

УДК 541.64 : 539.2

**ВЛИЯНИЕ ВЫТЯЖКИ НА НАДМОЛЕКУЛЯРНУЮ ОРГАНИЗАЦИЮ  
ВОЛОКОН ИЗ ИЗОТАКТИЧЕСКОГО ПОЛИПРОПИЛЕНА,  
ПОЛИЭТИЛЕНА НИЗКОГО ДАВЛЕНИЯ И ПОЛИАМИДА-6**

**Б. М. Гинзбург, Е. Б. Курбанов, М. А. Мартынов,  
С. Я. Межирова, Ш. Туйчев, А. А. Хусаинов**

Ранее было показано, что с ростом степени вытяжки  $W$  волокон из поливинилового спирта (ПВС) [1–4], полиэтилентерефталата [2], полиамида-6 (ПА-6) [4], полиэтилена (ПЭ) [5], изотактического полипропилена (ИПП) [6] происходит постепенное уменьшение интенсивности  $I$  малоуглового рентгеновского рефлекса, если вытяжку волокон проводить при температурах, близких к температуре плавления полимера. В случае волокон из ИПП уменьшение роста  $I$  с ростом  $W$  наблюдалось и при более низких температурах [3, 6–8].

В настоящей работе большеугловой и малоугловой дифракции рентгеновых лучей проведено исследование изменения надмолекулярной организации (НМО) волокон из ИПП, ПЭ низкого давления (ПЭНД) и ПА-6 в зависимости от  $W$  при различных температурах.

**Экспериментальная часть**

**Материалы и методика.** Условия получения волокон из ИПП приведены в [6, 9]. Формование и вытяжку волокон из ПЭНД и ПА-6 проводили из расплава при тех же условиях, что и волокон из ИПП серии В [6]. Отметим лишь, что вытяжку волокон проводили при контактном способе обогрева, на «утюге» длиной 4,3 м при 20, 100 и 165° — для ИПП, 50, 80 и 100° — для ПЭНД и 20, 100 и 200° — для ПА-6. Эксперименты проводили на установках УРС-50ИМ, УРС-50И и КРМ-1 и самодельных камерах для получения фоторентгенограмм. Методические детали, в основном, приведены в [2–4; 9–10]. Использовали Си  $K_{\alpha}$ -излучение, фильтрованное Ni.

**Результаты и их обсуждение**

**Рассеяние под малыми углами.** Распределение интенсивности малоуглового рассеяния для некоторых исследованных серий волокон приведены на рис. 1. На рис. 2 представлены зависимости интенсивности в максимуме малоуглового рефлекса  $I_{\max}$  (после отделения его от диффузного рассеяния) от величины  $W$ .

Как уже отмечалось в [6], в случае волокон из ИПП для высоких температур вытяжки ( $T_b$ ) с увеличением  $W$  иногда наблюдается сначала рост  $I_{\max}$ , а затем уже монотонное падение. Аналогичные зависимости наблюдаются для волокон из ПА-6 и для волокон из ПВС [4, 11]. Волокна из ПЭНД, которыми мы располагали, были вытянуты достаточно сильно и возрастающей части кривой  $I_{\max}(W)$  для них не наблюдалось (рис. 2, б). Начальный рост  $I_{\max}$  может объясняться [6]: 1) улучшением ориентации фибрилл, что ведет к сужению дуги рефлекса (рис. 3) (см. вклейку к стр. 1257); 2) разрушением остатков исходной структуры, образовавшейся при формировании (например, сферолитов [6, 9]) и переходом их в новый тип структуры.

*К статье Л. З. Роговиной и др.*

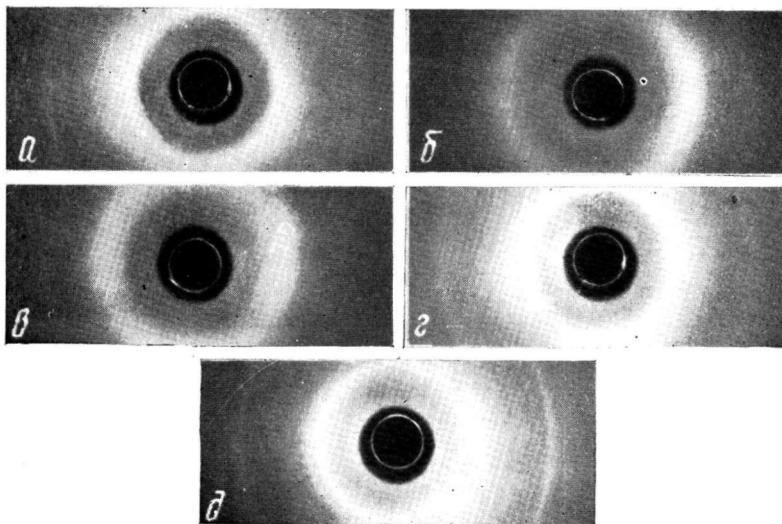


Рис. 3. Рентгенограммы 20%-ных студней ПВС в формамиде (растворение при  $110^\circ$ ) ( $\alpha$ ), формамиде (растворение при  $130^\circ$ ) ( $\beta$ ), N-метилпирролидоне ( $\gamma$ ) и смеси вода — глицерин (40 : 60) ( $\varepsilon$ ); для сравнения приведена рентгенограмма сухого ПВС ( $\delta$ )

