

УДК 541.64:539(26+3)

## РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИТОВ В ПОЛИМЕРАХ

© 2002 г. Б. М. Гинзбург

*Институт проблем машиноведения Российской академии наук  
199178 Санкт-Петербург, Большой пр., 61*

Поступила в редакцию 13.02.2002 г.  
Принята в печать 18.04.2002 г.

Проанализированы различные рентгенографические методики регистрации и измерения сдвиговой деформации кристаллитов при деформации поликристаллических образцов полимеров с различными типами исходной текстуры и надмолекулярной организации. Критически проанализированы предложенные ранее и рассмотрены новые методики.

### ВВЕДЕНИЕ

При любых видах деформации твердых гибкоцепных аморфно-кристаллических полимеров сдвиговая деформация кристаллитов является одним из основных процессов, происходящих на надмолекулярном уровне. Поскольку ковалентные связи вдоль цепей полимеров значительно сильнее ван-дер-ваальсовых межмолекулярных связей, сдвиговая деформация кристаллитов происходит прежде всего вдоль плоскостей, параллельных осям макромолекул. Именно такая деформация исследована в наибольшей степени [1–4].

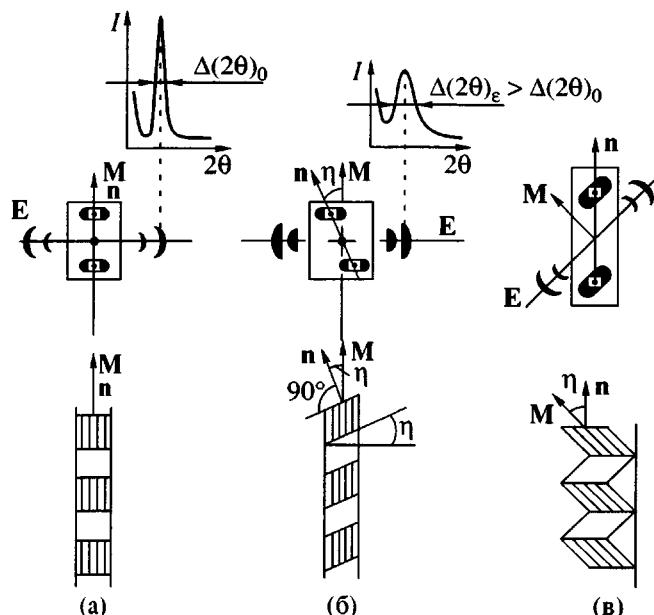
В настоящей работе проанализированы различные рентгенографические методики качественной регистрации и количественного определения сдвиговой деформации кристаллитов вдоль осей макромолекул в поликристаллических полимерных системах с различными типами исходной текстуры и надмолекулярной организации. Проанализированы ранее предложенные и рассмотрены новые методики.

### СДВИГОВАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КРИСТАЛЛИТОВ В ВЫСОКООРИЕНТИРОВАННЫХ СИСТЕМАХ

*Принципы регистрации  
и количественного определения*

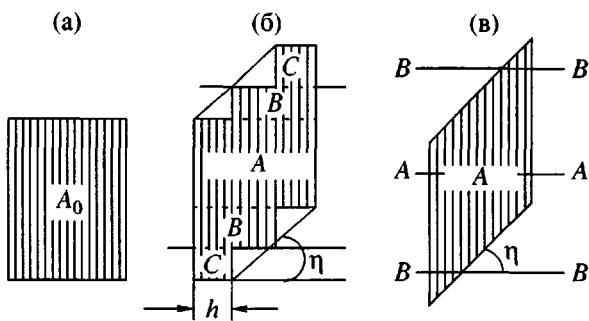
Рассмотрим принципы определения сдвиговой деформации кристаллитов для высокоориентированных полимерных пленок. Для них характерны большеугловые рентгенограммы с рефлексами на

слоевых линиях и малоугловые рентгенограммы с рефлексами, расположенными чаще всего на меридиане и в некоторых случаях вблизи него [5, 6]. На рис. 1а представлены схемы большеугловой и

