

УДК 541.64:539

## ИССЛЕДОВАНИЕ БОЛЬШИХ ПЕРИОДОВ В ПОЛИКАПРОАМИДНЫХ ВОЛОКНАХ

*A. Ш. Гойхман, Н. П. Мацебора*

В работах последних лет все большее внимание уделяется изучению тонких особенностей структуры, характеризующейся большими периодами в ориентированных кристаллизующихся полимерах.

Сама по себе величина большого периода определялась многократно при различных воздействиях на образец (ориентация, отжиг, упругое статическое и динамическое нагружение) для довольно широкого класса кристаллизующихся полимеров [1—5].

Более детальное изучение больших периодов затрагивает такие вопросы, как определение плотности вещества в кристаллическом и «рыхлом» фрагментах периода, различие в деформационном поведении этих участков при нагружении и соотношении их длин. Знание таких деталей надмолекулярной структуры волокон из кристаллических полимеров, как длина кристаллического и аморфного промежутка в большом периоде, чрезвычайно важно для понимания их поведения при механическом нагружении и ориентации [6—8].

Данная работа посвящена изучению длин кристаллических промежутков в больших периодах поликарбоната. В ней рассматривается применение малоуглового метода определения этих параметров структуры и независимые измерения длин кристаллитов из данных рассеяния в больших углах.

**Теоретическая часть.** В последнее время, благодаря работам Цванкина [9, 10], появилась возможность использовать дискретное малоугловое рентгеновское рассеяние для расчетов деталей большого периода, т. е. длин кристаллических и аморфных промежутков в периоде. Метод Цванкина с успехом использовался для исследования процессов термообработки и вытяжки ряда полимеров (полиэтилен, поливиниловый спирт, поликарбонат) [5, 10, 11]. Преимуществом метода является сравнительная простота процедуры расчетов и удовлетворительное совпадение с данными измерения длин кристаллитов в больших углах. В данной работе рассматривается применение расчетов Цванкина для поликарбонатных волокон с различной кристаллической структурой.

**Расчет больших периодов для случая несовершенной осевой ориентации.** Основой расчетов, проведенных в [9], является подсчет рассеяния на изолированной прямой фибрилле со статистическим распределением вдоль нее избытка электронной плотности. Ограничение, введенное Цванкиным и требующее соблюдения условия перпендикулярности фибриллы первичному пучку, который, в свою очередь, направляется перпендикулярно оси растяжения волокна или пленки, необходимо, главным образом, для упрощения расчетов. Однако во многих случаях приходится сталкиваться с изучением малоуглового рассеяния на объектах, имеющих несовершенную осевую текстуру.

Критерием отклонения от высокоориентированного состояния может служить средний угол разориентации кристаллитов относительно оси волокна. Измерения этого показателя, получаемые из рассеяния рентгеновских лучей под большими углами, показывают, что в невытянутых поликарбонатных волокнах промышленного способа получения значение этого угла  $\bar{\tau}$  составляет величину, не превышающую  $27-30^\circ$ .

Поскольку считается, что фибриллы рассеивают лучи некогерентно, то можно рассмотреть влияние наклона изолированной прямой фибриллы со статистическим распределением избытка электронной плотности на распределение интенсивности дифрактированного излучения в обратном пространстве.

Ограничение, касающееся перпендикулярности фибриллы пучку, вводится автором [9] на том этапе расчета интенсивности, где определяется величина  $I_1$ , т. е. интерференционный множитель общего выражения для интенсивности

$$I = |\vec{F}|^2 \cdot I_1 \quad (1)$$

Обозначая величиной  $y$  следующую функцию

$$y = \frac{2\pi l \sin 2\theta}{\lambda}, \quad (2)$$

где  $l$  — длина аморфного промежутка в периоде,  $2\theta$  — угол рассеяния,  $\lambda$  — длина волны излучения, автор вводит условие перпендикулярности векторов  $Z$  (ось фибриллы) и  $S_0$  (единичный вектор падающего излучения) при подсчете величины  $SZ$  ( $S$  — единичный вектор рассеянного излучения). Так как  $S = \frac{4\pi \sin \theta}{\lambda} = \theta$ , то

$$SZ = \frac{yZ}{l} \quad (3)$$

Если характеризовать отклонение фибриллы от идеально ориентированного направления углом  $\bar{\tau}$ , то это произведение запишется следующим образом:

$$SZ = \frac{y'Z}{l}, \quad (4)$$

где

$$y' = 2\pi l / \lambda (\sin 2\theta \cdot \cos \bar{\tau} + 2 \sin^2 \theta \cdot \sin \bar{\tau})$$