*К статье Б. М. Гинзбурга и др., к стр. 1407*

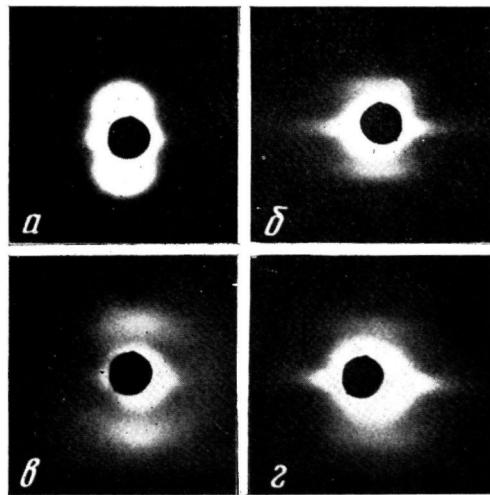


Рис. 3. Малоугловые рентгенограммы волокон из ИПН:  
 $\alpha, \delta = 165^\circ$ ,  $\varepsilon, \gamma = 100^\circ$ ;  $W = 200$  ( $\alpha, \varepsilon$ );  $800$  ( $\delta$ )  
и  $720\%$  ( $\gamma$ )

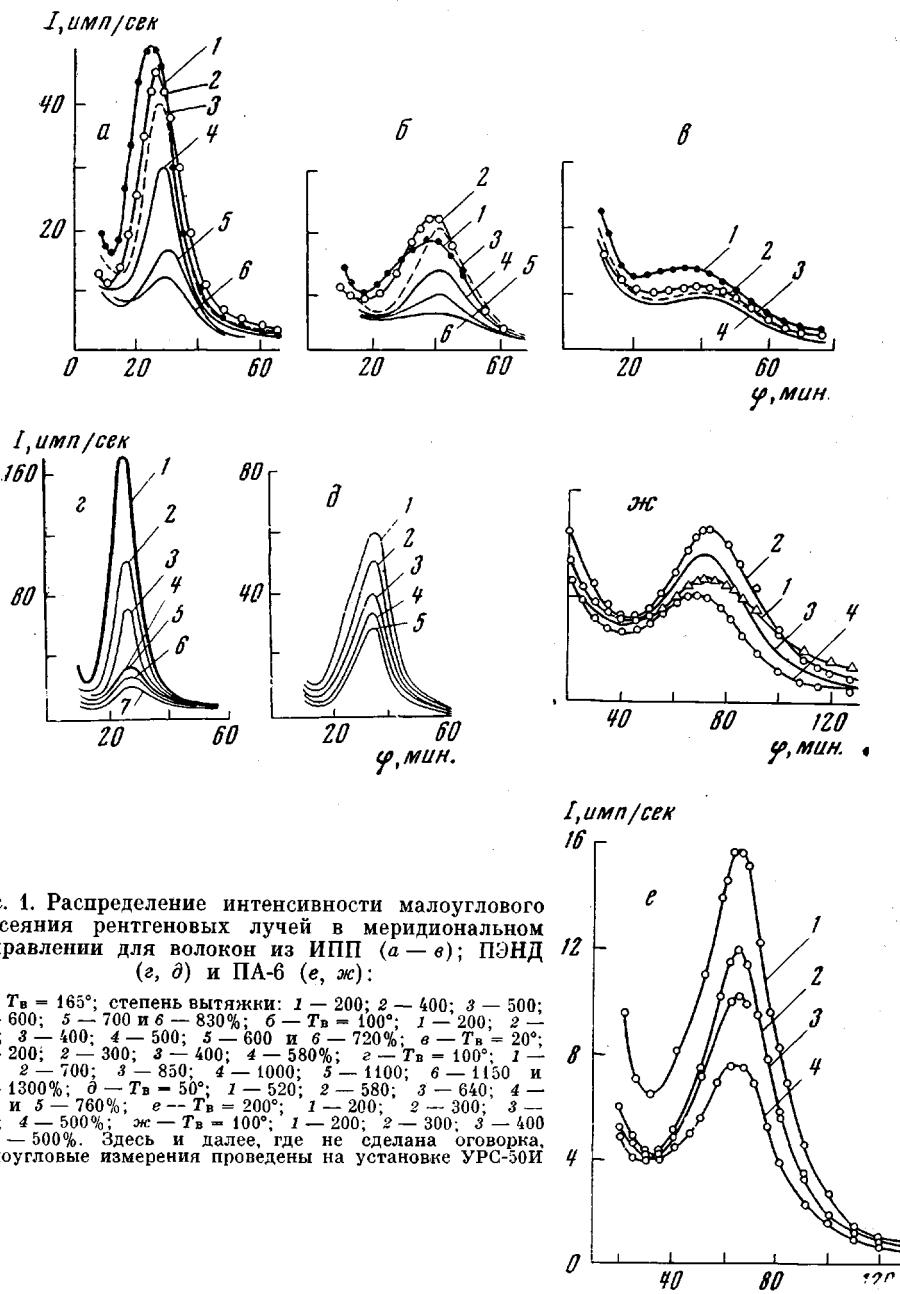


Рис. 1. Распределение интенсивности малоуглового рассеяния рентгеновых лучей в меридиональном направлении для волокон из ИПП (а – е); ПЭНД (з, д) и ПА-б (ж, к):

а —  $T_b = 165^\circ$ ; степень вытяжки: 1 — 200; 2 — 400; 3 — 500; 4 — 600; 5 — 700 и 6 — 830%; б —  $T_b = 100^\circ$ ; 1 — 200; 2 — 300; 3 — 400; 4 — 500; 5 — 600 и 6 — 720%; в —  $T_b = 20^\circ$ ; 1 — 200; 2 — 300; 3 — 400; 4 — 580%; г —  $T_b = 100^\circ$ ; 1 — 550; 2 — 700; 3 — 850; 4 — 1000; 5 — 1100; 6 — 1150 и 7 — 1300%; д —  $T_b = 50^\circ$ ; 1 — 520; 2 — 580; 3 — 640; 4 — 700 и 5 — 760%; е —  $T_b = 200^\circ$ ; 1 — 200; 2 — 300; 3 — 400; 4 — 500%; ж —  $T_b = 100^\circ$ ; 1 — 200; 2 — 300; 3 — 400 и 4 — 500%. Здесь и далее, где не сделана оговорка, малоугловые измерения проведены на установке УРС-30И

