

УДК 541.64:539.3

## ВЛИЯНИЕ ПЛОСКОСТНОЙ ОРИЕНТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКИ НА СВОЙСТВА ПОЛИПИРОМЕЛЛИТИДНОЙ ПЛЕНКИ

© 1999 г. Л. А. Лайус, И. В. Гофман, Н. А. Долотова, Л. Ю. Тихонова,  
В. И. Алешин, В. Е. Смирнова, В. К. Лаврентьев

Институт высокомолекулярных соединений Российской академии наук  
199004 Санкт-Петербург, Большой пр., 31

Поступила в редакцию 30.09.98 г.

Принята в печать 10.03.99 г.

Исследованы деформационно-прочностные и термомеханические характеристики полипирамеллитидной пленки, подвергнутой плоскостной ориентационной вытяжке при 400°C. Степень вытяжки  $\lambda$  варьировали в пределах 1–1.65. Ориентированные пленки испытывали на растяжение в диапазоне температур 20–250°C. Исследовали изменение механических свойств после теплового старения при температурах до 350°C. В результате ориентационной вытяжки прочность, предел вынужденной эластичности и модуль упругости существенно возрастают, разрывные удлинения снижаются, но сохраняются на уровне 35–40%, что не сужает область практического использования пленок. Стабильность механических свойств ориентированных пленок при тепловом старении заметно выше, чем у исходных. Оценена степень молекулярной ориентации полученных объектов.

Ориентационная вытяжка широко используется для улучшения деформационно-прочностных свойств полимерных волокон. Характеристики пленок, в том числе и ПИ-пленок, также существенно зависят от степени ориентации макромолекул [1–5]. Однако промышленно выпускаемые отечественные ПИ-пленки, насколько можно судить по их физико-механическим характеристикам, в целом изотропны или имеют слабую плоскостную ориентацию. По-видимому, специальной операции термовытяжки их не подвергают. Наблюдаемая ориентация возникает в результате влияния подложки, свободной поверхности [6, 7] или в результате действия различных сопутствующих технологических факторов [8].

ПИ-пленки даже без ориентационной вытяжки имеют высокие показатели механических свойств, тем не менее дальнейшее их улучшение безусловно является практически полезным и может расширить области применения этих материалов.

Имеющиеся литературные данные по свойствам ориентированных ПИ-пленок относятся в основном к образцам с преимущественной одноосной ориентацией. Систематические сведения о

влиянии плоскостной ориентации на свойства ПИ-пленок в литературе отсутствуют. Настоящая работа и посвящена изучению данного вопроса.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве объекта исследования использовали промышленную ПИ-пленку ПМ производства НПО “Пластик” (Москва) с名义альной толщиной 40 мкм, получаемую на основе пиромеллитового диангидрида и диаминодифенилового эфира [9].

Плоскостную ориентационную вытяжку осуществляли при 400°C путем натягивания зажатой в кольцевой зажим пленки на торец цилиндра диаметром ~100 мм. Схематически процесс ориентации показан на рис. 1. Для уменьшения трения ориентируемой пленки 1 о поверхность торца цилиндра 2 и снижения растягивающих усилий, возникающих при огибании пленкой его края и приводящих к преждевременному разрыву пленки, использовали следующий прием. Под ориентируемую пленку 1 перед закреплением ее в кольцевом зажиме 3 подкладывали дублирующую полимидафторопластовую пленку 4 так, чтобы фторопластовый слой был обращен к цилинду 2. В центре дублирующей пленки имелось отверстие

диаметром 40–45 мм. Наличие этого отверстия резко снижало усилия, необходимые для растяжения дублирующей пленки. Последняя скользила по поверхности цилиндра 2, не разрушаясь и увлекая за собой ориентируемую пленку. Нагревание образца до температуры вытяжки осуществляли с помощью двух нагревателей 5 и 6; первый размещался на обратной стороне цилиндра, а второй – на пластине 7, обеспечивающей выравнивание поля температур на всей площади пленки. Такой прием позволял вытянуть образец вплоть до степени вытяжки  $\lambda = 1.65$  ( $\lambda$  – увеличение линейных размеров рабочей части образца), что близко к максимально достижимым значениям. При этом толщина пленки в рабочей зоне (торец цилиндра) уменьшалась в ~3 раза. Продолжительность эксперимента (нагревание, вытяжка, охлаждение) составляла 3–4 мин. В качестве заготовки для изготовления образцов использовали плоскую часть вытянутой пленки, сформованную на торце цилиндра 2. Результаты испытаний не зависели от того, в каком направлении и из какого места заготовки вырезались образцы – по радиусу или перпендикулярно ему.