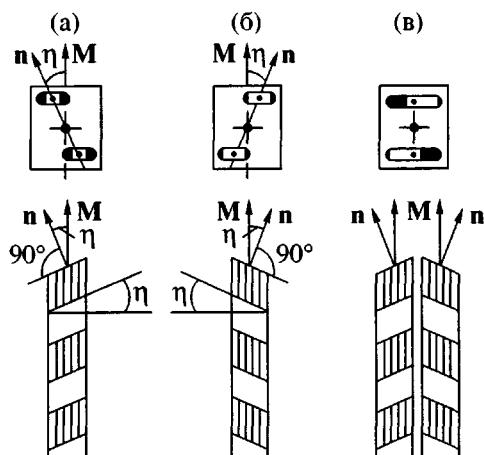


**Рис. 1.** Схема расположения малоугловых и большеугловых рефлексов, направления макромолекул (меридиана большеугловых рентгенограмм  $M$ ) и нормали  $n$  к торцевым граням кристаллитов.  $E$  – экватор рентгенограмм. а – Фибрilla с недеформированными кристаллитами прямоугольного сечения;  $\Delta(2\theta)_0$  – полуширина рефлексов типа  $hk0$  от паратропных плоскостей; б, в – фибрilli с “перекошенными” кристаллитами, подвергнутыми сдвиговой деформации;  $\Delta(2\theta)_e > \Delta(2\theta)_0$ .

E-mail: ginzburg@tribol.ipme.ru (Гинзбург Борис Моисеевич).



**Рис. 2.** Схемы сдвиговой деформации кристаллита: а – исходный недеформированный кристаллит; б – кристаллит, подвергнутый сдвиговой деформации с разбиением на блоки; в – кристаллит, подвергнутый сдвиговой деформации равномерно по всем плоскостям скольжения.  $\eta$  – угол сдвига;  $h$  – толщина блока; А – области неизменной величины поперечного сечения кристаллита (числа отражающих плоскостей); В, С – области уменьшенного числа отражающих плоскостей.



**Рис. 3.** Схема образования меридионального малоуглового рефлекса при отклонении преимущественного направления нормали  $n$  от меридиана: а, б – фибриллы с кристаллитами, перекошенными в противоположные стороны; в – два типа фибрилл и схема малоугловой рентгенограммы, представляющей собой суперпозицию малоугловых рентгенограмм от каждого из типов.

малоугловой рентгенограмм высокориентированной аморфно-кристаллической полимерной пленки с текстурой кристаллитов, ось которой совпадает с преимущественным направлением осей макромолекул. Регистрация и определение сдвиговой деформации кристаллитов для таких систем до сих пор основывались на двух эффектах [1–3].

В исходном недеформированном состоянии (рис. 1а) преимущественное направление осей макромолекул  $M$  в этих системах и преимущественное направление нормалей  $n$  к поверхности раздела кристаллических и аморфных участков совпадают. При сдвиговой деформации кристаллитов, осуществляемой каким-либо образом (рис. 1б, 1в) (например, растяжением под некоторым углом  $\alpha$  – достаточно далеким от 0 и от 90° – к направлению осей макромолекул в исходном образце [1, 2]), основной эффект состоит в смещении малоугловых рефлексов в сторону от меридиана, поскольку изменяется направление нормали  $n$ . Зная при этом направление осей макромолекул  $M$ , можно определить угол сдвиговой деформации кристаллита  $\eta$  (рис. 1в), так как максимум интенсивности рефлекса лежит на пересечении нормали  $n$  и слоевой линии [7–9].

Второй важный эффект проявления сдвиговой деформации кристаллитов наблюдается на большеглавых рентгенограммах и состоит в увеличении радиальной ширины экваториальных рефлексов от плоскостей, вдоль которых происходит сдвиг (рис. 1б) [1–3]. Это является следствием изменения формы кристаллитов (рис. 2): около “острых” концов кристаллита число отражающих плоскостей оказывается как бы уменьшенным (рис. 2б, 2в).