По-видимому, первая причина характерна для высоких  $T_b$  и соответствует схеме изменения рентгенограмм, предложенной Самуэльсом (рис. 4, а) [12]. Вторая причина в большей мере может быть характерна для низких  $T_b$  и соответствует схеме, предложенной, например, в работах Слуцкера с сотр. [13] (рис. 4, б). Так как уже исходные волокна дают малоугловую текстур-рентгенограмму, то не удается четко наблюдать различия в рентгенограммах при низких и высоких  $T_b$ .

Некоторое подтверждение высказанных соображений можно, однако, почерпнуть из рассмотрения зависимости радиальной ширины малоуглового рефлекса  $\Delta\phi$  от  $W$  при ионизационных измерениях со щелевой коллимацией. При высоких температурах  $\Delta\phi$  с ростом  $W$  сначала падает

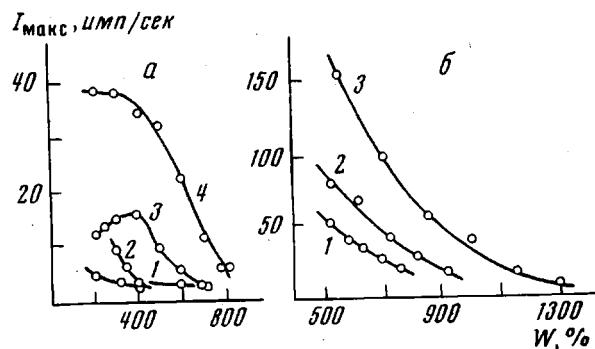


Рис. 2. Зависимости  $I_{\max}(W)$  для волокон из ИПП (а) и ПЭНД (б):

а: 1 — 20; 2 — 60; 3 — 100 и 4 — 165° (кривая 2 относится к волокнам с другой, но близкой структурой исходных волокон); б: 1 — 50; 2 — 80; 3 — 100°

(рис. 5), а затем остается практически неизменным. Начальное падение  $\Delta\varphi$  легко объяснить, если учесть влияние щелевой коллимации в случае дугообразного рефлекса (рис. 6, а). Когда рефлекс по форме приближается к штриху, влияние щелевой коллимации не приводит к изменениям  $\Delta\varphi$ . Падение  $\Delta\varphi$  происходит как раз при тех значениях  $W$ , при которых наблюдается рост интенсивности в максимуме  $I_{\max}$ ; интегральная интенсивность рефлекса также возрастает.

