

УДК 541.64:539.2

**ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА  
НА ИЗМЕНЕНИЕ СТЕПЕНИ КРИСТАЛЛИЧНОСТИ  
ПРИ ОБРАБОТКЕ ЭЛЕКТРОНАМИ.  
ЭФФЕКТЫ ОТЖИГА И ЗАКАЛКИ**

*Кочервинский В. В., Глухов В. А., Леонтьев В. П.,  
Данилюк Т. Е.*

Путем изменения термической предыстории ориентированных и неориентированных пленок из ПТФЭ с помощью акустического метода обнаружено влияние морфологии пленок на степень изменения их кристалличности при обработке электронами. Отжиг и закалка указанных пленок приводят, с одной стороны, к заметному изменению морфологии, а с другой — к изменению их радиационной стойкости. Причина такого поведения — появление перенапряженных скелетных связей и несовершенств в виде микротрещин, а также увеличение концентрации конформационных дефектов с более высокой энергией. Все эти факторы, с позиций теории Тсюда, должны понижать величину потенциального барьера, требуемого для разрыва связи при облучении.

Несмотря на большое число экспериментальных работ по влиянию облучения на полимеры, не всегда удается согласовать их выводы. Причины этого кроются в сложном характере протекающих радиационно-химических процессов в таких гетерогенных системах, как, например, кристаллизующиеся полимеры. Не последняя роль здесь может принадлежать морфологии таких систем, которая может прямо и опосредственно (через изменение молекулярной подвижности) сказываться на характере радиационно-химических превращений. В настоящей работе представлены некоторые данные по влиянию морфологии одного из деструктируемых при облучении полимеров — ПТФЭ.

Промышленные пленки толщиной 40, 60 и 100 мкм облучали на воздухе ускоренными электронами с энергией 3,5 МэВ и плотностью тока  $2,2 \cdot 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup>. Продольную скорость звука измеряли методом, о котором сообщено ранее [1]. Исследование структуры осуществляли рентгеновским методом с помощью установки УРС-60-М и методом малоуглового рассеяния поляризованного света. Спектры ядерного магнитного резонанса широких линий на ядрах <sup>19</sup>F снимали на спектрометре модели ИОХ с частотой 60 МГц. ИК-спектры получены на спектрометре типа ИКС-29 в обычном и поляризованном излучении.

На рис. 1 представлены кривые относительного изменения продольной скорости звука при облучении электронами двух типов пленок из Ф-4<sup>1</sup>. Ранее было показано [1], что увеличение продольной скорости звука при облучении пленок из ПТФЭ надо связывать с изменением доли кристаллической фазы за счет заметного различия модулей аморфной и кристаллической фаз. В связи с этим относительное увеличение скорости звука в пленках со временем облучения надо относить к увеличению степени кристалличности ПТФЭ, которое наблюдается до достаточно высоких доз облучения [2, 3]. Величина  $C/C_0$  при прочих равных условиях может, очевидно, служить мерой радиационной стойкости пленки. Из рис. 1 видно, что в обеих пленках термическое воздействие приводит к изменению радиационной стойкости ПТФЭ.

<sup>1</sup> Качественно сходный результат получен на неориентированной и ориентированной пленках из ПТФЭ толщиной 60 мкм.

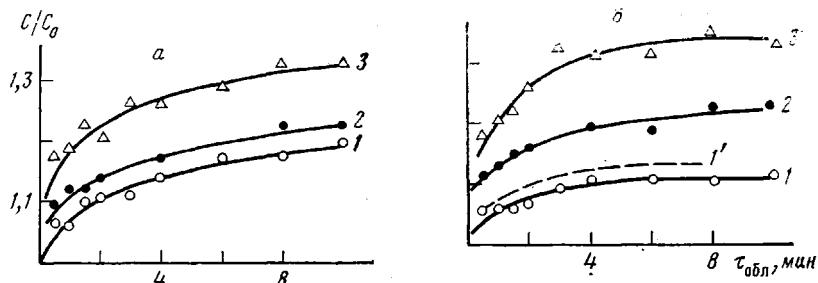


Рис. 1. Относительное изменение продольной скорости звука от времени облучения  $\tau_{\text{обл}}$  неориентированной пленки толщиной 40 мкм (а) и ориентированной пленки толщиной 100 мкм (б): 1 – исходная, 2 – отожженная при 315°, 3 – закалка в воду, 350°; 1' – неориентированная пленка;  $C$  и  $C_0$  – скорости звука в облученной и необлученной пленках

Как видно из рис. 2, б, пленка 100 мкм характеризуется определенной ориентацией кристаллитов, которая после отжига выражена слабее (рис. 2, в).