Отметим ряд обстоятельств, которые могут внести погрешность в процедуру обнаружения и определения сдвиговой деформации кристаллитов указанными способами. Для некоторых высокоориентированных систем с аксиальной текстурой в исходном состоянии преимущественное направление  $n$  может несколько отклоняться от меридиана малоугловой рентгенограммы, но, тем не менее, рефлексы наблюдаются на меридиане. Это объясняется суперпозицией картин рассеяния от фибрилл, в которых склоненная торцевая грань кристаллитов различным образом ориентирована относительно первичного пучка, например в аксиальной текстуре фибрилл [7]. Даже два набора фибрилл в случае плоскостной текстуры кристаллитов, “перекошенных” в противоположные стороны, вследствие наложения рефлексов могут дать суммарное рассеяние с максимумом интенсивности на меридиане [7] (рис. 3). Другое обстоятельство связано с тем, что при достаточно больших отклонениях  $n$  от меридионального направления уже в исходном состоянии наблюдаются так называемые четырехточечные малоугловые рентгенограммы, на которых рефлексы отклонены от меридиана, что соответствует изначальному существованию в образце кристаллитов, подвергнутых сдвиговой деформации. Поэтому на первых стадиях переориентации таких систем этот эф-

фект искажает определяемый угол сдвига. Наконец, в некоторых случаях возможно уменьшение радиальной ширины большеугловых рефлексов от паратропных плоскостей при сдвиговой деформации (см. ниже).

При сдвиговой деформации кристаллитов возможен ряд эффектов, до сих пор не обсуждавшихся в литературе. На рис. 2б показана схема сдвиговой деформации кристаллита, согласно которой сдвиг происходит лишь по некоторым плоскостям в избранной кристаллографической системе скольжения, в результате чего кристаллит разбивается на ряд блоков. При этом происходит уменьшение поперечных размеров областей когерентного рассеяния, которое должно приводить не только к радиальному расширению большеугловых рефлексов от паратропных плоскостей, но и к уменьшению их интегральной интенсивности. Если известны поперечные и продольные размеры кристаллита, то в принципе можно решать обратную задачу: по известной сдвиговой деформации  $\eta$  и известном уменьшении интенсивности оценить толщину блоков  $h$ , на которые разбивается кристаллит.

Не рассматривалось также влияние сдвиговой деформации кристаллитов на вид малоугловой рентгенограммы при направлении первичного пучка перпендикулярно плоскостям скольжения. Для анализа этой ситуации воспользуемся принципами графического построения малоугловых рентгенограмм [8]. На рис. 4 изображены сечение "пекошенного" кристаллита плоскостью рисунка, образ ребра кристаллита  $OA_1$  в сечении обратного пространства той же плоскостью (слоевой пояс шириной  $t$ ) и сечение сферы Эвальда.  $x_1, x_3$  – декартовы координаты прямого пространства;  $X_1, X_3$  – декартовы координаты обратного пространства.

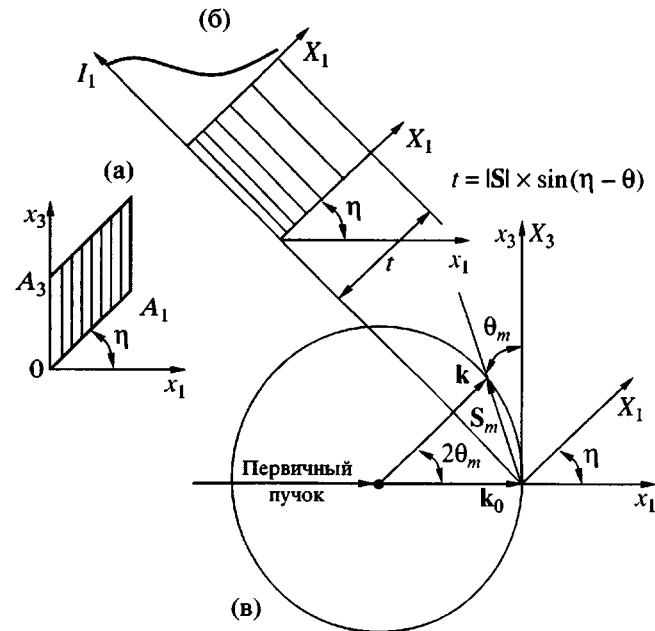


Рис. 4. Сечение "скошенного" кристаллита плоскостью рисунка, образ ребра кристаллита  $OA_1$  в сечении обратного пространства той же плоскостью (слоевой пояс шириной  $t$ ) и сечение сферы Эвальда.  $x_1, x_3$  – декартовы координаты прямого пространства;  $X_1, X_3$  – декартовы координаты обратного пространства.