Рис. 4. Схемы изменения малоугловых рентгенограмм при высокотемпературной (а) [12] и низкотемпературной (б) [13] вытяжке

Рис. 5. Зависимость большого периода  $d$  и ширины малоуглового рефлекса  $\Delta\varphi$  от степени вытяжки волокон из ИПП

Температура вытяжки 20 (1), 60 (2), 100 (3) и 165° (4)

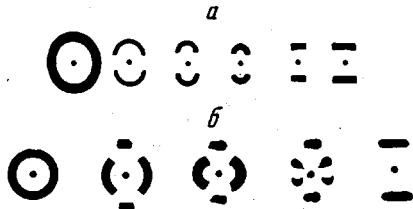


Рис. 4

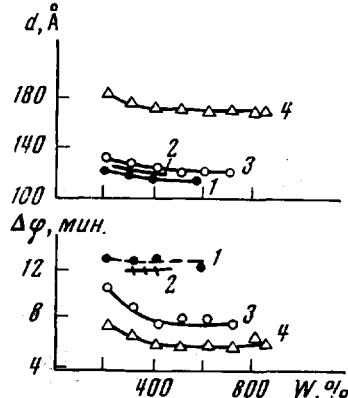


Рис. 5

В случае волокон из ИПП при тех же  $W$  (если  $T_v \geq 140^\circ$ ) наблюдается два малоугловых рефлекса (рис. 7). Доказательством того, что второй рефлекс не связан с остатками исходной структуры, является пропорциональное изменение  $I$  обоих рефлексов с ростом  $W$ . Интересно отметить, что при упругом деформировании волокон, дающих два рефлекса, происходит различное изменение их интенсивности; первый рефлекс усиливается в  $\sim 1,5$  раза, тогда как второй почти не усиливается. Отмеченное явление легко объясняется влиянием множителя  $\sin^2(mLK)$  (где  $m$  — порядок отражения,  $K$  — доля кристаллита в большом периоде), входящего в выражение для интенсивности рассеяния от периодической фибрillы, что было отмечено в [13]. При низких  $T_v$  щелевая коллимация не влияет на величину  $\Delta\varphi$  (ср. рис. 5 и 6, б). Повышенная величина большого периода на начальных стадиях вытяжки при высоких  $T_v$  (рис. 5) может

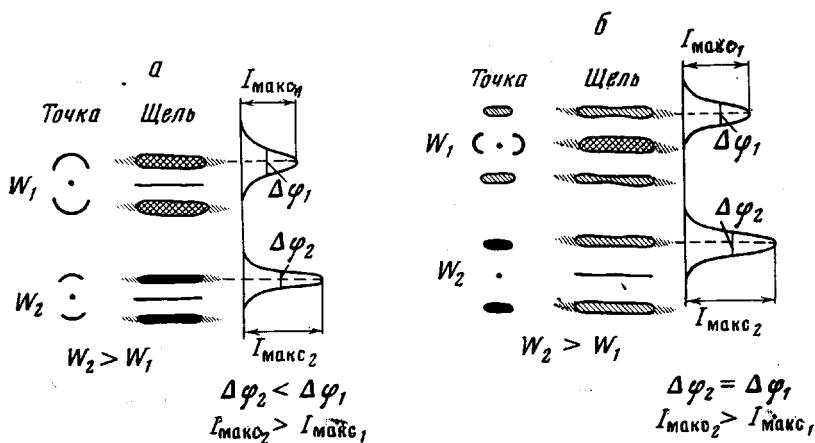


Рис. 6. Схема, поясняющая влияние щелевой коллимации на ширину измеряемого распределения интенсивности при высокотемпературной (а) и низкотемпературной вытяжке (б)

быть артефактом, связанным с увеличением коллимационных искажений при переходе от штриховой формы рефлексов к кольцевой или дуговой.

Описанные результаты согласуются с представлениями о том, что на первых этапах высокотемпературной вытяжки значительную роль играет процесс ориентации фибрилл вдоль направления растяжения [12]. Разворот фибрилл, очевидно, из-за уменьшения вязкости системы должен заканчиваться тем раньше (при меньших  $W$ ), чем выше  $T_b$ .

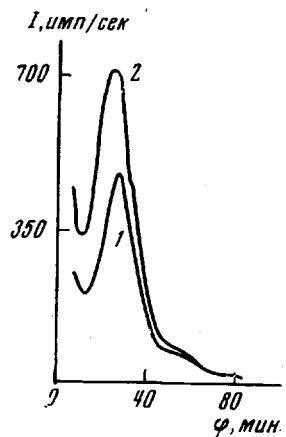


Рис. 7. Влияние упругой деформации на интенсивность двух малоугловых рефлексов (КРМ-1) для образца из ИПП ( $T_b = 165^\circ$ ,  $W = 200\%$ ) при  $\varepsilon = 0$  (1) и  $5\%$  (2)

данных о деформации сферолитов [14].  $I_{\max}$  при низких  $T_b$  не проходит через максимум, а лишь слегка уменьшается, асимптотически приближаясь к некоторой постоянной величине.

