

УДК 541.64:539.2

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ ФТОРОПЛАСТОВЫХ ПЛЕНОК

Кочервинский В. В., Глухов В. А., Локшин Б. В.

Обнаружено, что при нарезании тонких неориентированных пленок ПТФЭ их динамический модуль оказывается более низким. Это связывали с разрыхлением молекулярной упаковки, создающей условия для более интенсивной термической генерации конформационных дефектов. При ориентации обнаружено уменьшение размеров кристаллитов и повышение фактора паракристалличности. Инверсию температурной зависимости динамического модуля связывали с влиянием межламелярных сдвиговых деформаций. Показано, что прозрачность пленок определяется величиной флуктуаций ориентации как кристаллитов, так и более крупных элементов структуры.

ПТФЭ как хороший полимерный диэлектрик применяют в науке и технике. В виде электретных пленок ПТФЭ используют в конструкциях микрофонов и других устройств. Для прогнозирования условий работы таких устройств в широком температурном интервале требуется детальное знание характера релаксационных процессов, протекающих в пленке, так как последние сказываются на величине механических модулей пленки, определяющих параметры технологического устройства на ее основе. Знание морфологических и структурных особенностей необходимо учитывать из-за их влияния на электретные свойства пленок [1].

Исследовали пленки толщиной 100, 40, 20 мкм, как в ориентированном (О), так и в неориентированном (Н) состояниях. Скорость звука  $C$  измеряли по методике, описанной ранее [2], на частоте 200 кГц. Плотность  $\rho$  измеряли методом гидростатического взвешивания. Структуру пленок изучали методом рентгеновской дифракции в больших углах с помощью дифрактометра ДРОН-1.0. Продольные размеры кристаллитов оценивали по рефлексу 0015, а поперечные — по рефлексу 100, согласно методике [3]. По двум порядкам отражения рефлекса 100 вычисляли параметр паракристаллических нарушений [4].

Морфологию пленок в объеме оценивали методом малоуглового рассеяния поляризованного света (МРПС). Источником света служил лазер типа ЛГ-75, для регистрации рассеяния использовали фотопленку. Прозрачность пленок в видимом свете изучали с помощью спектрофотометра СФ-26. Значение мутности  $\tau$  рассчитывали согласно формул  $T = \exp(-\tau d)$ , где  $T$  — пропускание света,  $d$  — толщина пленки. ИК-спектры в длинноволновой области 500–100 см<sup>-1</sup> получена на фурье-спектрометре фирмы «Bruker IFS-113V» с разрешением 2 см<sup>-1</sup>.

### Характеристики пленок из ПТФЭ

| Толщина пленки, мкм | Тип пленки | $\rho$ , кг/м <sup>3</sup> | $X_p$ | %  | $l_{0015}$ | $l_{100}$ | $D_{2\pi n}/D_{2\pi s}$ | $\tau \cdot 10^3$ (см <sup>-1</sup> ) при $\lambda$ , нм |    |    |     |     |     |     |     |     |     |
|---------------------|------------|----------------------------|-------|----|------------|-----------|-------------------------|--|----|----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
|                     |            |                            |       |    |            |           |                         | нм   | %  | г, | 350 | 400 | 450 | 500 | 550 | 600 | 650 |
| 100                 | H          | 2192                       | 51    | 56 | 55         | 1,54      | 1,2                     | 52   | 44 | 39 | 34  | 30  | 27  | 23  | 22  |     |     |
|                     | O          | 2173                       | 43    | 25 | 27         | 1,76      | —                       | 32   | 25 | 21 | 17  | 14  | 12  | 11  | 10  |     |     |
| 40                  | H          | 2184                       | 48    | —  | —          | —         | 2,4                     | —  | —  | —  | —   | —   | —   | —   | —   | —   | —   |
|                     | O          | 2169                       | 42    | —  | —          | —         | —                       | —  | —  | —  | —   | —   | —   | —   | —   | —   | —   |
| 20                  | H          | 2166                       | 41    | 26 | 40         | 1,82      | —                       | 127  | 87 | 68 | 56  | 44  | 35  | 30  | 27  |     |     |
|                     | O          | 2155                       | 37    | 20 | 29         | 2,23      | —                       | 77   | 51 | 39 | 31  | 26  | 22  | 19  | 18  |     |     |

