β — коэффициент эффективности структуры в передаче свойства фазы А свойству всей систе-

мы. Если вычислять β , используя данные по модулю и прочности сильно ориентированных образцов ПС при допущении, что свойства диспергированной «фазы» являются свойствами более упорядоченных и более плотных микрообластей (доменов), то мы получим для фактора эффективности по модулю β_E значения, близкие к единице, а по прочности β_σ — значения 0,07–0,13 (табл. 2). Такие результаты характерны для структур,

Таблица 2
Значение β_E и β_σ для сильно ориентированных пленок ПС разных ММ

$M \cdot 10^{-6}$	$\cos^2 \theta$	σ_{kp} , $\kappa\text{Г/мм}^2$	E , $\kappa\text{Г/мм}^2$	β_E	β_σ
7	0,540	13,9	570	0,95	0,07
11	0,520	12,2	402	0,56	0,06
16	0,523	17,4	530	0,74	0,08
18	—	26,0	1210	1,68	0,13

которые состоят из матрицы более низкой плотности, в которую вкрашены более плотные образования таким образом, что это проявляется в лучшей передаче модуля и в худшей передаче прочности. Следовательно, значительный вклад в прочность вносит матрица с более низкой плотностью (междоменные области), которая состоит из молекул с достаточно выпрямленными цепями. Правильность представлений о строении междоменных областей подтверждается данными по линейному возрастанию прочности с увеличением ММ полимера. Полученная зависимость изменения прочности с изменением молекулярной массы согласуется с результатами вычислений на основе идеализированной модели полимера, в которой предполагается, что все молекулы вместе с концевыми цепями выпрямлены [10].

Наличие упорядоченных больших структур, улучшение их упаковки в результате ориентации и вызванное этим увеличение вандерваальсова взаимодействия между ними объясняет значительное увеличение модуля упругости высокомолекулярного ориентированного ПС.

Существование доменов и междоменных неупорядоченных областей подтверждается также результатами обработки диаграмм растяжения ориентированных образцов ПС, которые по форме напоминают диаграммы растяжения кристаллических полимеров. Недавно рентгеновским методом было показано [11], что каждый участок кривой σ — ϵ связан с участием в деформационном процессе разных морфологических элементов. Очевидно, форма диаграммы растяжения ориентированного ПС с $M \sim 10^7$ тоже обусловлена деформированием различных структурных элементов, отличающихся временами релаксации. Время молекулярной релаксации по уравнению Александрова — Лазуркина равно: $\tau = \tau_0 \exp(U - a\sigma/kT)$, где a имеет размерность объема кинетической единицы. Объем элементов, участвующих в процессе растяжения и релаксации, можно определить из температурной зависимости «критического» напряжения, т. е. того напряжения, начиная с которого наклон кривой на диаграммах уменьшается. Эта зависимость показана на рис. 2 и состоит она из двух прямолинейных участков с резко различающимися наклонами; перегиб наблюдается в области T_c . Из наклонов низко- и высокотемпературной ветвей можно оце-

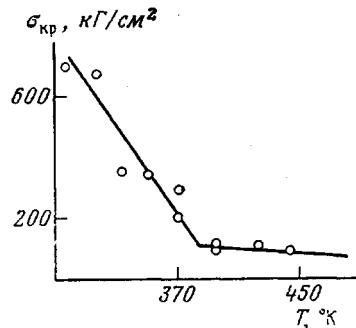


Рис. 2. Зависимость «критического» напряжения от температуры для ориентированного ($\Lambda=12$) ПС с $M=11 \cdot 10^6$

нить величины соответствующих объемов кинетических единиц по следующему уравнению [12]: $d\sigma/dT = -\frac{2,3k}{a} / \lg(\tau/A)$, считая, что τ — время

до разрыва образца — в наших опытах равнялось 10^2 сек., а постоянная $A=10^{-12}$ сек. Для низкотемпературной ветви a получилось равным $0,6 \cdot 10^{-21} \text{ см}^3$, что по порядку величины совпадает с объемом сегмента, который для молекулы ПС равен $2,4 \cdot 10^{-21} \text{ см}^3$. Наклон высокотемпературной ветви для соответствующей величины, которую обозначим b , дает значение $1 \cdot 10^{-20} \text{ см}^3$. Величина постоянной b говорит о том, что в процессе растяжения принимают участие и другие кинетические единицы в виде