Положение области перехода от низкотемпературного к высокотемпературному механизму деформации зависит от скорости деформации волокон и определяется релаксационными свойствами соответствующих структурных элементов — фибрилл или кристаллитов. В свою очередь, эти свойства во многом определяются величиной и внутренней упорядоченностью фибрилл и кристаллитов, а значит, и температурой кристаллизации

Действительно, в тех случаях, когда число экспериментальных точек достаточно велико (рис. 2), при увеличении  $T_b$  можно наблюдать тенденцию сдвига максимума кривых (при  $W = W_{\max}$ ) в сторону меньших значений  $W$ . Аналогичное явление наблюдали на волокнах из ПВС в [1]. Поскольку процесс ориентации фибрилл приводит к росту  $I_{\max}$ , то при  $W < W_{\max}$ , преимущественную роль играет, очевидно, именно этот процесс. Дальнейшее увеличение  $W$ , по-видимому, приводит к превалированию процессов перестройки, в результате которых происходит увеличение плотности аморфных участков.

Понижение  $T_b$  может привести, однако, к тому, что заметный поворот фибрилл и кристаллитов станет настолько затруднительным, что уже при малых  $W$  легче происходит их разрушение с последующей рекристаллизацией. Аналогичные заключения можно сделать из рассмотрения электронно-микроскопических

**Некоторые структурные характеристики волокон**

T <sub>b</sub> , °C	W, %	φ <sub>макс</sub>	ΔΦ	d	C <sub>c</sub>	C <sub>T</sub>	a <sub>c</sub>	a <sub>T</sub>	H <sub>K</sub>	L <sub>K</sub>	D
		УГЛ. МИН.	ангстремы								
<b>Изотактический полипропилен</b>											
Исходное волокно											
20	—	43	19	120	130	108	85	67	—	135	—
	200	39	21	135	150	120	83	68	—	135	—
	300	44	22	117	128	103	68	60	—	122	—
	400	44	19	117	124	106	82	68	—	99	—
	580	44	19	117	124	106	82	68	—	72	—
165	200	29	14	183	198	165	127	100	70	160	165
	300	29	13	183	198	165	127	104	70	160	—
	400	30	10	177	188	165	125	114	70	138	—
	500	30	12	177	191	161	131	105	70	129	—
	600	30	10	177	190	170	139	117	70	122	—
	700	30	11	177	190	163	135	109	70	97	—
	800	30	13	177	191	160	128	102	70	97	—
	830	30	13	177	191	160	128	102	70	91	110
<b>Полиэтилен низкого давления</b>											
50	520	36	16	143	154	129	100	81	{	90	115
	580	36	15	143	159	134	106	85		96	—
	640	35	18	152	165	135	102	81		96	—
	700	35	18	152	165	135	104	82		81	—
	760	35	17	152	165	137	105	85	{	62	80
100	550	28	11	187	202	170	131	110	{	108	120
	700	29	12	182	197	165	134	107		96	—
	850	29	11	182	197	170	138	112		92	—
	1000	30	13	177	191	159	138	104		78	—
	1150	30	12	177	191	161	130	105		—	—
	1300	30	12	177	191	161	130	105		62	90
<b>Полиамид-6</b>											
20	200	75	38	68	74	60	41	36	50	30	—
	300	75	38	68	74	60	41	36	—	—	—
	400	80	40	64	70	57	44	35	50	30	—
200	200	63	28	80	86	72	57	46	50	45	—
	300	63	28	80	86	72	57	46	—	—	—
	400	63	30	80	86	72	57	44	—	—	—
	500	63	29	80	86	72	57	45	55	45	—

**О бозначениях:** d — большой период, вычисленный по формуле Брэгга; C и a — соответственно большой период и продольный размер кристаллита, вычисленный по методике Цванкина [16] по данным малоугловых измерений (индексы с и г означают принятие случайной и гауссовой статистики распределения кристаллитов вдоль фибрillы); H<sub>K</sub> и L<sub>K</sub>, соответственно, продольный и поперечный размеры кристаллитов, вычисленные по большему угловым рефлексам; D — поперечный размер фибрillы.

ции ( $T_{kp}$ ). Если  $T_b \geq T_{kp}$ , то  $I_{\max}(W)$  проходит через максимум; если же  $T_b < T_{kp}$ , то  $I_{\max}(W)$  монотонно падает, что в значительной мере (кроме уплотнения аморфных участков) может быть связано с ухудшением внутреннего совершенства кристаллов и уменьшением средней плотности кристаллических участков в фибрillах. В пределе, если ориентационная вытяжка проводится при температурах ниже  $T_c$ , кристаллиты могут полностью разрушиться, и система будет представлять собой аморфную тексттуру [15]. Необходимо, однако, помнить, что даже при  $T_b = T_{kp}$  может происходить некоторое ухудшение кристаллической структуры с ростом W (или вообще при вытяжке по сравнению с кристаллизацией в статических условиях), так как при этом обычно увеличивается и скорость вытяжки.