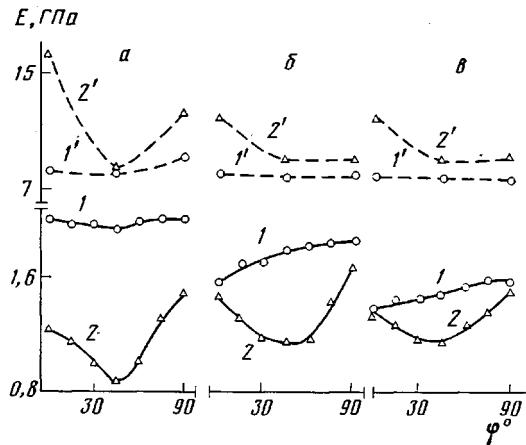


Рис. 1. Анизотропия динамического модуля промышленных пленок ПТФЭ толщиной 100 (а), 40 (б) и 20 мкм (в): 1, 1' – пленки типа Н; 2, 2' – пленки типа О; 1, 2 – 25°, 1', 2' – 196°

Из измеренных значений  $C$  в предположении справедливости соотношения  $C = (E/\rho)^{0,5}$ , где  $E$  – модуль упругости, оценивали анизотропию динамического модуля исследуемых пленок [5] (рис. 1). Здесь  $\varphi$  – угол между направлением распространения скорости звука и направлением вытяжки в случае пленок О и направлением натяжения при намотке на барабан при срезании с блочной заготовки в случае пленок Н. Из сравнения кривых на рис. 1, а–в следует, что если в пленке 100 мкм модуль слабо зависит от угла  $\varphi$ , то в пленках 40 и 20 мкм анизотропия выражена достаточно заметно. Причем, для обеих пленок справедливо соотношение  $E_{\perp} > E_{\parallel}$ . Кривые азимутального распределения интенсивности рефлексов 0015 и 100 свидетельствуют о наличии в указанных пленках небольшого количества ориентированного материала, появляющегося, по-видимому, из-за напряжения при намотке на барабан.

В таблице приведены некоторые характеристики исследуемых пленок. Из таблицы и рис. 1 видно, что общая тенденция к снижению  $E$  при 25° с уменьшением толщины пленок Н сопровождается уменьшением попечерных и продольных размеров кристаллитов. Такая корреляция нам представляется не случайно. Действительно, для пленки 20 мкм типа Н, где  $E_{\perp} > E_{\parallel}$ , значение  $l_{100}$  также больше  $l_{0015}$ . Отсутствие анизотропии  $E$  для пленки Н толщиной 100 мкм сопровождается примерным равенством  $l_{0015}$  и  $l_{100}$ .

Рассмотрим возможные причины снижения динамического модуля и размеров кристаллитов при уменьшении толщины пленок типа Н. Их получают путем состругивания с помощью специального ножа с блочной заготовки. При постоянном продольном натяжении величина напряжения будет расти по мере снижения толщины срезаемой поверхности. Это же будет справедливо и для касательных напряжений из-за того, что режущая кромка ножа направлена под углом к цилиндрической блочной заготовке. Поскольку процесс нарезания пленки осуществляется при комнатной температуре, деформация пленок за счет указанных напряжений может сопровождаться снижением размеров кристаллитов [6]. Поэтому для пленок меньшей толщины возникающие напряжения выше, и в них после нарезки следует ожидать наименьших размеров кристаллитов. Данные таблицы согласуются с этим. Можно лишь заметить, что различия в продольном размере кристаллита отличаются более чем в 2 раза, что подтверждает существенную роль именно продольных напряжений в отмеченных процессах.

Таким образом, снижение модуля в пленках типа Н при уменьшении их толщины следует приписывать более интенсивному разрушению кристаллических блоков при нарезании пленок. Данные по плотности (таблица) свидетельствуют о том, что этот процесс сопровождается также

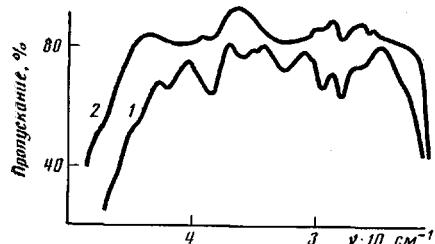


Рис. 2

Рис. 2. Длинноволновые ИК-спектры неориентированных пленок толщиной 100 (1) и 40 мкм (2)