Влияние этого фактора, однако, можно видеть на рис. 1, б, где для сравнения приведены кривые  $C/C_0$  для ориентированной и неориентированной пленок (100 мкм) в исходном состоянии. Видно, что влияние фактора ориентации несущественно повышает величину радиационной стойкости пленки и качественно согласуется с выводами, например, из работ [4, 5].

Отжиг неориентированной (рис. 2, а) пленки толщиной 40 мкм (рис. 1, а) дает качественно сходный результат, т. е. радиационная стойкость несколько понижается. Анализ в ней интенсивности полос аморфной фазы показывает, что после отжига отношение оптических плотностей  $D_{775}/D_{2380}$  уменьшается с 0,77 до 0,69<sup>2</sup>. Это наряду с некоторым увеличением абсолютного значения продольной скорости звука должно указывать на увеличение степени кристалличности. Если считать, что разрывы цепей при облучении ПТФЭ протекают преимущественно в аморфной фазе [1–3], то понижение ее объемной доли должно приводить при прочих равных условиях к повышению радиационной стойкости материала. На рис. 1 мы видим обратное. Анализ динамики полимерных цепей после отжига был проведен с помощью метода ЯМР широких линий. В области комнатных температур линия имела две компоненты, причем узкую мы связали с ядрами <sup>19</sup>F аморфной фазы [6]. Расчет динамической степени кристалличности показал, что после отжига последняя уменьшается. Этот факт хорошо согласуется с данными работы [7], по которым переплавление исходного ПТФЭ также понижает динамическую степень кристалличности. Таким образом, при отжиге мы отмечаем, с одной стороны, увеличение объемной доли кристаллической фазы, а с другой – увеличение в системе доли быстрых ядер, причем эти изменения должны касаться и кристаллической фазы.

Мы проанализировали форму линии ЯМР в области очень низких температур, где второй момент линии поглощения перестает увеличиваться ( $-180^\circ$ ). Аналогично ПЭ [8], мы обнаружили в спектре компоненту гауссовской формы, которую также связали с проявлением дефектности кристаллитов. Анализ этой компоненты показал, что термообработка исходных пленок из ПТФЭ всегда приводит к некоторому уменьшению ее доли и одновременно к уменьшению ее ширины. Таким образом, при отжиге число дефектов в кристалле будет уменьшаться, а подвижность ядер фтора, связанных с ними, усиливаться. Эти факты могут быть связаны с отмеченными при переплавлении явлениями интенсификации различных форм подвижности, в том числе и в кристаллической фазе ПТФЭ [7]. Отмеченный характер изменений при отжиге ПТФЭ может быть обусловлен как сложностью процессов, протекающих при отжиге частично кристаллических полимеров [9–11], так и особенностями энергетики макромолекул

<sup>2</sup> Полоса 2380 см<sup>-1</sup> взята в качестве внутреннего стандарта.

ПТФЭ. Кривые потенциальной энергии для них указывают на целый ряд устойчивых изомеров, учет которых при подробном рассмотрении приводит к возможности термической генерации в ПТФЭ целого ряда конформационных дефектов: изменение знака спирали, появление доли участков цепей в планарной конформации.

Возникновение такого рода дефектов подтверждается целым рядом рентгеновских [12–13] и спектроскопических [14–17] данных. В условиях необратимого изменения морфологии при отжиге [10, 11] часть таких дефектов кристалла может оставаться и при охлаждении образца до комнатной температуры. Одной из причин этого может служить кинетический

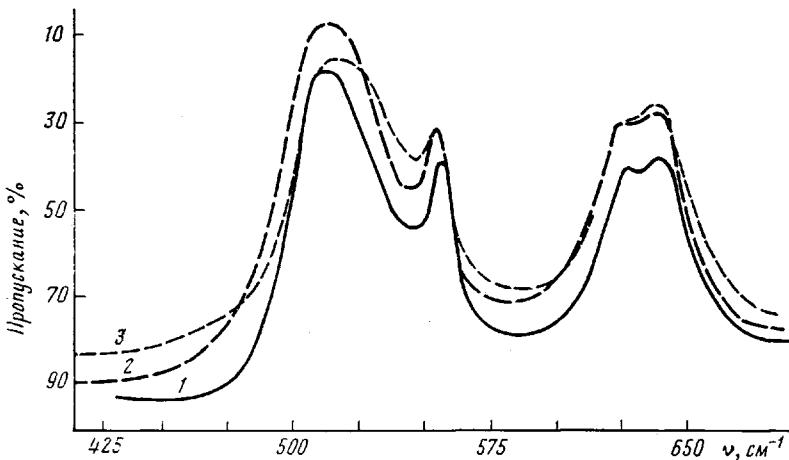


Рис. 3. ИК-спектры пленки ПТФЭ толщиной 5 мкм: 1 – исходная; 2 – отжиг 1 ч, 300°; 3 – закалка в воду 1 ч, 350°