После перехода через максимум  $I_{\max}$  (перехода к высокоориентированной фибрillярной структуре) механизмы дальнейших перестроек качественно не отличаются для всех  $T_v$ . Действительно, при высоких  $T_v$  и значительно удаленных от точки плавления очень мало изменяются параметры НМО, определяющие  $I$ , за исключением плотности аморфных участков (таблица).

С ростом  $W$  малоугловые рефлексы расширяются вдоль слоевых линий [7, 8, 10], что можно трактовать как уменьшение минимальных поперечных размеров фибрill [17].

В таблице приведены результаты оценки поперечных размеров фибрill  $D$  для некоторых волокон, полученные различными способами, описанными в [10]\*. Погрешность в определении  $D$  составляет  $\pm 10\%$ . Наблюдаемые изменения толщины фибрill не столь значительны, чтобы ими можно было объяснить наблюдаемые изменения  $I$ .

Результаты широкоугловых рентгеновских измерений и их сопоставление с результатами малоугловых. В таблице приведены величины продольных  $H_k$  и поперечных  $L_k$  размеров кристаллитов\*\*.

Отметим, что обработка результатов малоугловых измерений с использованием гауссовой статистики распределения кристаллитов в фибрillе приводит к лучшему совпадению величин  $H_k$  и  $a$ , чем при использовании случайного распределения.

При высоких  $T_v$  наблюдается размытие малоуглового рефлекса вдоль слоевой линии (по крайней мере, после прохождения  $I_{\max}$  через максимум). При этом радиальная ширина экваториальных рефлексов на большеугловых рентгенограммах также увеличивается.

При низких  $T_v$  малоугловые рефлексы размыты уже при самых малых  $W$  (200%)\*\*\*. При дальнейшей вытяжке размытие малоугловых рефлексов на большеугловых рентгенограммах весьма существенно. При самых больших  $W$  экваториальные рефлексы размываются настолько сильно, что определение их полуширины становится затруднительным\*\*\*\*; то же наблюдали для полипропилена в [15]. Такое размытие можно рассматривать как проявление уменьшения поперечных размеров областей когерентного рассеяния, не уточняя при этом пока, происходит ли механическое дробление кристаллитов или ухудшение в них внутренней упорядоченности. Скорее всего имеют место оба явления.

Толщина фибрill — фактор, который до сих пор не принимался во внимание при исследовании причин уменьшения  $I$ .

\* Была сделана попытка определить также величину  $D$  для волокон ИПП путем измерений рассеяния, когда рентгеновый луч направлен в торец волокон. Для этого пучок волокон набивали в тонкостенную хлорвиниловую трубку диаметром 10 мм, а затем делали поперечные срезы толщиной 1 мм. Однако ни ионизационный, ни фотографический способ регистрации не выявили каких-либо максимумов интенсивности рассеяния.

\*\* Размеры кристаллитов определяли по формуле Селякова — Шерпера. Продольные размеры определяли, исходя из полуширины рефлексов 002 для ПЭНД, 002 и 004 для ПА-6. В случае ИПП ( $T_v > 20^\circ$ ) при щелевой коллимации и съемке распределения интенсивности вдоль оси волокон, получается интенсивный пик, соответствующий рефлексам третьей слоевой линии (наиболее сильные из них — 113, 023 и 123 [18]); продольные размеры кристаллитов определяли по полуширине этого пика. Поперечные размеры кристаллитов определяли по рефлексам 200 (ПЭНД, ПА-6) и 040 с-текстуры (ИПП). Погрешность в определении размеров кристаллитов составляла  $\pm(8-10)$  Å. Эталонами служили монокристаллы кальцита и каменной соли.

\*\*\* Определить толщину фибрill в волокнах из ИПП при  $T_v = 20^\circ$  оказалось затруднительным из-за больших погрешностей, возникающих при отделении диффузного рассеяния от сравнительно слабого рефлекса.

\*\*\*\* На большеугловых фоторентгенограммах можно заметить два диффузных гало, характерных для смектической модификации ИПП. Таким образом, при больших вытяжках и низких  $T_v$  происходит переход моноклинной модификации в смектическую.

Проведенные измерения показывают, что в случае ИПП ( $T_v = 165^\circ$ ) и ПЭНД наблюдается хорошее соответствие между толщиной фибрилл и поперечными размерами кристаллитов, хотя в случае ПЭНД все же заметно некоторое превышение величины  $D$  над  $L_k$ . Следует, однако, отметить, что в принципе такой корреляции может не быть (см. также [19], где показано отсутствие корреляции при исследовании единичных кристаллов полиэтилена).