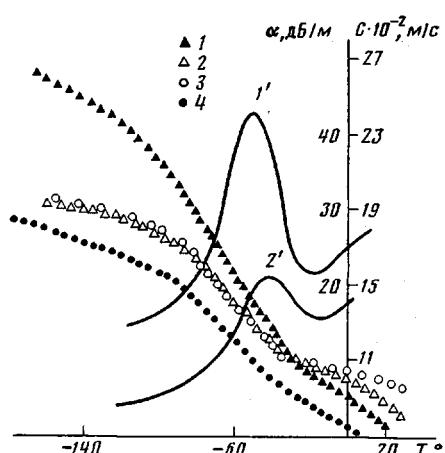


Рис. 3

Рис. 3. Температурные зависимости продольной скорости звука (1–4) и затухания (1', 2') пленки (толщиной 100 мкм) типа О (1, 2, 4) и Н (3).  $\phi=0$  (1), 90 (2), ... и  $45^\circ$  (4)

снижением степени кристалличности. Можно показать, что меньшая упорядоченность более тонких пленок обусловлена повышением числа конформационных нерегулярностей. На рис. 2 представлены спектры поглощения в дальней ИК-области пленок типа Н для двух различных толщин. Видно, что характерные для ПТФЭ полосы 325, 384 и 419 см<sup>-1</sup> в более тонкой пленке шире. Если принять, что в последней размеры кристаллитов ниже, отмеченный факт является закономерным и согласующимся со сходными данными для ПЭ [7]. Об увеличении конформационного беспорядка в более тонких пленках можно судить и по отношению оптических плотностей полос 277 и 293 см<sup>-1</sup> [8]. Из таблицы видно, что в пленке 40 мкм это отношение в 2 раза выше, чем в пленке 100 мкм.

Сравнение модулей в пленках типа Н при температурах жидкого азота (рис. 1, кривые 1), показывают, что они примерно одинаковы для всех толщин. Существенное различие их при комнатной температуре (кривые 1) свидетельствует о том, что отмечаемые конформационные дефекты возникают вследствие термической генерации. Для ПТФЭ это становится возможным вследствие малой величины потенциала внутреннего вращения [9] и слабого изменения энергии при различных нарушениях оптимальной упаковки [10]. Вследствие этого заметное возбуждение локальных мод движения наблюдается даже при низких температурах [11].

Термическая генерация дефектов для температур не выше комнатных должна проявляться скорее в накоплении локальных участков в транс-конформации [12]. Предполагаемый кооперативный механизм появления таких дефектов [13, 14] может только облегчать их накопление. Наиболее низкое значение динамического модуля для пленки типа Н толщиной 20 мкм при комнатной температуре (рис. 1) соответствует, по-видимому, наибольшей концентрации указанных конформационных дефектов, так как включение их в цепь с основной конформацией (спирали) должно снижать ее упругие свойства. Увеличение числа отмеченных конформационных нерегулярностей должно снижать плотность упаковки и приводить к росту величины свободного объема. Об этом можно судить по снижению плотности в пленках типа Н при уменьшении их толщины и по данным мутности<sup>1</sup>  $\tau$ , которые во всем спектральном интервале для более тонких пленок выше (таблица). Дополнительные центры рассеяния в последних обусловлены областями избыточного свободного объема, делающими пленку оптически более гетерогенной.

<sup>1</sup> Измерения проводили с иммерсионной жидкостью, поэтому центры рассеяния должны находиться в объеме пленки.

При комнатных температурах динамические модули ориентированных пленок (рис. 1), как и в работе [16], везде ниже, чем в неориентированных пленках. Этот факт достаточно необычен, так как чаще наблюдают обратное [15]. Из рис. 1 и таблицы для пленок Н и О еще раз можно видеть, что значения  $E$  при  $25^\circ$  коррелируют с размерами кристаллитов. Существенно понижение поперечных размеров кристаллитов для пленок 100 и 20 мкм при их ориентации качественно согласуются с подобной закономерностью для ПЭ [16]. Увеличение при ориентации дефектности кристаллов в продольном направлении, отмеченное в ПТФЭ и ранее [6, 17], может следовать из его диаграммы состояния [12], где действие давления и температуры оказывается эквивалентным. Для комнатной температуры различия между модулями пленок Н и О с уменьшением их толщины закономерно снижается. По-видимому, это обязано тому, что в толстой пленке конформационные дефекты генерируются главным образом на стадии ориентации, в то время как в более тонких еще и на предварительной стадии — нарезании изотропных пленок.