фактор, так как полимерам свойствен широкий спектр времени релаксации, за счет которых при охлаждении после отжига должен происходить переход к более равновесному состоянию. Некоторое подтверждение получающейся после отжига неравновесности нами получено методом ИК-спектроскопии. Был проведен сравнительный анализ формы линии полос поглощения в области 400–700 см<sup>-1</sup>. Эта область спектра представляет интерес, так как в ней, согласно оценкам [14, 15], следует ожидать проявлений конформационной нерегулярности. Из сравнения кривых 1 и 2 на рис. 3 видно<sup>3</sup>, что полоса ~513 см<sup>-1</sup> после отжига оказывается заметно уширенной, как и кристаллические полосы 555, 626 и 640 см<sup>-1</sup>.

Уширение с температурой указанных полос, а также полос в дальней ИК-области неоднократно отмечали в литературе [16, 17]. В связи с этим уширение указанных полос при съемке при ~30° означает фиксацию в отожженной пленке некоторого количества термически индуцированных дефектов. Следует заметить, что явление сохранения определенной нерегулярности после термообработки ПТФЭ следует из сходных данных колебательной спектроскопии в ближней [17], дальней [16] ИК-области, данных комбинационного рассеяния [18], а также из данных по теплотам плавления и динамической механической релаксации [7]. Возникновение отмеченных конформационных нерегулярностей сопровождается изменением и характера морфологии. На рис. 4 приведены сравнительные  $V_v$ <sup>4</sup> дифрактограммы при рассеянии поляризованного света исходной ориентированной (a) и отожженной (b) пленками. Видно, что после отжига азимутальная зависимость рассеяния становится слабо выраженной, что наряду

<sup>3</sup> Здесь приведены спектры в обычном свете, но та же тенденция в изменении формы указанных полос отмечается и для поляризованного излучения.

<sup>4</sup> Картина рассеяния типа  $V_v$  соответствует вертикальному направлению поляризации света в поляризаторе и анализаторе, совпадающему с направлением вытяжки в случае ориентированных пленок;  $H_v$ -рассеяние получается при горизонтальном расположении направления поляризации в анализаторе (скрещенные поляроиды).