Оказалось, что при изменении  $\bar{\tau}$  от 0 до  $20^\circ$  (разумный интервал для волокон с несовершенной осевой ориентацией)  $y'$  отклоняется от  $y$  до  $\sim 6,6\%$  в самом неблагоприятном случае ( $\theta = 30^\circ$ ).

Рассмотрим, как повлияет на распределение интенсивности это самое неблагоприятное отклонение. С этой целью перестроим одну из кривых интенсивности, рассчитанных в работе [9], с учетом указанной поправки (рис. 1). Как видно из рисунка, сдвиг кривых незначителен (соответствует колебаниям периода  $c$  на  $2-4 \text{ \AA}$ ), полуширина и высота максимума не изменяется.

Приведенная оценка показывает, что для углов разориентации фибрилл указанного порядка можно использовать удобные номограммы и градуировочные кривые, рассчитанные для случая идеально ориентированной фибриллы, не внося поправок, так как для измеряемых величин периодов ( $\sim 100 \text{ \AA}$ ) ошибка в его определении составит лишь 2–4%.

**Измерение продольных размеров кристаллитов из меридиональных интерференций поликарбоната.** Определение размеров кристаллов в направлении оси молекулярной цепи сопряжено для поликарбонатных волокон с определенными трудностями, вызванными тем, что в них весьма часто имеет место присутствие двух кристаллических модификаций

*К статье А. Ш. Гойхмана и Н. М. Мацубора, к стр. 47*

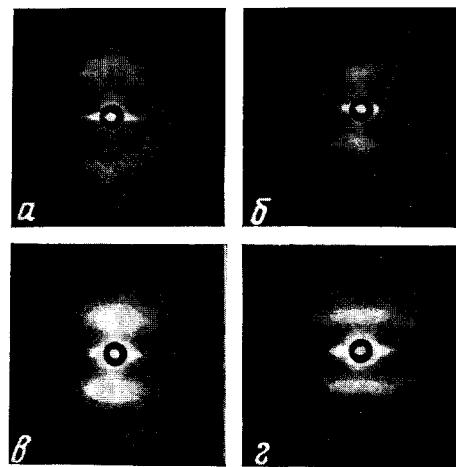


Рис. 3. Малоугловые рентгенограммы волокон поликарбамида, вытянутых при 180°:  
*α* — невытянутое волокно, *β* — кратность вытяжки 2,5, *δ* — 3,5, *ε* — 5,1

( $\alpha$  и  $\gamma$ ) с близко расположеными и размытыми меридиональными интерференциями. Рассмотрим соотношения интегральных интенсивностей основных меридиональных интерференций различных форм поликапропамида, вычисленных на основе модели ячейки и определенных экспериментально (табл. 1). Как известно, для  $\gamma$ -формы предложено в настоящее время три модели [12—14], в связи с чем мы приводим данные всех авторов, хотя имеются результаты, ставящие под сомнение структуры, предложенные в работах [13, 14] (см., например, [15]). Мы будем рассматривать, главным образом, две близкие меридиональные интерференции  $\alpha$ - и  $\gamma$ -форм, имеющие индексы 020, 040 и 002, 004 соответственно, так как именно эти интерференции в силу своей наибольшей интенсивности используются в последующих расчетах.

Для  $\alpha$ -формы поликапропамида  $I_{020}/I_{040} = 1/6$ , а для  $\gamma$ -формы это соотношение всегда (для всех предложенных моделей) больше 1. Таким образом, по соотношению интегральных интенсивностей этих интерференций можно распознавать преобладание той или иной кристаллической модификации в волокне, так как теоретические значения этих отношений (отношения  $F^2$  соответствующих интерференций) близки к экспериментальным.