Как видно из таблицы, нарастание числа нерегулярностей в пленках типа О сопровождается снижением плотности и, как следствие, степени кристалличности  $X$ , которая была рассчитана из значения  $\rho$  для кристалла и аморфной фазы, равных 2302 и 2060 кг/м<sup>3</sup> соответственно [18]. Более высокие значения низкотемпературных модулей в пленках типа О нежели в пленках типа Н (рис. 1) с учетом данных по  $X$  согласуются с данными работы [19], где также обнаружено, что низкотемпературные модули в материале с более высокой степенью кристалличности ниже. По-видимому, это явление общего характера, когда при увеличении степени кристалличности уменьшается доля проходных цепей, которые ответственны за низкотемпературные значения акустического модуля [20]. Минимум  $E$  при  $\phi=45^\circ$  для пленок типа О в комнатных условиях, который обычно связывают с большими сдвиговыми деформациями в диагональном направлении [5], наиболее выражен для более толстых пленок.

На рис. 3 представлены температурные зависимости скорости звука и затухания в пленках типа Н и О, вырезанных под разным углом  $\phi$ . Видно, что в области стеклования происходит инверсия  $C_{\parallel}$  и  $C_{\perp}$  в ориентированной пленке, что качественно согласуется с инверсией величин  $E_{\parallel}$  и  $E_{\perp}$  при переходе через область главной дисперсии ориентированных пленок [19, 21–23]. Указанная инверсия модулей трактуется с позиций агрегатной модели [21], которая справедлива для слабокристаллических полимеров [23]. Молекулярные аспекты отмеченной инверсии модулей  $E_{\parallel}$  и  $E_{\perp}$  разобраны в работах [22, 23], из которых следует, что в случае достаточно широкого распределения нормалей к поверхностям ламелей приложенная внешняя сила создает как нормальные, так и касательные напряжения. Последние вызывают сдвиг соседних ламелей, а учет его приводит к соответствию расчетных и теоретических температурных зависимостей модулей  $E_{\parallel}$  и  $E_{\perp}$  [22, 23].

Трактовка наших данных по инверсии  $C_{\parallel}$  и  $C_{\perp}$  с позиций указанной модели вполне оправданна, так как по данным рентгеновской дифракции, для всех пленок типа О наблюдается достаточно широкое распределение осей с кристаллитами относительно направления вытяжки. Из рис. 1 и 3 следует, что низкотемпературные значения модуля в пленках типа О в направлении  $\phi=0$  всегда выше, чем в пленках типа Н. Учитывая, что при таких условиях модуль определяется числом проходных цепей [20], процесс ориентации должен сопровождаться увеличением их числа вдоль фибрillы. Заметное снижение  $C$  для этого направления (рис. 3, кривая 1) уже при температурах  $\sim -170^\circ$  заставляет сделать вывод о возможности термической генерации конформационных дефектов даже при таких температурах, когда можно говорить о размораживании только локальных движений. Возможно, что этим интенсифицируется и процесс размораживания сегментальной подвижности ( $\sim -60^\circ$ ), так как из кривых 1 и 2 видно, что для  $\phi=0$  он более интенсивен, чем для  $\phi=90^\circ$ .

Анализ температурных зависимостей затухания для образцов с  $\phi=0^\circ$  и  $90^\circ$  вносит некоторую неопределенность в понятие степени кристаллич-

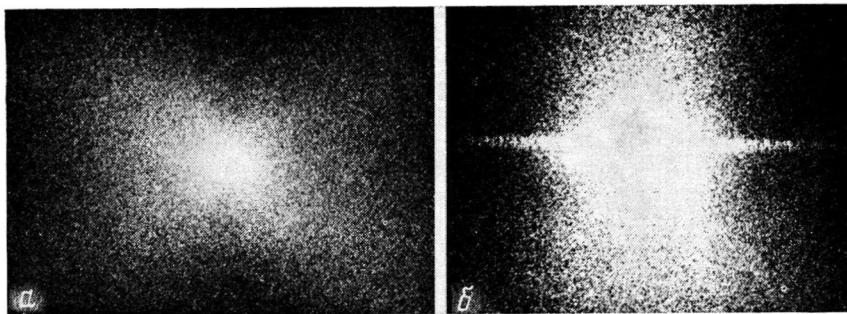


Рис. 4. Дифрактограммы пленки типа Н толщиной 40 мкм: *a* –  $H_v$  (1 с), *b* –  $V_v$  (1/15 с)