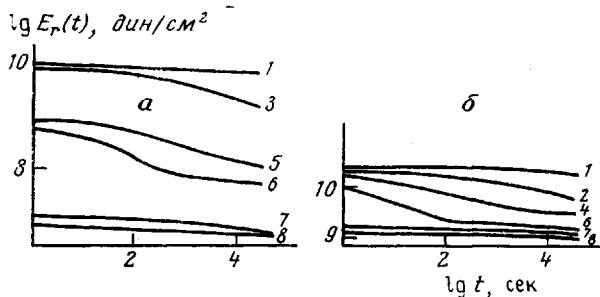


Рис. 3. Зависимость релаксационного модуля от времени для исходного (а) и ориентированного ($\lambda=9$) ПС (б) с $M=11 \cdot 10^6$. Температура опыта $T=25$ (1), 40 (2), 59 (3), 60 (4), 75 (5), 80 (6), 90 (7) и 100° (8)

упорядоченных микроблоков. По данным Йеха [13], средний размер упорядоченного домена в ПС составляет 27 \AA , объем его равен $1,9 \cdot 10^{-20} \text{ см}^3$, что довольно хорошо согласуется с полученным нами значением для постоянной b .

На наличие структурных элементов с большими временами релаксации указывают и данные по изменению релаксационного модуля высокомолекулярного ПС в изотропном и ориентированном состояниях. Для исходного образца заметное изменение модуля наблюдается только в переходной области, а для ориентированного ПС релаксационный модуль практически не изменяется в широком диапазоне температур и времен (рис. 3). Но зависимость фактора смещения от температуры для обобщенной кривой $\lg E_r=f(\lg t)$ для всех образцов описывается одним уравнением с энергией активации 87 ккал/моль . Это значение находится в согласии с данными Шишкина и Милагина [14] и указывает на то, что основной кинетической единицей релаксационного процесса высокомолекулярного ПС в высокоэластическом состоянии является сегмент макромолекулы. Одно значение энергии активации процесса релаксации для макромолекул в междоменной области и для упорядоченных доменов свидетельствует о том, что тепловое движение доменов осуществляется путем отщепления и присоединения к ним «свободных» цепей.

Совокупность опытных данных по изучению процессов деформации и разрушения сильно ориентированных образцов высокомолекулярного ПС подтверждает высказанное нами ранее [5] предположение о создании фибриллярной структуры при больших степенях вытяжки аморфного ПС с $M>10^6$. Вид диаграмм растяжения образцов ПС с большой степенью предварительной ориентации, величина отношения σ/E , абсолютное значение модуля в направлении ориентации и сам характер разрушения сильно вытянутого аморфного полимера с $M \sim 10^7$ аналогичны наблюдениям в волокнистых кристаллизующихся материалах, где эти закономерности объясняются на основе структурной модели надмолекулярной организации, состоящей из микрофибрилл [15]. Микрофибриллы могут объединяться в фибриллы, мало отличающиеся друг от друга по степени вытяжки и ориентации. Граница между фибриллами оказывается более слабой, чем между микрофибриллами, она допускает сдвиговое смещение, и поэтому фибриллы можно относительно легко переместить вдоль оси. Этим обстоятельст-