Вторым важным моментом в сопоставлении этих интерференций является их положение, т. е. значение брэгговского угла  $\theta$ . Соответствующие интерференции  $\alpha$ - и  $\gamma$ -форм различных полиамидов (пары 020—002 и 040—004) имеют весьма близкое положение на рентгенограмме. Как показал Киношита [16], периоды идентичности  $\alpha$ - и  $\gamma$ -форм различных полиамидов в направлении оси молекулярной цепи различаются на одинаковую небольшую величину, равную 0,6—07 Å.

Вследствие малого размера кристаллитов в направлении оси молекулярной цепи (3—4 ячейки) возможны также смещения в положении этих интерференций. Эти смещения направлены для меридиональных интерференций  $\alpha$ -формы поликапропамида в сторону больших углов рассеяния и возрастают с увеличением индекса интерференции [18—20].

Таким образом, в волокнах, содержащих смесь кристаллитов различных форм, интерференции, лежащие на слоевых линиях одного номера, могут сливаться, и разделение их представляется трудно осуществимой задачей. Поэтому при расчете длин кристаллитов из этих интерференций мы определяем некоторое число, которое неизвестным образом зависит от длин кристаллитов  $L_\alpha$  и  $L_\gamma$ . Опираясь на данные о соотношении интегральных интенсивностей, можно лишь утверждать, что в волокне преобладает одна из кристаллических форм, и вычисленные размеры кристаллита лежат ближе к истинным размерам преобладающей модификации. На рис. 2 приведены дифрактограммы волокон с преобладанием различных кристаллических модификаций, записанные вдоль меридиана. Как видно из рисунка, в волокне с кратностью вытяжки  $v = 1,3$   $I_2 > I_4$ , а в волокне с  $v = 5,1$  интенсивности этих интерференций инвертированы:  $I_2 < I_4$ . Расчет размера кристаллита осуществляется из измерения полуширины интерференции по формуле Лауз — Селякова

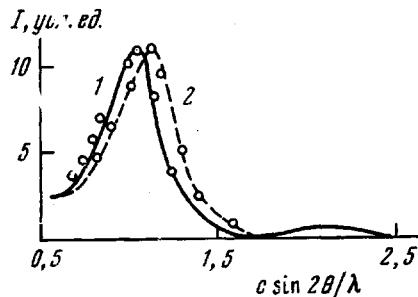


Рис. 1. Рассчитанное распределение интенсивности  $I$  дифракции для фибрillы, перпендикулярной (1) и наклонной на  $20^\circ$  (2) к первичному пучку

$$L = \frac{0,89\lambda}{B \cdot \cos \theta_{hkl}}, \quad (5)$$

Таблица 1

Соотношение интегральных интенсивностей основных меридиональных интерференций различных форм поликапроамида

$\alpha$ -Форма *				$\gamma$ -Форма											
				ромбоэдрическая **				ромбоэдрическая ***				моноclinная ****			
$hkl$	$I_{\text{расч}}$	$I_{\text{эксп}}$	$(\frac{I_{020}}{I_{040}})_{\text{расч}} / (\frac{I_{020}}{I_{040}})_{\text{эксп}}$	$hkl$	$I_{\text{расч}}$	$I_{\text{эксп}}$	$(\frac{I_{002}}{I_{004}})_{\text{расч}} / (\frac{I_{002}}{I_{004}})_{\text{эксп}}$	$hkl$	$I_{\text{расч}}$	$I_{\text{эксп}}$	$(\frac{I_{002}}{I_{004}})_{\text{расч}} / (\frac{I_{002}}{I_{004}})_{\text{эксп}}$	$hkl$	$I_{\text{расч}}$	$I_{\text{эксп}}$	$(\frac{I_{020}}{I_{040}})_{\text{расч}} / (\frac{I_{020}}{I_{040}})_{\text{эксп}}$
020	1	1	0,33/0,16	002	15,5	25	2,45/2,77	24	12	6,00/4,00	020	87	86	2,64/2,73	
040	3	6		004	6,3	9,0		4	3		040	33	35		
060	0,5	1		006	4,5	5,5		1	1		060	12	15		
080	0	0		008	2,4	3,0		0	—		080	6	6		
0100	0	0		0010	1,5	2,0					0100	3	4		
0120	0	0		0012	2,3	5,0					0120	3	4		
0140	7	4		0014	4,0	3,5					0140	5	6		
				0016	0	0,3									

\* Данные Холмса, Банна и Смита [17]. \*\* Данные Фогельзанга [12]. \*\*\* Данные Бредбери и сотр. [14]. \*\*\*\* Данные Аrimoto и сотр. [13].