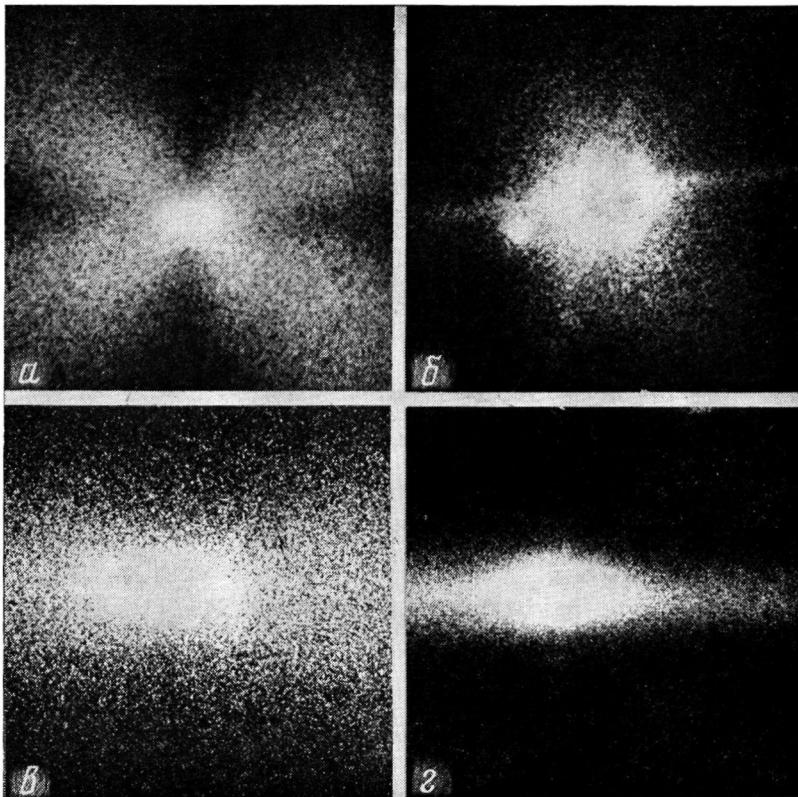


Рис. 5. Дифрактограммы ориентированных пленок толщиной 40 (*a*, *b*) и 100 мкм (*c*, *d*): *a* –  $H_v$  (1/60 с); *b* –  $V_v$  (1/125 с); *c* –  $H_v$  (1/60 с); *d* –  $V_v$  (1/125 с)

ности применительно к приведенным данным. Действительно, как показано для изотропных образцов ПТФЭ [24, 25] величина максимума затухания в области главной дисперсии меняется пропорционально доле аморфной фазы. Формальное использование этого признака означает, что доля материала в неупорядоченном состоянии оказывается в нашем случае существенно анизотропной. В этой связи приводимые нами и другими авторами значения степеней кристалличности (например, по плотности) ориентированных пленок носят усредненный характер.

Анализ морфологии пленок методом малоуглового рассеяния поляризованного света показывает, что подмолекулярная структура для пленок всех толщин представлена в виде агрегатов оптически анизотропных стержней. На рис. 4 показаны для примера индикаторы<sup>2</sup>  $H_v$ - и  $V_v$ -рас-

<sup>2</sup>  $H_v$  и  $V_v$  – картины рассеяния соответственно при перпендикулярном и параллельном расположении поляризатора и анализатора.