Из выражения (2) следует, что при указанных выше условиях съемки интенсивность малоуглового рефлекса падает с ростом угла сдвига кристаллитов. В принципе, обрабатывая экспериментальные данные в соответствии с формулой (2), можно оценить независимым способом угол сдвига, однако этот способ оценки из-за методических трудностей, связанных с конструкцией рентгеновских камер и дифрактометров, пока не был использован.

#### Одноосное растяжение высокоориентированных образцов вдоль оси ориентации

Состояние кристаллитов, при котором они плавятся в результате сдвиговой деформации, было достигнуто только при достаточно больших значениях угла переориентации  $\alpha$  между направлениями первичного и вторичного растяжения [1–3]. При малых углах  $\alpha$  и тем более при  $\alpha = 0$  угол сдвига может значительно превышать критическую величину [2, 3], поскольку силы, приложенные вдоль осей макромолекул, увеличивают температуру плавления [10]. Тем не менее даже при  $\alpha = 0$  сдвиговая деформация кристаллитов может заметно

$$I(X_1) \sim (\sin^2 X_1)/X_1^2, \quad (1)$$

где  $X_1 = |\mathbf{S}_m| \sin(\eta - \theta_m)$  для рефлекса, находящегося сверху от экватора на рис. 4, и  $X_1 = |\mathbf{S}_m| \sin(\eta + \theta_m)$  для рефлекса снизу от экватора.

Для верхнего рефлекса при увеличении  $\eta$  от 0 до  $\theta_m$ , строго говоря, должно наблюдаться увеличение интенсивности, однако, учитывая малость углов, этим увеличением можно пренебречь, и для обоих рефлексов окончательно получаем

$$I_m(\eta) \sim \sin^2 [C \sin \eta] / \sin^2 \eta \quad (2)$$

( $C$  – некоторая постоянная меньше единицы).

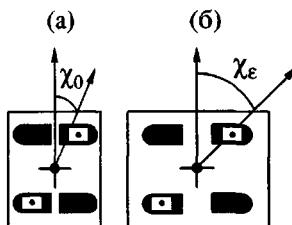


Рис. 5. Схемы “четырехточечных” малоугловых рентгенограмм при растяжении высокоориентированных образцов ПЭНП вдоль оси ориентации:  $T_1 = 85$ ,  $T_2 = 20^\circ\text{C}$ . а – исходный образец; б – деформированный образец.

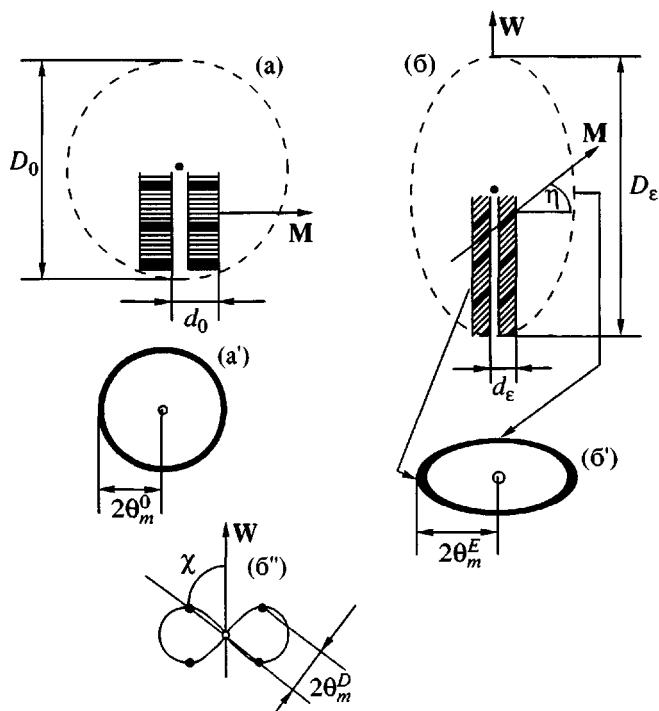


Рис. 6. Схемы трансформаций сферолита в образцах ПЭНП и соответствующие им малоугловые рентгенограммы. а – исходный сферолит с тангенциальным направлением осей макромолекул в лучах сферолита; б – вытянутый сферолит с эллипсовидной (б') и “восьмеркообразной” (б'') формой малоуглового рефлекса.  $2\theta_m^0$ ,  $2\theta_m^E$ ,  $2\theta_m^D$  – углы, по которым рассчитывается соответственно исходный, экваториальный и диагональный большой период. Направление растяжения вертикально.