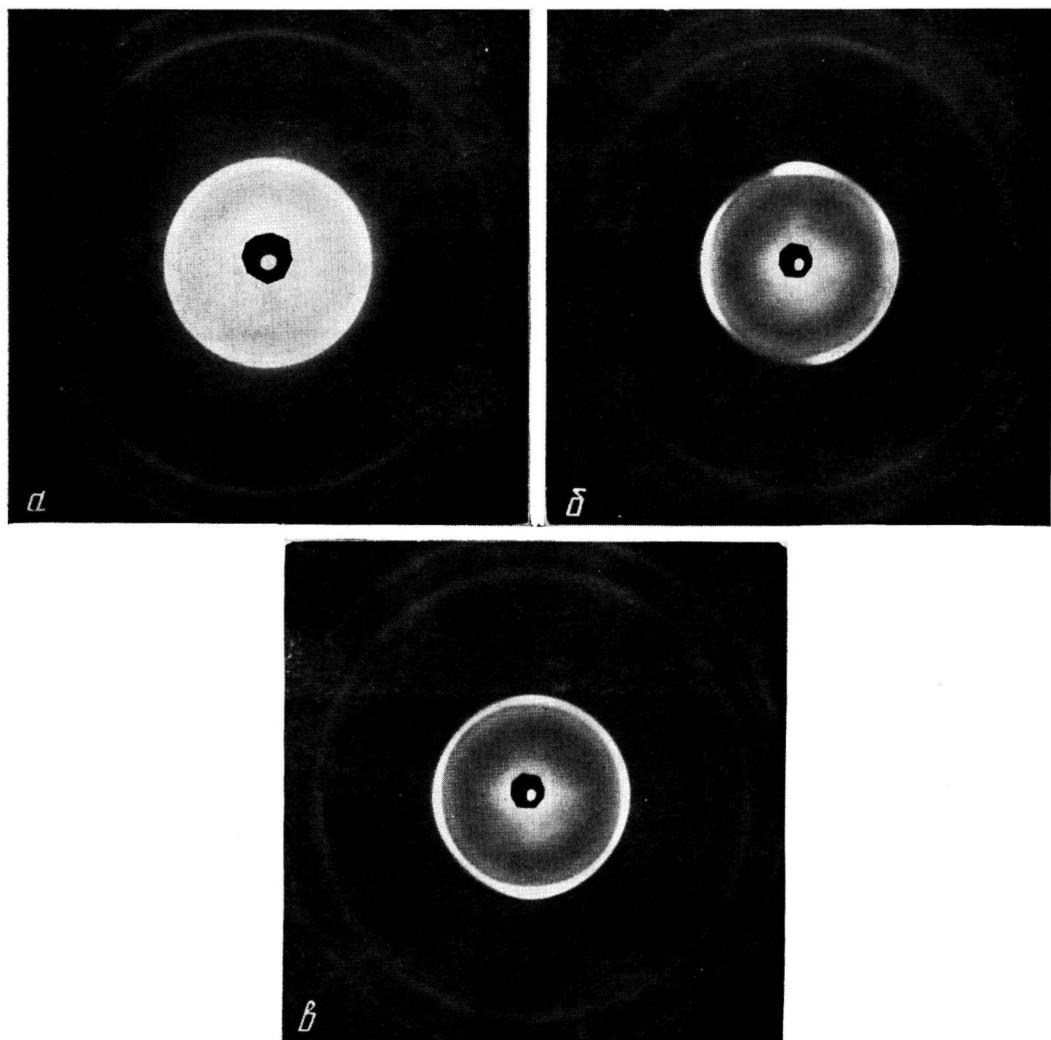


Рис. 2. Фоторентгенограммы пленок ПТФЭ: *a* – 40 мкм, неориентированная; *б* – 100 мкм, ориентированная; *в* – 100 мкм, исходная + отжиг 1 ч, 315°

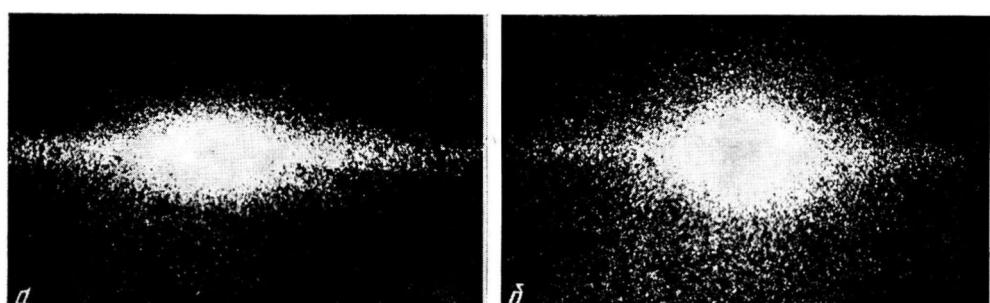


Рис. 4. Дирактограммы малосуглового светорассеяния исходной (*а*) и отожженной 1 ч при 300° (*б*) пленок Ф-4 толщиной 10 мкм ( $V_v=1/15$  с)