сения неориентированной пленки 40 мкм.  $H_{\circ}$ -рассеяние в виде  $X$  со слабо выраженной азимутальной зависимостью отражает наличие слабо коррелированных оптически анизотропных стержней [26, 27]. Вытянутость индикатрисы  $V_{\circ}$  по меридиану, согласно расчетам [28], свидетельствует о том, что стержни обладают отрицательным двойным лучепреломлением, что в свою очередь хорошо согласуется с данными работы [29] о наличии в ПТФЭ ленточных структур, длинные оси которых перпендикулярны осям макромолекул (направление основной поляризуемости). Более четкая азимутальная зависимость  $H_{\circ}$  и ее более высокая интенсивность в ориентированной пленке той же толщины (рис. 5, *a*) указывает на формирование после ориентации заметной корреляции составных элементов [30], по-видимому, кристаллитов. При сравнении индикатрис  $H_{\circ}$  пленок толщиной 100 и 40 мкм (рис. 5, *a*, *в*) видно, что для первой рассеяние локализовано в области экватора, в то время как во второй оно максимально для угла  $45^{\circ}$ . Это означает, что в более тонкой пленке длинные оси стержней остаются после ориентации практически в беспорядке, в то время как в более толстой пленке они располагаются преимущественно вдоль направления вытяжки [31]. Сравнение индикатрис  $V_{\circ}$ -рассеяния (рис. 5, *б*, *г*) показывает, что в более толстой пленке рассеяние существенно анизотропно, в то время как в более тонкой пленке зависимости от азимутального угла практически нет. Отсутствие такой зависимости можно связать с нарушением сплошности структур или уменьшением их протяженности [31]. Можно предположить, что при ориентации более толстых пленок структурная единица (стержень) как целое ориентируется по направлению оси вытяжки; в тонких пленках их целостность нарушается за счет более интенсивно протекающих межламеллярных сдвиговых деформаций. При этом оси стержней не приобретают преимущественной ориентации, что отмечено выше. Тенденция к снижению  $\rho$  в пленках типа О по мере уменьшения толщины (таблица) подтверждает такое соображение. Нам представляется, что отмеченные морфологические особенности пленки 100 мкм ответственны за более резко выраженную анизотропию модуля при  $25^{\circ}$  и за сохранение минимума на кривой анизотропии при  $-196^{\circ}$  (рис. 1).

При сравнении данных по прозрачности пленок типа Н и О (таблица) видно, что для обеих толщин в пленках типа О она больше. Как было отмечено выше, в последних отмечается более высокая корреляция в расположении структурных элементов стержней, поэтому большая мутность пленок типа Н подтверждает соображение, высказанное в работе [32], о том, что вклад флюктуаций ориентации в рассеяние может быть существен. Сходный с нашим вывод получен в работе [33], где по мере роста кратности вытяжки пленки ПЭ ее мутность снижалась. Представляет интерес сравнить также значения  $t$  для ориентированных пленок толщиной 40 и 100 мкм. Видно, что в последней она ниже. В то же время из рентгеновских данных следует, что для обеих пленок средний угол разориентации осей с кристаллитами примерно одинаков. Это означает, что флюктуации ориентации для элементов структуры с характеристическим размером десятки нанометров в обеих пленках одинаковы. Нам представляется, что здесь нужно учитывать величину флюктуаций ориентации и для более крупных (единицы — десятки микрон) элементов морфологии. Как отмечалось выше, в более толстых пленках отмеченные элементы (стержни) располагаются преимущественно своими длинными осями вдоль направления вытяжки, в то время как в более тонких они располагаются практически беспорядочно. Это означает, что флюктуации ориентации таких элементов структуры в более толстых пленках меньше, чем в тонких. За счет этого прозрачность таких пленок оказывается выше (таблица).