проявляться в расширении малоугловых рефлексов вдоль направления слоевых линий, в расширении экваториальных большеугловых рефлексов (прежде всего от плоскостей наиболее легкого скольжения) в радиальном направлении и в уменьшении их интенсивности.

Более простой случай представляют собой высокоориентированные системы, дающие четырехточечные малоугловые рентгенограммы (рис. 5). Примером таких систем могут служить высокоориентированные пленки из ПЭ. При растяжении вдоль оси текстуры происходит как сближение рефлексов четырехточки, так и их удаление друг от друга [11]. В обоих случаях сдвиговая деформация определяется как  $\eta = |\chi_0 - \chi_\epsilon|$ , где  $\chi_0$ ,  $\chi_\epsilon$  – углы между меридианом малоугловой рентгенограммы и направлением от ее центра к рефлексу соответственно в исходном и деформированном состояниях.

#### ОПРЕДЕЛЕНИЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИТОВ В НЕОРИЕНТИРОВАННЫХ СФЕРОЛИТСОДЕРЖАЩИХ СИСТЕМАХ

В случае неориентированных систем возникают трудности в определении сдвиговой деформации кристаллитов из-за отсутствия максимумов азимутальных распределений интенсивности на рентгенограммах. Однако в частном случае одноосного растяжения сферолитов в работе [12] было предложено определять угол  $\eta$  для кристаллитов, находящихся в меридиональных областях сферолитов, по смещению малоуглового рефлекса на экваторе малоугловой рентгенограммы. Обоснование такого способа заключается в следующем. Известно, что в сферолитах полиэтилена *c*-оси, как правило, расположены тангенциально по отношению к радиусу сферолитов [5, 6, 13]. Причем, что чередование кристаллитов и аморфных прослоек, приводящее к появлению кольцевого малоуглового рефлекса на малоугловой рентгенограмме неориентированных систем, осуществляется в том же тангенциальном направлении [6], и что в исходных сферолитах сдвиговая деформация равна нулю (рис. 6а). Тогда при растяжении сферолитов деформация кристаллитов в меридиональных областях приводит к уменьшению соответствующего большого периода, проявляющегося в вытягивании малоуглового рефлекса в экваториальном направлении (рис. 6б).

Величина  $\eta$  вычисляется по формуле [12]

$$\eta_E = \arccos d_E/d_0, \quad (3)$$

где  $d_E$  – большой период, рассчитанный по положению малоуглового рефлекса на экваторе малоугловой рентгенограммы (рис. 6б),  $d_0$  – большой период в исходном образце (рис. 6а).

Следует отметить, что формула (3) дает, строго говоря, заниженные значения угла сдвига, так как не учитывает толщину межлучевых прослоек.

Возможные погрешности в определении угла сдвига по формуле (3) были детально рассмотрены для различных моделей лучей сферолитов в работе [14].

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИТОВ В СИСТЕМАХ СО СЛАБОЙ ОРИЕНТАЦИЕЙ

В случае одноосного растяжения сферолитов содержащих систем кольцевой малоугловой рефлекс на первых стадиях деформации часто приобретает "восьмеркообразный" вид, причем на "восьмерке" видны области повышенной интенсивности рассеяния (рис. 6в). Эти области получили название "диагонального рассеяния" или "диагональных рефлексов" [12].

По мере растяжения образцов величина радиального угла  $2\theta_m^D$ , под которым наблюдаются "диагональные рефлексы", увеличивается; очевидно, это обусловлено сдвиговой деформацией соответствующих кристаллических слоев и уменьшением большого периода. Тогда угол сдвига кристаллитов в указанных слоях можно рассчитать по формуле, аналогичной формуле (3)

$$\eta_D = \arccos d_D/d_0, \quad (4)$$

где  $d_D$  – большой период, найденный по величине угла  $2\theta_m^D$ .