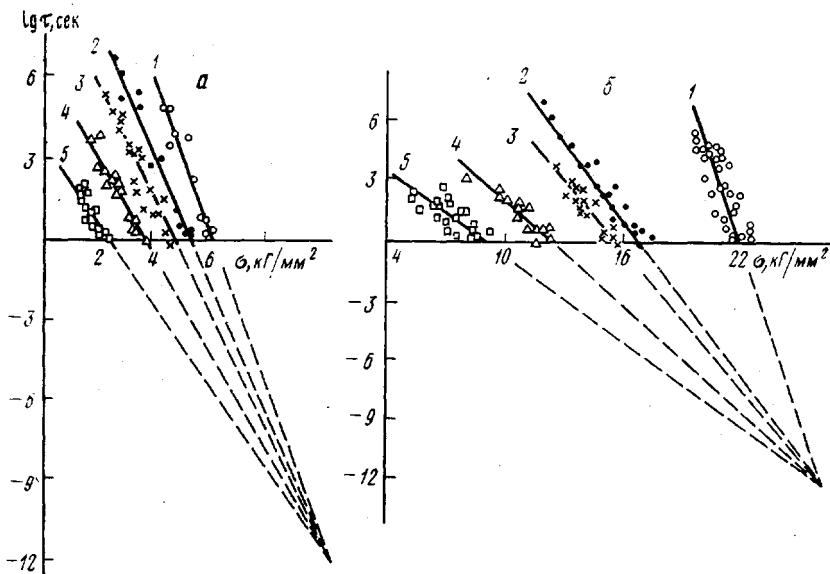


Рис. 4. Зависимость логарифма долговечности от напряжения для изотропного (а) и ориентированного ($\lambda=10$) (б) ПС с $M=11 \cdot 10^6$. $T=-196$ (1), 25 (2), 49 (3), 80 (4), 100° (5)

вом, вероятно, объясняются заметные разрывные удлинения сильно ориентированных образцов ПС при температурах ниже T_c . Граница между фибрillами разрушается легче, чем граница между микрофибрillами, вызывая появление продольных пустот, характерных для сильно вытянутых полимерных материалов. Этим обусловлено и иногда наблюдаемое у сильно вытянутых пленок высокомолекулярного ПС продольное расщепление и ступенчатое падение напряжения на диаграммах растяжения.

Микрофибрillярная модель легко объясняет высокие значения модуля и прочности ориентированных пленок в направлении вытяжки как следствие высокой осевой прочности микрофибрill. Осевой упругий модуль волокнистого материала может быть описан простой моделью Такаянаги [16], которая рассматривает структурный элемент, состоящий из кристаллического блока, последовательно соединенного с аморфным слоем. Уравнение для модуля в такой модели имеет вид

$$E = \left(\frac{\Phi}{\lambda E_a + (1 - \lambda) E_{kp}} + \frac{1 - \Phi}{E_{kp}} \right)^{-1},$$

где $\lambda\varphi = V_a$ — объемная доля аморфной фазы. Если допустить, что в микрофибрилле аморфного полимера роль кристаллического блока играет упорядоченный домен, модуль которого по рентгеновским данным имеет значение 1200 кГ/мм^2 , а модуль аморфной фазы 100 кГ/мм^2 , и принять $V_a=0,5$, то по уравнению Такаянаги мы получим для модуля значение $\sim 560 \text{ кГ/мм}^2$, очень близкое к полученным нами экспериментальным значениям упругого модуля сильно ориентированных пленок высокомолекулярного ПС (табл. 1).

Об изменении структуры полимера в процессе термовытяжки можно судить по изменению структурно-чувствительного коэффициента γ в формуле Журкова. Как известно, γ в отличие от τ_0 и U_0 определяется структурой материала и зависит от таких факторов, как ориентация и ММ полимера. Результаты изучения долговечности высокомолекулярного ПС в изотропном и ориентированном состояниях в широком диапазоне температур и напряжений показаны на рис. 4. Зависимость логарифма дол-

Таблица 3

Значения γ и q ориентированного ПС разной ММ
($V_A = 1,9 \cdot 10^{-23} \text{ см}^3$)

λ	$M = 6,8 \cdot 10^6$		$M = 11 \cdot 10^6$		$M = 13 \cdot 10^6$		$M = 16 \cdot 10^6$	
	$\gamma, \text{ ккал} \cdot \text{мм}^2$ моль $\cdot \text{кГ}$	q	$\gamma, \text{ ккал} \cdot \text{мм}^2$ моль $\cdot \text{кГ}$	q	$\gamma, \text{ ккал} \cdot \text{мм}^2$ моль $\cdot \text{кГ}$	q	$\gamma, \text{ ккал} \cdot \text{мм}^2$ моль $\cdot \text{кГ}$	q
1	6,9	254	5,5	203	5,8	196	—	—
2	3,3	120	2,0	74	—	—	—	—
4	2,4	88	2,7	98	2,9	107	1,6	60
5	2,1	78	1,8	68	—	—	—	—
6	1,6	61	1,7	61	1,6	59	0,9	36
8	1,4	50	1,2	43	1,2	43	0,8	27
9	1,2	46	—	—	—	—	0,7	25
10	—	—	1,0	38	1,0	38	0,65	24
11	—	—	—	—	—	—	0,61	23
12	1,0	38	0,8	31	—	—	—	—