где  $L$  — размер кристаллита в направлении нормали к плоскости  $hkl$ ;  $\lambda$  — длина волны излучения;  $B$  — полуширина интерференции, рад,  $\theta_{hkl}$  — угол Вульфа — Брэгга.

Введение поправок на инструментальные факторы, влияющие на уширение линий, может быть осуществлено различными путями. Наиболее простой прием заключается в определении полуширины первичного пучка  $B_0$  при тех же щелях и той же юстировке дифрактометра. Тогда  $B$  можно представить в виде

$$B = B_{\text{изм}} - B_0 \quad (6)$$

или

$$B = \sqrt{B_{\text{изм}}^2 - B_0^2} \quad (7)$$

(квадратичное суммирование полуширин для линий, имеющих гауссовский профиль). Более строгий учет поправок можно осуществить, ис-

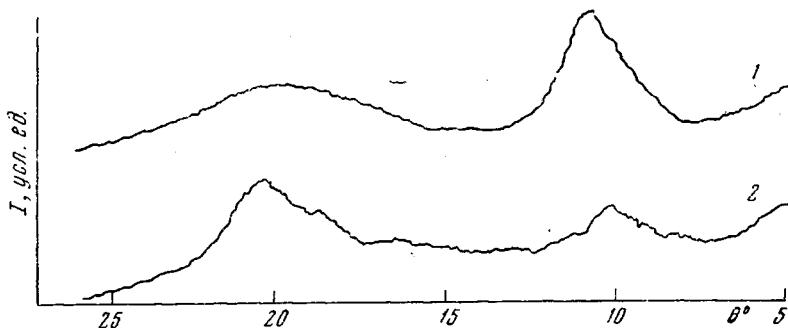


Рис. 2. Распределение интенсивности  $I$  вдоль меридиана для двух образцов поликарбамида; кратность вытяжки 1,3 (1), 5,1 (2)

пользуя рекуррентную формулу Кохендорфера

$$\frac{B_{n+1}}{B_n} = \frac{1}{2} \left( 1 + \sqrt{1 - \frac{Z_{n+1}}{B_n}} \right) \quad (8)$$

Здесь  $B_n$  при  $n = 0$  соответствует  $B_{\text{изм}}$ ;  $B_{n+1}$  — исправленное значение  $B_n$ ;  $Z_{n+1}$  — поправочный фактор. Подробное описание всех процедурных вопросов имеется в работе [21].

В нашем случае, т. е. для меридиональных интерференций поликарбамида с различными кристаллическими формами, не представляется возможным определять влияние искажений из-за наложения интерференций от различных форм. Измеренные значения длин кристаллитов являются заниженными.

### Экспериментальная часть

Объектом исследования служили образцы поликарбамидных волокон, полученных по обычному производственному режиму и вытянутых на вытяжном стенде [22] до различных кратностей вытягивания при температуре нагревательного элемента 20 и  $180^\circ$ .

Фоторентгенограммы в малых углах получены в камере с точечной коллимацией (две диафрагмы диаметром  $\sim 100 \text{ мк}$ , база камеры  $110 \text{ мм}$ ). Кривые рассеяния записаны в камере со щелевой коллимацией (две щели по  $0,1 \text{ мм}$ , расстояние образец — приемная щель  $305 \text{ мм}$ , регистрацию рассеянного излучения осуществляли гейгеровским счетчиком). Излучение  $\text{Cu}K\alpha$ , Ni-фильтр. Запись кривых рассеяния осуществляли по дифференциальному методу. Образец наматывали на рамку с помощью специального приспособления, обеспечивающего параллельную укладку волокон. Толщина образцов составляла  $1,4 - 1,5 \text{ мм}$ .

В настоящей работе мы ограничимся рассмотрением изменений большого периода и прочих структурных параметров для области больших кратностей вытягивания (малыми кратностями будем называть область вытяжек от 1 до 2, а большими — все остальное). Отметим лишь, что малоугловое рассеяние в области малых вытяжек характеризуется наличием пологих и асимметричных максимумов, интерпретация которых требует специального рассмотрения.