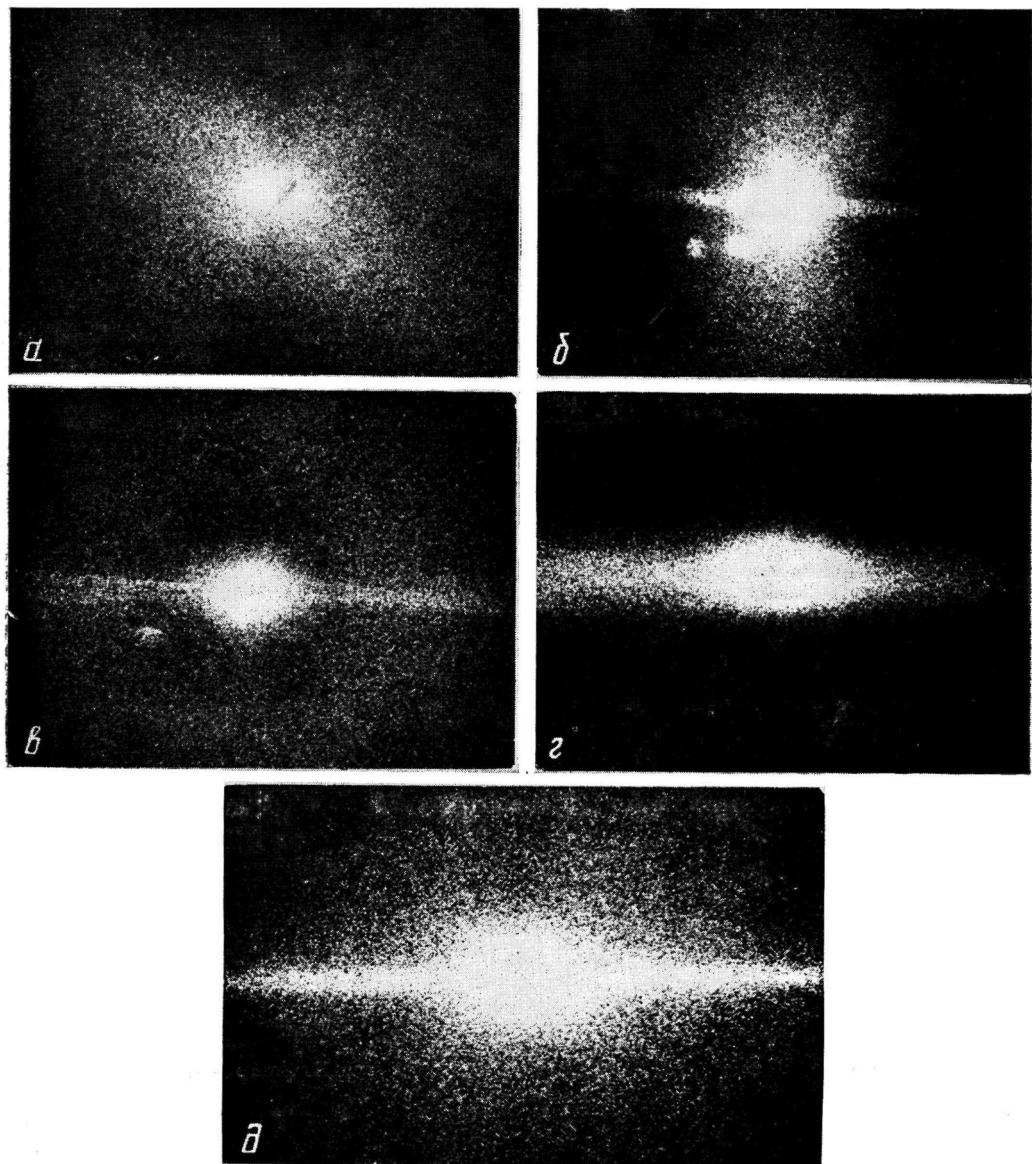


Рис. 5. Дифрактограммы малоуглового светорассеяния пленок толщиной 40 (*a* – *e*) и 100 мкм (*ε*, *δ*): *a*, *б*, *г* – исходные пленки; *в*, *δ* – после закалки 1 ч, 350°; *a* –  $H_v$ , 1 с; *б* – *V\_v* соответственно 1/8, 1/60, 1/125 и 1/30 с

с процессами разориентации макромолекул можно приписать нарушениям сплошности надмолекулярных структур, ответственных за рассеяние [19].

Далее мы проследили, как сказывается на морфологии и конформационных характеристиках режим закалки, который, согласно рис. 1, приводит к еще более сильному понижению радиационной стойкости пленок ПТФЭ. Показано, что в пленке толщиной 40 мкм после закалки  $C_0$  падает с 860 до 680 м/с. Это можно связывать с уменьшением степени кристалличности по причине более низкого значения динамического модуля аморфной фазы. Однако заметное уменьшение оптической плотности аморфной полосы  $775 \text{ см}^{-1}$  при той же толщине пленки после закалки свидетельствует об уменьшении концентрации групп, ответственных за данную полосу. Такое противоречие было снято после изучения морфологии пленок после закалки. На рис. 5 представлены индикатрисы рассеяния для исходных и закаленных пленок,  $H_v$  и  $V_v$  дифрактограммы исходной пленки 40 мкм показывают, что надмолекулярная структура в ней реализуется в виде агрегатов анизотропных стержней с объемной долей  $\sim 0,6$ , обладающих отрицательным двулучепреломлением [20]. Плавное снижение  $I_{H_v}$  от радиального угла (при  $\mu=45^\circ$ ) и не очень четкая зависимость ее от азимутального угла указывают на слабую корреляцию оптически анизотропных стержней в этих агрегатах [21, 22], что, по-видимому, обусловлено отсутствием заметной ориентации при кристаллизации в процессе получения пленок. Картина  $V_v$  рассеяния в закаленной пленке представлена на рис. 5, в. Сферически симметричное гало с центром, приходящимся на направление падающего пучка и с заметным минимумом в области малых углов, можно объяснить рассеянием на некоррелированных включениях микронного размера, сильно отличающихся по показателю преломления от полимерной среды.