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИТОВ В СИСТЕМАХ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМИ ТИПАМИ ТЕКСТУРЫ

В общем случае "промежуточных" текстур (между высокоориентированной и неориентированной системами кристаллитов), как правило, имеются рефлексы во всех четырех квадрантах малоугловой рентгенограммы (рис. 7). По направлению от центра малоугловой рентгенограммы к этим рефлексам можно определять направление нормалей к кристаллическим слоям, а по положению большеугловых рефлексов от паратропных плоскостей – определять направление осей макромолекул. Здесь возникают, однако, некоторые осложнения.

В случае плоскостной текстуры фибрill следует рассматривать две подсистемы кристаллитов, подвергнутых сдвигу в противоположных направлениях. Соотнесение рефлексов на малоугловой и большеугловой рентгенограммах становится неоднозначным: угол сдвига  $\eta$  может быть равен  $\eta_{\chi-\psi} = (\chi - \psi)$  или  $\eta_{\chi+\psi} = (\chi + \psi)$  (рис. 7), где  $\chi$  – угол между направлением растяжения и направ-

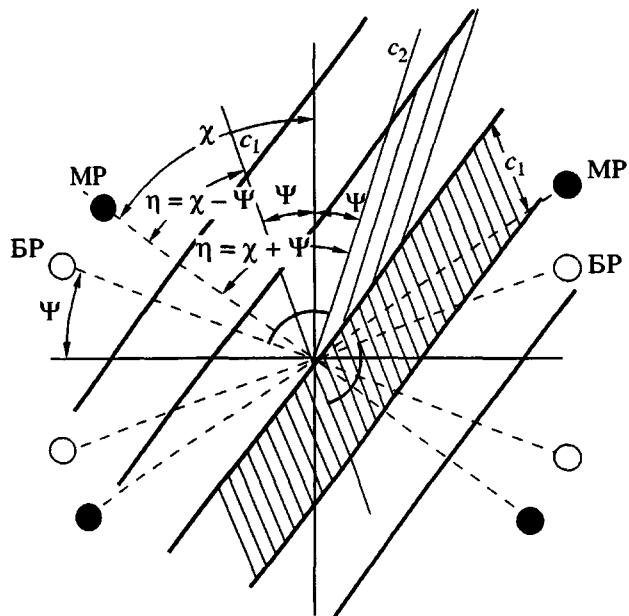
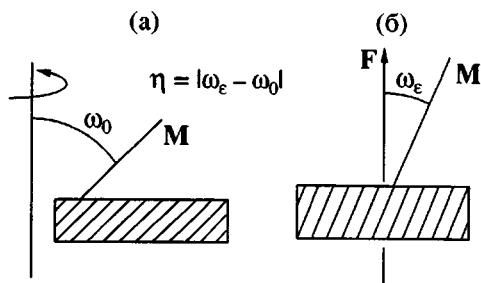


Рис. 7. Схемы диагональной ориентации ламелей и ориентации цепей при формировании аксиальных текстур с "промежуточной" ориентацией: ось текстуры не совпадает с направлением осей макромолекул. Угол сдвига  $\eta = (\chi - \psi)$  или  $\eta = (\chi + \psi)$ , где  $\chi$  – угол между направлением растяжения и максимумом малоуглового рефлекса,  $\psi$  – угол между экватором рентгенограммы и направлением от центра рентгенограммы к максимуму интенсивности большеуглового рефлекса. Полями и сплошными кружками обозначены соответственно рефлексы типа  $hk0$  на большеугловых (BR) и рефлексы на малоугловых (MP) рентгенограммах.

лением от центра рентгенограммы к максимуму малоуглового рефлекса;  $\psi$  – угол между экватором рентгенограммы и радиусом, проведенным через рефлексы от паратропных плоскостей, содержащих оси макромолекул. Выход из положения заключается в привлечении дополнительных соображений относительно той или иной величины  $\eta$  и сопоставлении значений  $\eta$ , полученных разными способами.