На рис. 3 приведены малоугловые рентгенограммы одной серии. На рентгенограмме невытянутого волокна имеется характерный меридиональный рефлекс и интерференционное кольцо от неориентированной структуры. На последующих рентгенограммах имеет место дискретное рассеяние в виде штрихов на первой и минус первой слоевых и остатки интерференционного кольца, приобретающего эллипсовидную форму, сплющенную в направлении меридiana (рис. 3, см. вклейку к стр. 33).

Большой период изменяется по мере растяжения неодинаково для волокон, вытянутых при различных температурах (рис. 4). Для 180°

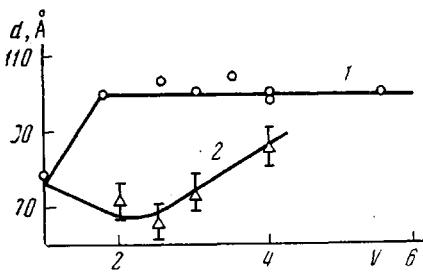


Рис. 4

Рис. 4. Изменение большого периода  $d$  в зависимости от степени вытяжки  $V$ . Температура вытяжки 180° (1) и 20° (2)

Рис. 5. Распределение интенсивности малоуглового рассеяния для поликарбонатных волокон с кратностью вытяжки 1 (1), 1,8 (2), 2,5 (3), 3 (4), 3,5 (5), 4 (6); 7 — линия фона

это кривая с насыщением при кратностях вытягивания больше 2, что, в общем, согласуется с уже известным фактом неизменяемости большого периода при высоких степенях растяжения для ряда кристаллизующихся полимеров [23]. При вытягивании на холода наблюдается понижение большого периода до степени вытягивания 2,5 и затем его рост. Большие периоды при одинаковых кратностях вытягивания, но при различных температурах вытягивания существенно различаются (для кратности 2,5 разница составляет  $\sim 40 \text{ \AA}$ ). В то же время, при реализации больших холодных вытяжек кривые 1 и 2 (рис. 4) сближаются.

Дифракционные кривые для одной серии волокон приведены на рис. 5. Их обработка включает в себя отделение фона, диффузного рассеяния и перестроение в координатах интенсивности —  $\sin \varphi / \lambda$ . Координата  $\Phi_{\max}$  определяется после отделения фона и диффузного рассеяния методом касательных. Результаты обработки и расчетов сведены в табл. 2.

Для горячей вытяжки характерно более высокое значение длин кристаллитов, значения  $k$  примерно одинаковы для обеих температур.

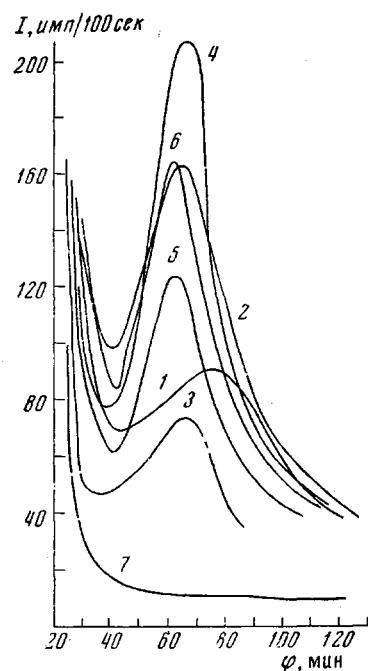


Рис. 5

Рис. 5. Распределение интенсивности малоуглового рассеяния для поликарбонатных волокон с кратностью вытяжки 1 (1), 1,8 (2), 2,5 (3), 3 (4), 3,5 (5), 4 (6); 7 — линия фона

Определенную зависимость длии кристаллитов и аморфных промежутков от кратности вытягивания выявить не удается.

С учетом указанных выше ограничений можно сопоставить размеры кристаллитов  $a$  с величинами  $L$ , рассчитанными из полуширии меридиональных интерференций в больших углах. Дифрактограммы в больших углах записывали на дифрактометре УРС-50ИМ. После вычитания ширины пучка из ширины линии или внесения поправок по Кохендорферу ширина линии в радианах используется в формуле Лауз — Селякова и рассчитывается  $L$ . Ошибка этих измерений составляет  $\sim 5\%$ . На рис. 6 дано сопоставление величин  $a$  и  $L$ .