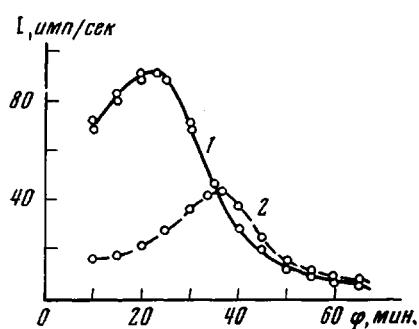


Рис. 8

Рис. 8. Кривые малоуглового рассеяния для волокон из ПЭНД:  
1 — исходное свежеформованное волокно; 2 — то же волокно, но вытянутое при комнатной температуре до состояния, близкого к предразрывному

Рис. 9. Схема изменения зависимости  $I_{\max} = f(W)$  при вариации температуры вытяжки:

I — область высоких температур ( $T_v > T_{kp}$ ); II — область низких температур ( $T_v < T_{kp}$ )

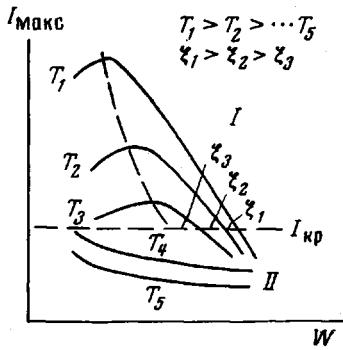


Рис. 9

Можно предположить, что в случае вытяжки при высоких  $T_v$  основной причиной уменьшения  $I_{\max}$  по-прежнему является уплотнение аморфных участков, однако оно происходит не только при температурах, близких к температуре плавления, но и при значительно более низких. Усилия, прикладываемые при этом к волокну, приводят к плавлению кристаллитов и увеличению числа проходных цепей при последующей рекристаллизации. Однако при более низких  $T_v$ , несмотря на плавление кристаллитов, подвижность цепей ограничена из-за большей локальности процессов плавления и более сильных температурных градиентов, приводящих к быстрой рекристаллизации. По-видимому, поэтому плотность аморфных участков, вплоть до предразрывных  $W$ , не достигает таких больших значений, как при высоких  $T_v$ .

Действительно, если исходные волокна из ПЭНД и ИПП растянуть при низких  $T_v$  до предразрывного состояния, то и тогда величина  $I_{\max}$  остается довольно значительной и превышает значения  $I_{\max}$  для сильно вытянутых волокон при высокой температуре (см. рис. 1, 2, 3, 4 и 8). При этом величина  $K$  практически не меняется с ростом  $W$  и является константой для данной  $T_v$ , а плотность кристаллических участков и величина  $D$ , также влияющие на  $I_{\max}$ , меняются так, что должны только повышать  $I_{\max}$  для высоких  $T_v$  по сравнению с низкими\*. Следовательно, для предельно вытянутых волокон понижение  $T_v$  приводит не только к некоторому понижению плотности кристаллитов и уменьшению поперечных размеров фибрилл, но и к понижению плотности аморфных участков. Во-первых, это может быть одной из причин понижения прочности волокон, вытянутых при низких  $T_v$ ; во-вторых, из сказанного следует,

\* С понижением  $T_v$ , как уже отмечалось, обычно происходит ухудшение кристаллического порядка вплоть до аморфизации системы. Таким образом, плотность кристаллических участков фибрилл может только уменьшаться с падением  $T_v$ .

что понижение  $T_b$  должно приводить к уменьшению скорости падения  $I_{\max}$  с ростом  $W$ , и такая закономерность действительно наблюдается.

На рис. 9 представлена схема изменений  $I_{\max}$  с ростом  $W$ . Пунктирная линия, соответствующая температуре кристаллизации, разделяет высокие и низкие температуры. Направление от верхних кривых к нижним на рисунке соответствует уменьшению  $T_b$ . В высокотемпературной области после перехода через максимум скорость изменения  $I_{\max}$  падает с понижением  $T_b$  (уменьшение угла  $\xi$ ), а положение максимума  $I_{\max}$  смещается в сторону больших  $W$ .

## Выводы

1. Улучшение ориентации фибрилл на начальных стадиях высокотемпературной вытяжки предварительно ориентированных волокон из ряда кристаллизующихся полимеров приводит к изменениям малоуглового рентгеновского рефлекса при его измерениях с применением щелевой коллимации: увеличению интегральной интенсивности и интенсивности в максимуме  $I_{\max}$  и уменьшению угловой ширины. При дальнейшей вытяжке  $I_{\max}$  проходит через максимум, а затем монотонно падает. Для исследованных волокон из изотактического полипропилена (ИПП), полиэтилена низкого давления (ПЭНД) и полiamида-6 (ПА-6) падение  $I_{\max}$  при фиксированной температуре объясняется увеличением плотности аморфных участков.