В совокупности с отмеченными данными по уменьшению оптической плотности полосы  $775 \text{ см}^{-1}$  это надо связать с появлением в закаленной пленке микропустот<sup>5</sup>. Аналогичный вывод следует из данных для пленки 100 мкм (рис. 5, г, д). В исходной пленке структура реализуется в виде агрегатов стержней с их длинной осью, практически совпадающей с направлением вытяжки при ориентации [21]. После закалки наряду с заметным экваториальным рассеянием появляется также симметричное гало, которое свидетельствует об уменьшении протяженности наблюдаемых структур или о нарушении их сплошности [19]. Из данных ИК-спектроскопии (рис. 3) видно, что столь заметные изменения морфологии пленок после закалки сказываются и на конформационных характеристиках. Так, видно, что структурно-чувствительные полосы оказываются после закалки еще более уширенными. Особо следует остановиться на изменении формы линии полосы  $513 \text{ см}^{-1}$ , которая в области максимума оказывается в основном уширенной со стороны высоких частот. Согласно работе [23], эта полоса получается наложением двух полос: 503 и  $520 \text{ см}^{-1}$ . Первая характерна для бездефектных конформаций, а вторая — для дефектов, индуцируемых термически. В связи с этим увеличение интенсивности в области  $\sim 520 \text{ см}^{-1}$  в пленке после закалки означает фиксацию в ней заметного числа термически индуцированных нерегулярностей. Отдельного обсуждения требует поведение низкочастотной границы полосы  $513 \text{ см}^{-1}$ , а также ее фона<sup>6</sup> после термообработки. Известно, что механическое нагружение различных полимерных материалов приводит к изменению формы контура полос ряда скелетных колебаний, и в частности к смешению его левой ветви к низким частотам и к увеличению фона [24]. Эти же закономерности, как видно, наблюдаются и для термообработанных пленок (рис. 3). В связи с этим в последних следует допустить возможность в ненагруженном состоянии неравномерного распределения внутренних напряжений по

<sup>5</sup> Микротрешины должны быть закрытого типа, так как выдержка закаленных пленок в хорошо смачивающем вазелиновом масле не понижает интенсивности наблюдаемого диффузного гало.

<sup>6</sup> Увеличение фона низкочастотного ИК-поглощения с ростом температуры, а также повышение его после термообработки отмечалось ранее [16, 23]. Этот факт связывают с увеличением амплитуд собственных колебаний вследствие ослабления межмолекулярного взаимодействия [26].

отдельным связям и появления таким образом перенапряженных связей, как это отмечено для ряда полимеров [25].

Таким образом, совокупность всех представленных данных показывает, что термообработка промышленных пленок ПТФЭ сопровождается, с одной стороны, накоплением в полимере конформационных нерегулярностей,

которые определенным образом сказываются на динамике цепей, а с другой — нарушением сплошности надмолекулярных структур. Одновременно отмечена вероятность возникновения при этом перенапряженных связей. Рассмотрение этих изменений при переходе от отжига к закалке показывает, что в последнем случае эти изменения более существенны. Одновременно радиационная стойкость после закалки также ниже. В связи с этим интенсивность радиационно-химических процессов при облучении ПТФЭ следует связывать с отмеченными изменениями морфологии и молекулярной структуры.

Учитывая, что при облучении в полимерах протекают химические превращения, их кинетику удобно описывать уравнением Аррениуса. В случае деструктируемого при облучении ПТФЭ будем рассматривать реакцию разрыва связей под действием частиц высокой энергии. Учитывая сложность морфологии и конформационного состояния в ПТФЭ, удобно воспользоваться уравнением Аррениуса для распада атомных связей в поле механических сил [27]

$$k = k_0 \exp - \frac{\Delta E - wf}{RT}, \quad (1)$$

где  $k$  — константа скорости реакции распада связей;  $\Delta E$  — величина энергии активации процесса разрыва;  $w$  — флюктуационный объем;  $f$  — истинное напряжение на связи;  $T$  — температура.

Как видно из уравнения (1), при фиксированной температуре облучения константа скорости реакции разрыва связей зависит от трех параметров  $\Delta E$ ,  $w$ ,  $f$ .