Из рис. 6 видно, что в поликаропамидном волокне имеются (в зависимости от температуры вытягивания) различные по размерам кристаллиты, объединяющиеся в две группы: для температуры вытягивания  $20^\circ - 49 - 61$ ; для  $180^\circ - 70 - 76 \text{ \AA}$ . Сплошная линия, проходящая на

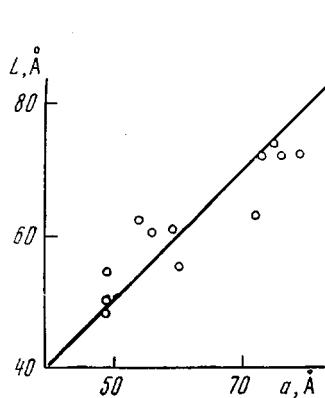


Рис. 6

Рис. 6. Сравнение  $L$ , определенных из больших и малых углов рассеяния

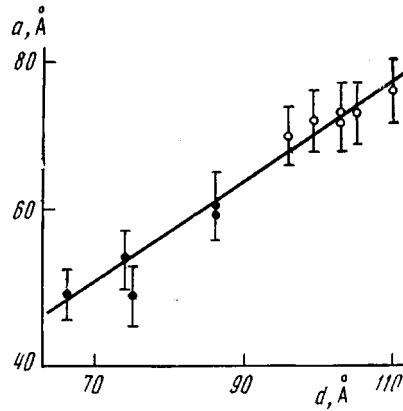


Рис. 7

Рис. 7. Зависимость продольного размера кристалла от  $d$

диаграмме под углом  $45^\circ$  к осям, соответствует совпадению обоих типов измерений.

В волокнах, вытянутых при  $20^\circ$ ,  $\gamma$ -модификация сохраняется при всех достижимых кратностях вытягивания, но количество кристаллитов этой модификации убывает с вытяжкой, а количество кристаллитов  $\alpha$ -модификации возрастает. С учетом значений периодов идентичности для этих кристаллитов можно считать, что в обоих случаях кристаллиты набираются из 3—4 ячеек, т. е. вдоль большой оси кристаллита располагается 6—8 мономерных звеньев.

Таблица 2

Структурные параметры поликаропамидных волокон

Кратность вытяжки	Температура, $^\circ\text{C}$	Большой период, $\text{\AA}$	$c, \text{\AA}$	$k$	$a, \text{\AA}$	$l, \text{\AA}$	Кратность вытяжки		Температура, $^\circ\text{C}$	Большой период, $\text{\AA}$	$c, \text{\AA}$	$k$	$a, \text{\AA}$	$l, \text{\AA}$
							$c, \text{\AA}$	$k$						
2,0	20	75	82	0,60	49	33	2,5	180	96	104	0,67	70	34	
2,5	20	66	72	0,68	49	23	3,0	180	103	114	0,63	72	42	
3,0	20	74	82	0,67	54	27	4,0	180	99	107	0,67	72	35	
4,0	20	86	96	0,63	60	36	3,5	180	110	125	0,61	76	49	
1,8	180	103	112	0,65	73	39	5,1	180	105	119	0,61	73	46	

П р и м е ч а н и е.  $c$  — исправленный период,  $a$  — длина кристаллита,  $l$  — длина аморфного промежутка,  $k$  — кристалличность ( $k = a/c$ ).

Наблюдаемые различия в больших периодах можно приписать изменениям длины кристаллического фрагмента, что иллюстрируется сопоставлением величин продольных размеров кристаллитов с соответствующими значениями больших периодов (рис. 7). Зависимость эта является линейной в довольно широкой области изменений большого периода. Она весьма близка к результатам, полученным для полиэтилена Стэттоном и Годаром [24] и для полигексаметиленадипамида Штарквицером и сотр. [25].

Стэттон и Годард предложили считать причиной такой зависимости изменение высоты складки в ламеллярном кристаллите при отжиге. (Изменение большого периода достигалось отжигом образцов при повышенных температурах.)

В нашем случае подобная зависимость может иметь иную причину и определяться изменением конформации цепи в кристалле при ориентационной перестройке, если она сопровождается изменением кристаллической модификации.

### Выводы

1. Проведено исследование изменений больших периодов в поликапропиленовом волокне в зависимости от температуры и степени вытягивания.