В случае аксиальных текстур определение углов между осью текстуры и направлением оси макромолекул, с одной стороны, и осью текстуры и направлением нормали к кристаллическим слоям, с другой стороны, также усложняется. Если  $\omega$  – угол между осью текстуры и нормалью к плоскостям  $(hkl)$ ,  $\phi$  – угол между экватором большеугловой рентгенограммы и радиусом, соединяющим ее центр и рефлекс  $hkl$ ,  $\theta$  – половина брэгговского угла рассеяния, то их величины, по законам сфе-



**Рис. 8.** Схемы слоевой структуры в пленках ПЭ, полученных экструзией или методом ориентационной кристаллизации. Аксиальная текстура кристаллитов, в которых направление макромолекул не совпадает с осью текстуры: а – исходное, б – деформированное состояние.

рической тригонометрии, связанные в случае аксиальной текстуры формулой [15]

$$\cos \omega = \sin \phi \cos \theta \quad (5)$$

Определив  $\phi$  и  $\theta$  из рентгенограмм, можно рассчитать величину  $\omega$  для плоскостей, в которых лежат оси макромолекул, и далее – угол между осью текстуры и осью макромолекул ( $\pi/2 - \omega$ ).

Связь между положением малоугловых рефлексов и направлением нормали к кристаллическим слоям не получена в аналитическом виде, поскольку в случае аксиальных текстур положение рефлексов на малоугловой рентгенограмме зависит не только от угла сдвига кристаллитов, но и от соотношения их продольных и поперечных размеров [4, 7]. Однако из работы [12] следует, что в тех случаях, когда малоугловые рефлексы разделяются по

Значения углов сдвига кристаллитов ПЭНП (Марлекс 500) при различных температурных режимах обработки пленок, полученных прессованием из расплава

Удлинение, %	Угол сдвига кристаллитов (град) при		
	$T_1 = 85, T_2 = 20^\circ\text{C}$ (переориентация)	$T_1 = 105, T_2 = 20^\circ\text{C}$ (растяжение сферолитсодержащих пленок)	
	$\eta$	$\eta^E$	$\eta^D$
40	45	37	–
80	–	42	55
100	60	–	–
120	–	50	63
150	65	–	–
200	70	60	70

квадрантам, угол  $\chi$  (рис. 7) близок к углу между осью текстуры и нормалью к кристаллическим слоям или скошенным граням кристаллитов.

Таким образом, при наличии четырех дискретных рефлексов в квадрантах малоугловой рентгенограммы можно, используя малоугловую и большеглавую рентгенограммы, оценивать угол сдвига кристаллитов  $\eta$ .

При экструзии, ориентационной кристаллизации и т.п. могут возникать ориентированные текстуры, в которых оси макромолекул наклонены к торцевым поверхностям кристаллических слоев (рис. 8) [16]. При этом нормали к слоям преимущественно направлены вдоль оси текстуры, и малоугловые рефлексы находятся на меридиане рентгенограммы. В случае аксиальной текстуры справедливо то же соотношение (5). При одноосном растяжении вдоль оси текстуры угол  $\eta$  уменьшается, а сдвиговая деформация определяется как  $\eta = |\omega_e - \omega_0|$ , т.е. по изменению углов между осями макромолекул и осью текстуры. Ранее такой способ определения пока не использовался. Отметим, что в этом случае сдвиговая деформация может приводить не к уменьшению, а к кажущемуся увеличению поперечных размеров кристаллитов, выражаемому в сужении рефлексов от паратропных плоскостей при деформации, что объясняется схемой на рис. 8б. Реально для ПЭ наблюдалось сужение рефлексов 200 и расширение рефлексов 110 [16]. При этом микроскопическая деформация и деформация больших периодов при растяжении с большой точностью совпадали с удлинением кристаллитов, вычисленным по сдвиговой деформации, сопровождающейся внутрикристаллитным поворотом осей макромолекул на угол  $|\omega_e - \omega_0|$ . Таким образом, вклад деформации кристаллитов в общую деформацию образца по крайней мере такой же, как и аморфных участков.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сдвиговая деформация кристаллитов проявляется на малоугловых и большеглавых рентгенограммах практически при любых видах деформации и любых типах надмолекулярной организации поликристаллических образцов полимеров и может быть зарегистрирована и количественно определена различными способами. Игнорирование процессов сдвиговой деформации кристаллитов может приводить к ложным выводам при интерпретации экспериментальных данных, получаемых рентгенографическими методами при изучении деформационных процессов в полимерах.