Для оценки роли первого воспользуемся теоретическими представлениями [28] о поведении полимеров при облучении. Согласно им, возможность протекания процессов сшивания или разрыва при облучении определяется величиной потенциального барьера на кривой потенциальной энергии синглетного возбужденного состояния (рис. 6). На наш взгляд, учитывая наличие электрон-фононных взаимодействий, следует иметь в виду еще и колебательные состояния системы. Из рис. 6 видно, что при прочих равных условиях, если молекула (участок цепи) находится в более высоком колебательном состоянии, то величина барьера для разрыва понижается, а вероятность разрыва цепи повышается. Такой подход дает хорошее согласие с экспериментальными данными по интенсификации радиационно-химических процессов в сшивавшихся и деструктируемых полимерах при повышенных температурах [29—31]. В случае представленного экспериментального материала по ПТФЭ (рис. 1) термообработка должна увеличивать долю нерегулярности в виде изомеров более высокой энергии. В связи с этим при той же температуре облучения колебательное состояние отожженного образца должно быть более высоким, чем в исходном. В закаленном образце, где доля дефектов еще выше, колебательный уровень должен быть еще более высоким. Соответственно величины барьеров для разрыва должны понижаться в этом направлении (рис. 6), а вероятность процессов разрыва, наоборот, повышаться. Экспериментальные

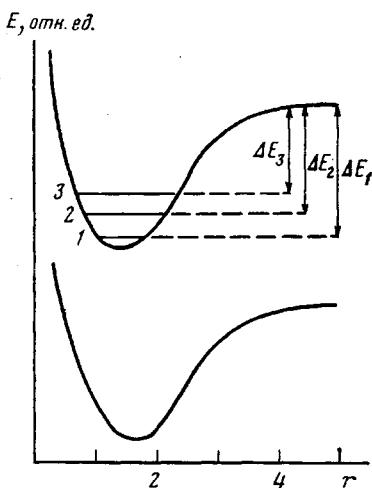


Рис. 6. Кривые потенциальной энергии в основном и возбужденном состояниях с учетом колебательного состояния системы

сторона в ПТФЭ, удобно воспользоваться уравнением Аррениуса для распада атомных связей в поле механических сил [27]

данные (рис. 1), показывающие, что в закаленных образцах получены наиболее сильные изменения, согласуются с таким выводом<sup>7</sup>.

Наличие микропустот в объеме облучаемой пленки должно, на наш взгляд, играть двоякую роль. Такая микротрецина должна выполнять функцию значительного дефекта, являющегося причиной понижения теплопроводности [33], а в нашем случае — продольной скорости звука. В этих условиях понижение эффективного переноса энергии тепловых колебаний по объему должно способствовать процессам разрыва связей, так как при этом уменьшается вероятность делокализации энергии падающей частицы за счет перехода ее в тепловые колебания [1]. С другой стороны, согласно уравнению (1), увеличение флуктуационного объема должно приводить к росту скорости реакции. Подтверждением этому служит, по-видимому, факт увеличения выхода радикалов в ПТФЭ при увеличении свободного объема, который лимитирует выход радикала из клетки [34]. Однако появление микротрешин в объеме пленки равносильно созданию в ней мощных долгоживущих флуктуаций плотности. Согласно развиваемым представлениям [25, 35], связи вблизи них могут за счет теплового давления находиться в более перенапряженном состоянии (в 1,5–2 раза [25]), чем в среднем по объему. В связи с этим наименее радиационная стойкость в пленках, где морфология характеризуется сильно выраженным нарушением сплошности структуры (закалка), может быть обусловлена наряду с вышеперечисленными причинами еще и столь многозначным вкладом повышенной величины свободного объема.