вечности от напряжения линейна и подчиняется уравнению Журкова. Энергия активации процесса разрушения, вычисленная из этих данных, равняется 36 ккал/моль и одинакова для исходного и ориентированного ПС. В результате ориентационной вытяжки изменилась только величина γ . В табл. 3 даны значения γ и коэффициента перенапряжений $q = -\gamma/V_A$, где V_A — объем атома $\approx 1,9 \cdot 10^{-23} \text{ см}^3$ в зависимости от степени вытяжки для образцов ПС разных молекулярных масс.

Как видно из таблицы, с ростом степени вытяжки и ММ значения γ и q уменьшаются. Следовательно, при больших степенях ориентации в высокомолекулярном ПС образуется структура, которая характеризуется малым уровнем перенапряжений, и напряжения на связях распределяются более равномерно.

Итак, сравнительное изучение физико-механических свойств аморфного ПС в широком интервале ММ позволяет сделать следующие выводы. С ростом молекулярной массы полимера увеличивается его способность к ориентации. Процесс ориентации способствует реализации потенциальной возможности упорядочения полимера, что приводит в свою очередь к возрастанию его модуля упругости и прочности вдоль направления вытяжки. Данные по деформированию и релаксации напряжений высокомолекулярного ПС хорошо объясняются упорядоченной неоднородной моделью строения аморфного полимера и позволяют оценить размер упорядоченного домена. Результаты испытаний физико-механических свойств сильно ориентированного ПС с $M > 10^6$ косвенно подтверждают образование фибриллярной надмолекулярной структуры при больших степенях вытяжки.

Филиал Научно-исследовательского
физико-химического института
им. Л. Я. Карпова

Поступила в редакцию
13 XII 1977

Литература

1. Л. А. Лайус, Е. В. Кувшинский, Высокомолек. соед., 3, 215, 1961.
2. Л. А. Лайус, Е. В. Кувшинский, Механика полимеров, 1967, 579.
3. С. Л. Добрецов, В. А. Темниковский, А. И. Куриленко, Механика полимеров, 1966, 944.
4. С. Н. Журков, Э. Е. Томашевский, Ж. техн. физики, 25, 66, 1955.
5. Н. В. Ломоносова, Высокомолек. соед., Б17, 904, 1975.
6. G. S. J. Jeh, J. Macromolec. Sci., B6, 465, 1972.
7. Г. М. Бартенев, Ю. С. Зуев, Прочность и разрушение высокоэластических материалов, «Химия», 1964.
8. D. S. Prevoršek, J. Polymer Sci., 4, A-2, 63, 1966.
9. D. W. Hadley, Structure and Properties of Orient. Polymer, London, 1975, p. 290.

10. D. S. Prevoršek, *Polymer Preprints*, **10**, 1203, 1969.
 11. В. И. Герасимов, В. Д. Смирнов, Высокомолек. соед., **A18**, 1034, 1976.
 12. Г. М. Бартенев, А. М. Кучерский, Высокомолек. соед., **A12**, 794, 1970.
 13. G. S. J. Jeh, *J. Macromolec. Sci.*, **B6**, 452, 1972.
 14. Н. И. Шишков, М. Ф. Милагин, А. Д. Габараева, *Физика твердого тела*, **5**, 3453, 1963.
 15. A. Peterlin, *Internat. J. Fracture*, **11**, 761, 1975.
 16. M. Takayanagi, *Mem. Fac. Engng Japan Kyushu Univ.*, **23**, 3, 1963.
-

PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF ORIENTED HIGH-MOLECULAR POLYSTYRENE

Lomonosova N. V.

Summary

The physical-mechanical properties of amorphous PS in the isotropic and oriented states have been investigated in the range of molecular masses $(0.4-18) \cdot 10^6$. It is shown that rigidity and elasticity modulus considerably increase along with the growth of molecular mass and degree of orientation. The processes of deformation and stress relaxation of the oriented PS can be explained by the regulated heterogeneous model of the amorphous linear polymer structure. Study of the initial and oriented high-molecular PS durability result in the conclusion orientational rigidity is related with the decrease of the structurally sensible coefficient under thermal elongation.