Критические значения углов сдвига зависят от отношения  $T_1/T_2$ , где  $T_1$  – температура первичной обработки (первичного растяжения, кристаллизации, отжига и т.п.),  $T_2$  – температура вторичной обработки (деформации). Величина  $T_1$  определяет исходные размеры кристаллитов, а величина  $T_2$  – размеры кристаллитов, образующихся в результате деформации.

В таблице приведены значения  $\eta$ , рассчитанные для высокоориентированных и неориентированных образцов ПЭНП по экспериментально наблюдавшимся меридиональным, экваториальным и диагональным малоугловым рефлексам при примерном равенстве  $T_1/T_2$ . Видно, что во всех случаях предельно достижимые значения углов сдвига хорошо согласуются между собой. При понижении  $T_1/T_2$  уменьшаются критические значения углов сдвига [2].

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гинзбург Б.М., Султанов Н., Френкель С.Я. // Высокомолек. соед. А. 1971. Т. 13. № 12. С. 2691.
2. Ginzburg B.M., Sultanov N., Rashidov D. // J. Macromol. Sci. B. 1974. V. 9. № 4. P. 609.
3. Гинзбург Б.М., Султанов Н., Шепелевский А.А. // Высокомолек. соед. (в печати).
4. Герасимов В.И., Цванкин Д.Я. // Высокомолек. соед. А. 1969. Т. 11. № 12. С. 2652.
5. Alexander L. X-Ray Diffraction Methods in Polymer Science. New York; London; Sidney; Toronto: Wiley, 1969.
6. Kakudo M., Kasai N. X-Ray Diffraction by Polymers. Tokyo; Amsterdam; London; New York: Kodansha, Elsevier, 1972.
7. Gerasimov V.I., Genin Ya.V., Kitaigorodsky A.I., Tsavankin D.Ya. // Kolloid Z. und Z. Polym. 1972. B. 250. № 5. S. 518.
8. Asherov B.A., Ginzburg B.M. // J. Macromol. Sci. B. 1997. V. 36. № 6. P. 689.
9. Hosemann R., Bagchi S.N. Direct Analysis of Diffraction by Matter. Amsterdam: North-Holland, 1962.
10. Гинзбург Б.М.// Проблемы складывания [макромолекул] и некоторые вопросы структурной механики ориентированных полимерных систем. Дополнение 3 в кн. "Полимерные монокристаллы". Л.: Химия, 1968. С. 524.
11. Гинзбург Б.М., Туйчиев Ш., Султанов Н., Нуралиев Д. // Высокомолек. соед. А. 1994. Т. 36. № 7. С. 1120.
12. Peterlin A., Meinel G. // Makromolek. Chem. 1971. B. 142. S. 227.
13. Джайл Ф. Полимерные монокристаллы. Л.: Химия, 1968.
14. Гинзбург Б.М., Рашидов Д., Шепелевский А.А., Туйчиев Ш., Султанов Н. // Высокомолек. соед. А. 1976. Т. 18. № 6. С. 1218.
15. Uspenskii N.E., Konobeevskii S.T. // Zeitschrift f. Physik. 1923. B. 16. S. 215.
16. Гинзбург Б.М., Бааранов В.Г., Громов В.И., Курбаков К.Б. // Механика полимеров. 1974. № 1. С. 3.

#### The X-Ray Analysis of Shear Deformation of Crystallites in Polymers

B. M. Ginzburg

Institute of Problems in Machine Science, Russian Academy of Sciences,  
Vasil'evskii Ostrov, Bol'shoi pr. 61, St. Petersburg, 199178 Russia

**Abstract**—Various X-ray techniques applicable to recording and measuring the shear deformation of crystallites upon the deformation of polycrystalline polymers with different types of initial texture and supramolecular organization were examined. Earlier advanced techniques were critically analyzed, and new approaches were considered.