2. Проведен расчет кристаллического фрагмента в периоде из малоугловых данных и измерение длин кристаллитов по данным рассеяния рентгеновских лучей в больших углах. Сопоставление этих измерений обнаруживает удовлетворительную корреляцию обоих методов измерений.

3. Показано, что изменение большого периода связано с изменением длины кристаллического промежутка в периоде. Дано возможное объяснение этой зависимости на основании данных о перестройке кристаллической структуры при вытягивании.

Киевский филиал Всесоюзного  
научно-исследовательского института  
искусственного волокна

Поступила в редакцию  
11 VI 1970

### ЛИТЕРАТУРА

1. K. Hess, H. Kiessig, *Kolloid-Z.*, **130**, 10, 1953.
2. H. Rothe, *Faserforsch. und Textiltechn.*, **8**, 244, 1957.
3. С. Н. Журков, А. И. Слуцкер, А. А. Ястребинский, Докл. АН СССР, **153**, 303, 1963.
4. В. М. Кнопов, А. М. Лексовский, В. Р. Регель, А. И. Слуцкер, Механика полимеров, 1968, 195.
5. Б. М. Гинзбург, Ш. Туйчиев, А. Г. Повещенко, С. Я. Френкель, А. Я. Сорокин, Высокомолек. соед., **A10**, 1191, 1968.
6. В. С. Куксенко, А. И. Слуцкер, С. Низамидинов, Высокомолек. соед., **A9**, 2325, 1967.
7. Ю. А. Зубов, Д. Я. Цванкин, Г. С. Маркова, В. А. Карагин, Высокомолек. соед., **6**, 406, 1964.
8. Ю. А. Зубов, Д. Я. Цванкин, Высокомолек. соед., **6**, 2131, 1964.
9. Д. Я. Цванкин, Высокомолек. соед., **6**, 2078, 2088, 1964.
10. Д. Я. Цванкин, Кристаллография, **12**, 555, 1967.
11. Ю. А. Зубов, В. И. Селихова, Д. Я. Цванкин, Г. С. Маркова, В. А. Карагин, J. Polymer Sci., **C16**, 2215, 1967.
12. D. Vogelsang, J. Polymer Sci., **A1**, 1055, 1963.
13. H. Arimoto, M. Ishibashi, M. Nigai, Y. Chatani, J. Polymer Sci., **A3**, 317, 1965.
14. E. M. Bradbury, L. Brown, A. Elliot, D. A. D. Parry, Polymer, **6**, 465, 1965.
15. А. Ш. Гойхман, Г. А. Осокин, А. А. Конкин, Высокомолек. соед., **A10**, 1642, 1968.
16. J. Kinoschita, Makromolek. Chem., **33**, 1, 1959.
17. D. R. Holmes, C. W. Bonn, D. J. Smith, J. Polymer Sci., **17**, 139, 1955.
18. L. G. Wallner, Monatsh. Chem., **79**, 279, 1948.
19. Ch. Ruscher, J. Schröder, Faserforsch. und Textiltechn., **11**, 241, 1960.

20. А. Ш. Гойхман, Т. П. Танциура, Высокомолек. соед., А10, 724, 1968.
  21. Ch. Ruscher, Faserforsch. und Textiltechn., 9, 485, 1958.
  22. М. Н. Носов, Диссертация, 1967.
  23. А. И. Слупкер, Диссертация, 1968.
  24. W. O. Stattion, G. M. Godard, J. Appl. Phys., 28, 1111, 1957.
  25. H. Starkweather, J. Whitney, D. R. Johnson, J. Polymer Sci., A1, 715, 1963.
- 

## STUDY OF LONG-PERIOD SPACINGS IN POLYCAPROAMIDE FIBERS

*A. Sh. Goikhman, N. P. Matsibora*

### Summary

A study has been made of long-period spacings in polycaproamide fibers drawn at different temperatures to various draw ratios. It has been found that upon drawing long-period spacings change differently at different temperatures. The longitudinal dimensions of crystallites have been calculated and the data obtained by independent measurements at small and large angles of scattering have been compared. The change in the long-period spacing is associated with the change in the length of the crystalline region in the period. This dependence is explained from the data on the rearrangement of the crystalline structure during drawing.

---