Авторы благодарят Н. К. Ширину за проведение рентгенографических исследований, а Ю. А. Зубова — за полезные замечания, высказанные при чтении статьи.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Кочервинский В. В., Бойцов В. Г., Рычков А. А. // Высокомолек. соед. Б. 1984. Т. 26. № 3. С. 192.
2. Зеленев Ю. В., Глухов В. А. // Завод. лаб. 1981. № 9. С. 71.
3. Зубов Ю. А., Селихова В. И., Щирец В. С., Озерин А. Н. // Высокомолек. соед. А. 1974. Т. 16. № 7. С. 1681.
4. Bonart R., Hosemann R. Mc., Collogu R. L. // Polymer. 1963. V. 4. № 2. P. 199.
5. Рыжок Б. Д., Носов М. П. Механическая анизотропия полимеров. Киев, 1978. С. 150.
6. Wecker S. M., Cohnen J. B., Davidson T. // J. Appl. Phys. 1974. V. 45. № 10. P. 4453.
7. Веттеэрель В. И., Титенков Л. С., Кусов А. А., Зеленев Ю. В. // Высокомолек. соед. А. 1985. Т. 27. № 12. С. 2489.
8. Masetti G., Cobassi F., Morelli G., Zerbi G. // Macromolecules. 1973. V. 6. № 5. P. 700.
9. Дащевский В. Г. Конформации органических молекул. М., 1974. С. 329.
10. Farmer B. L., Eby R. K. // Polymer. 1981. V. 22. № 11. P. 1487.
11. Athonigies A. D., Peterson B. G., Salinger G. L., Swarth C. D. // Cryogemies. 1972. V. 12. № 2. P. 125.
12. Wecks J. J., Sanchez J. C., Eby R. K., Poser C. J. // Polymer. 1980. V. 21. № 3. P. 325.
13. Тараканов Б. М. // Высокомолек. соед. Б. 1983. Т. 25. № 10. С. 753.
14. Щеголев В. А., Дерлугян И. Д., Дерлугян П. Д. // Журн. структ. химии. 1984. Т. 25. № 6. С. 143.
15. Перспечко И. И., Старцев С. Ф. // Высокомолек. соед. Б. 1976. Т. 18. № 4. С. 235.
16. Зубов Ю. А., Чвалун С. Н., Озерин А. И., Щирец В. С., Селихова В. И., Озерина Л. А., Чичагов А. В., Аулов В. А., Бакеев Н. Ф. // Высокомолек. соед. А. 1984. Т. 26. № 8. С. 1766.
17. Ширина Н. Г., Озерин А. И., Селихова В. И., Константинопольская М. Б., Федорович Г. А., Сорокина Н. А., Рыбкин Г. А., Зубов Ю. А., Бакеев Н. Ф. // Высокомолек. соед. А. 1983. Т. 25. № 10. С. 2197.
18. Starkweather H. W. // J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed. 1982. V. 20. № 11. P. 2159.
19. Choy C. L., Fung S. H. // Polymer. 1980. V. 21. № 5. P. 569.
20. Угевский Л. Е. // Высокомолек. соед. А. 1974. Т. 16. № 10. С. 2339.
21. Takaynagi M., Imada K., Kajiyama T. // J. Polymer Sci. C. 1966. V. 15. P. 263.
22. Davies G. R., Oven A. J., Gupta V. B., Ward J. M. // J. Macromol. Sci. Phys. B. V. 6. № 1. P. 215.
23. Ward J. M. // Polymer. 1975. V. 15. № 6. P. 379.
24. McCrum N. G. // J. Polymer Sci. 1958. V. 27. № 115. P. 555.
25. Starkweather H. W., Zoller P., Jones G. A., Vega A. J. // J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed. 1982. V. 20. № 4. P. 751.
26. Rhodes M. B., Stein R. S. // J. Polymer Sci. A-2. 1969. V. 7. № 9. P. 1539.
27. Hashimoto T., Murakami Y., Kawai H. // J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed. 1975. V. 13. № 8. P. 1613.
28. Chu W. H., Yoon Y. // J. Polymer Sci. C. 1977. № 61. P. 17.
29. Yamaguchi S. // Кобунси Ромбунси. 1982. V. 39. № 8. P. 493.
30. Misra A., Stein R. S. // J. Polymer Sci. Polymer Phys. Sci. 1979. V. 17. № 2. P. 235.
31. Hashimoto T., Nagatoshi K., Todo A., Kawai H. // Polymer. 1976. V. 17. № 12. P. 1075.
32. Stein R. S., Prudhonamme R. // J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed. 1971. V. 9. № 8. P. 595.
33. Ashizawa H., Spruiell J. E., White J. L. // Polymer Engng Sci. 1984. V. 24. № 3. P. 1035.

Московский текстильный институт  
им. А. Н. Косыгина

Поступила в редакцию  
3.III.1986

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF COMMERCIAL FLUOROPLASTIC FILMS

Kochervinskii V. V., Glukhov V. A., Lokshin B. V.

### Summary

Cutting of thin nonoriented PTFE films is shown to be accompanied by decrease of their dynamic modulus related with loosening of molecular packing resulting in more intensive thermal generation of conformational defects. Orientation is accompanied by decrease of the crystallites size and increase of the paracrystallinity factor. Inversion of the temperature dependence of the dynamic modulus is related with the effect of interlamellar shear strains. The transparency of films depends on the value of fluctuations of orientation both of crystallites and larger structural elements.