В заключение авторы благодарят Ф. А. Фазлыеву за проведение рентгенографических измерений.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Кочергинский В. В., Ромадин В. Ф., Глухов В. А., Леонтьев В. П., Князев В. К. Электронная обработка материалов, 1984, № 6, с.
2. Takenada M., Yamagata K. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1980, v. 18, № 7, p. 1643.
3. Fisher W. K., Gaur U., Wunderlich B., Correlli J. C. Bull. Amer. Phys. Soc., 1980, v. 25, № 3, p. 273.
4. Kitamary R., Mandelkern L. J. J. Polymer Sci. B, 1964, v. 2, № 11, p. 1019.
5. Akay G., Tinker T., Aydin E. Europ. Polymer J., 1980, v. 16, № 7, p. 597.
6. Peffley W. M., Honnald V. R., Binger D. J. Polymer Sci. A, 1966, v. 4, № 5, p. 977.
7. Starkweather H. W., Zoller P., Jones G. A., Vega A. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1982, v. 20, № 4, p. 751.
8. Bergmann K. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1978, v. 16, p. 1611.
9. Haase J., Koher J., Hosemann R. Z. Naturforsch., 1978, B, 33, № 12, S. 1472.
10. Yeh G. S., Hosemann R., Loboda-Cackovic Y., Cackovic H. Polymer, 1976, v. 17, № 1, p. 309.
11. Озерин А. И., Селихова В. И., Зубов Ю. А., Бакеев Н. А., Баулин А. А., Иванчев С. С. Высокомолек. соед. А, 1980, т. 22, № 8, с. 1808.
12. Wecker S. M., Cohen J. B., Davidson T. J. Appl. Phys., 1974, v. 45, № 10, p. 4453.
13. Yamamoto T., Hara T. Polymer, 1982, v. 23, № 4, p. 521.
14. Koenig J. L., Boerio F. J. J. Chem. Phys., 1969, v. 50, № 7, p. 2833.
15. Zerbi G., Saccchi M. Macromolecules, 1973, v. 6, № 5, p. 692.
16. Willis H. A., Gudby E. A., Chantry G. W., Nicol E. A., Fleming J. W. Polymer, 1975, v. 16, № 1, p. 74.
17. Yeung C. K., Jasse B. J. Appl. Polymer Sci., 1982, v. 27, № 12, p. 4587.
18. Rabolt J. F., Piermarini G., Blok S. J. Chem. Phys., 1978, v. 69, № 6, p. 2872.
19. Hasimoto T., Nagatoshi K., Todo A., Kawai H. Polymer, 1976, v. 17, № 12, p. 1075.
20. Chu W. H., Yoon Y. J. Polymer Sci. Polymer Symp., 1977, № 61, p. 17.
21. Hashimoto T., Maracami Y., Kawai H. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1975, v. 13, № 8, p. 1613.
22. Prud'homme R. E., Stein R. S. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1974, v. 12, № 9, p. 1805.
23. Masetti G., Saccchi M. Macromolecules, 1973, v. 6, № 5, p. 700.
24. Журков С. Н., Веттеагренъ В. И., Корсуков Б. Е., Новак И. И. Физика твердого тела, 1969, т. 11, № 2, с. 290.
25. Джалилов Ф., Новак И. И., Веттеагренъ В. И. В кн.: Тез. докл. V Респ. симп. «Поверхностные явления в полимерах». Киев: Наук. думка, 1982, с. 37.

<sup>7</sup> В работе Фишера [32] получен сходный с нашим вывод об увеличении выхода реакции с образованием групп  $(-\text{C}-\text{F}-)$  в закаленных образцах ПТФЭ.



26. Берштейн В. А., Рыжов В. А. Высокомолек. соед. Б, 1982, т. 24, № 7, с. 495.
27. Воробьев В. М., Веттергрен В. И. Высокомолек. соед. А, 1975, т. 17, № 10, с. 2342.
28. Tsuda M., Oikawa J. J. Polymer Sci. Polymer Chem. Ed., 1979, v. 17, № 11, p. 3759.
29. Kang H. Y., Saito O., Dole M. J. Amer. Chem. Soc., 1967, v. 89, № 9, p. 1980.
30. Wall L. A., Brown D. W. J. Phys. Chem., 1957, v. 61, № 2, p. 129.
31. Большакова Н. И., Тихомиров В. С., Серенков В. И., Абрамова И. Н. Высокомолек. соед. Б, 1975, т. 17, № 8, с. 572.
32. Fisher W. K., Correlli J. C. J. Polymer Sci. Polymer Chem. Ed., 1981, v. 19, № 10, p. 2465.
33. Горносталь П. М., Левандовский В. В., Танциора Т. П. / В кн.: Физика конденсированного состояния. Киев: Изд-во Киев. ун-та, 1980, с. 101.
34. Клиншпот Э. Р., Кирюхин В. И., Милинчук В. К. Высокомолек. соед. А, 1980, т. 22, № 8, с. 1754.
35. Веттергрен В. И., Кусов А. А., Коржавин Л. И., Френкель С. Я. Высокомолек. соед. А, 1982, т. 24, № 9, с. 1958.

Московский текстильный институт  
им. А. Н. Косыгина

Поступила в редакцию  
5.VIII.1983.

**INFLUENCE OF MORPHOLOGY OF POLYTETRAFLUOROETHYLENE  
ON THE CHANGE OF CRYSTALLINITY DURING TREATMENT  
BY ELECTRONS. ANNEALING AND QUENCHING EFFECTS**

KOCHERVINSKII V. V., GLUKHOV V. A., LEONT'EV V. P., DANILYUK T. Ye.

**S u m m a r y**

The influence of morphology of oriented and nonoriented PTFE films on the change of their crystallinity during treatment with electrons has been studied by acoustic method after the change of thermal prehistory. Annealing and quenching of films result in the marked change of their morphology and radiation resistance. This behaviour is related with appearance of overstressed skeletal bonds and with such defects as crazes as well as with increase of concentration of conformational defects having higher energy. All these facts following the Tsuda theory have to decrease the value of potential barrier for the rupture of a bond under irradiation.