2. Скорость падения  $I_{\max}$  с увеличением степени вытяжки  $W$  падает при понижении температуры. При вытяжке ниже некоторой температуры  $T_{kp}$  (низкотемпературная вытяжка) величина  $I_{\max}$  практически не меняется в широком интервале вытяжек. Высказано предположение о том, что  $T_{kp}$  близка к средней температуре кристаллизации волокна при его формировании.

3. При высокотемпературной вытяжке ( $T_b > T_{kp}$ ) происходит уменьшение поперечных размеров фибрилл (в 1,2–1,5 раза). Изменения толщины фибрилл согласуются с изменениями поперечных размеров кристаллитов. При низких температурах толщина фибрилл практически не меняется, тогда как размеры кристаллитов заметно уменьшаются.

4. Оценка продольных размеров кристаллитов в волокнах из ИПП, ПЭНД и ПА-6 (с использованием результатов малоугловых измерений) по методике, предложенной Цванкиным, приводит к лучшему соответствуию с результатами большеугловых измерений, если считать, что распределение кристаллитов в фибрилле подчиняется гауссовой статистике.

5. Волокна из ИПП и ПЭНД, максимально вытянутые при комнатной температуре, дают более интенсивный малоугловой рефлекс, чем волокна, максимально вытянутые при температурах, близких к плавлению, что объясняется разной плотностью их аморфных участков.

Институт высокомолекулярных соединений  
АН СССР

Поступила в редакцию  
16 IX 1971

## ЛИТЕРАТУРА

1. Т. Mochizuki, J. Chem. Soc. Japan, 81, 44, 1960.
2. Б. М. Гинзбург, Ш. Туйчиев, А. Г. Повещенко, С. Я. Френкель, А. Я. Сорокин, Высокомолек. соед., A10, 1191, 1968.
3. Ш. Туйчиев, Н. Султанов, Б. М. Гинзбург, С. Я. Френкель, Высокомолек. соед., A12, 2025, 1970.
4. Б. М. Гинзбург, Ш. Туйчиев, А. А. Хусаинов, С. Я. Френкель, Синтез, структура и свойства полимеров, «Наука», 1970, стр. 465.
5. Ю. Д. Андрichenko, Т. В. Дружинина, Ю. А. Зубов, А. А. Конкин, Д. Я. Цванкин, Высокомолек. соед., 7, 2127, 1965.
6. Б. М. Гинзбург, Ш. Туйчиев, И. Т. Монева, А. А. Хусаинов, С. Я. Межирова, С. Я. Френкель, Высокомолек. соед., A13, 2218, 1971.
7. A. Peterlin, F. J. Balta-Calleja, J. Appl. Phys., 40, 4238, 1969.
8. A. Peterlin, F. J. Balta-Calleja, J. Mater. Sci., 4, 722, 1969.

9. И. Т. Монева, Б. М. Гинзбург, Ш. Туйчиев, А. А. Хусаинов, С. Я. Френкель, Механика полимеров, 1971, 7.
10. Ю. В. Бресткин, Б. М. Гинзбург, П. А. Ильченко, К. Б. Курбанов, М. А. Мартынов, Ш. Туйчиев, С. Я. Френкель, Высокомолек. соед., А15, 621, 1973.
11. Б. М. Гинзбург, Диссертация, 1967.
12. R. J. Samuel, J. Polymer Sci., 6, A-2, 1101, 1968.
13. А. И. Слуцкер, Диссертация 1968; А. Е. Громов, А. И. Слуцкер, Сб. Карабоцепные высокомолекулярные соединения, Изд-во АН СССР, 1963, стр. 247.
14. Е. Л. Гальперин, В. Ф. Миндрул, В. К. Смирнов, Высокомолек. соед., А12, 1949, 1970.
15. Л. Г. Казарян, Диссертация, 1966.
16. Д. Я. Чаванкин, Диссертация, 1970.
17. Б. К. Вайнштейн, Дифракция рентгеновых лучей на цепных молекулах, Изд-во АН СССР, 1963.
18. З. Менчик, Химия и технол. полимеров, 1961, № 6, 3.
19. W. O. Statton, J. Polymer Sci., 22, 385, 1965.

---

EFFECT OF DRAWING ON THE SUPERMOLECULAR ORGANIZATION  
OF FIBERS FROM ISOTACTIC POLYPROPYLENE, LOW-PRESSURE  
POLYETHYLENE AND POLYAMIDE-6

B. M. Ginzburg, K. B. Kurbanov, M. A. Martynov,  
S. Ya. Mezhirova, Sh. Tuchiev, A. A. Khusainov

S u m m a r y

The effect of drawing on the supermolecular organization of fibers from isotactic polypropylene, low-pressure polyethylene and polyamide-6 has been studied by the large- and small-angle x-ray diffraction methods. Drawing has been carried out in a wide temperature range. Some possible mechanisms of high- and low-temperature plastic deformation upon drawing are considered.