Механические испытания ориентированных пленок при одноосном растяжении проводили на универсальной разрывной машине UTS 10 (UTS Testsysteme, Германия). Образцы представляли собой полоски с длиной рабочей части 20 и шириной ~2 мм, скорость растяжения 10 мм/мин. Термомеханические испытания выполняли на установке УМИВ-3 [10] при нагревании образцов со скоростью 5 град/мин и растягивающих напряжениях не выше 2.0 МПа. Линейные коэффициенты теплового расширения  $\alpha$  измеряли в диапазоне 50–250°C с помощью лабораторной установки.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### *Механические свойства*

На рис. 2 представлено семейство диаграмм растяжения, полученных при комнатной температуре, для ПМ-пленок с различной степенью вытяжки. Диаграммы растяжения исходных и ориентированных пленок подобны, но с ростом степени вытяжки  $\lambda$  деформирование происходит при все более высоких напряжениях. По мере растяжения образцов наклон кривых постепенно уменьшается. С увеличением  $\lambda$  изменяются модуль упругости  $E$  и предельные характеристики – прочность  $\sigma_p$  и удлинение до разрыва  $\epsilon_p$ . Графики

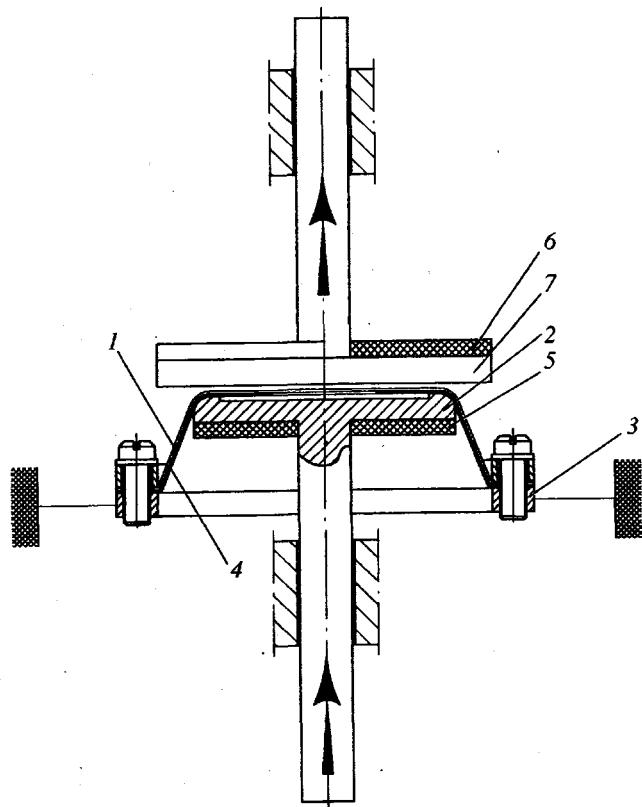


Рис. 1. Схема устройства для плоскостной вытяжки пленок.

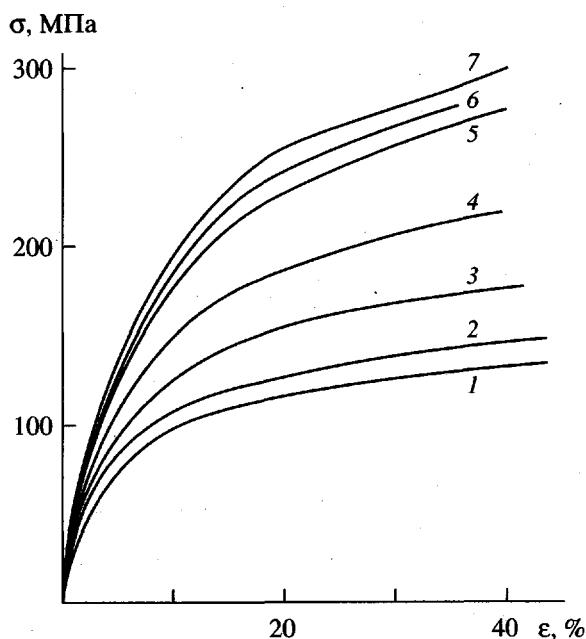


Рис. 2. Диаграммы растяжения плоскоориентированных ПИ-пленок с различными степенями вытяжки  $\lambda$  при комнатной температуре.  $\lambda = 1.0$  (1); 1.1 (2); 1.2 (3); 1.25 (4); 1.35 (5); 1.45 (6) и 1.65 (7).

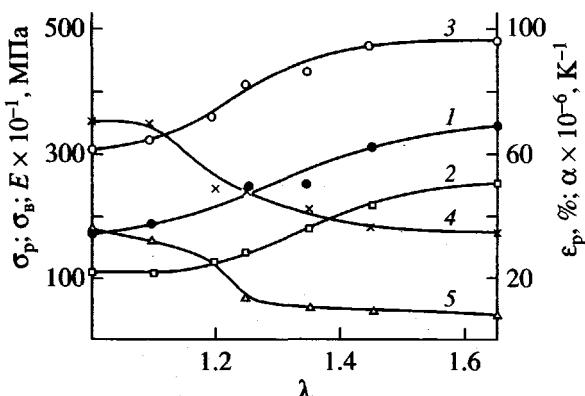


Рис. 3. Зависимости предела прочности  $\sigma_p$  (1), предела вынужденной эластичности  $\sigma_v$  (2), модуля упругости  $E$  (3), удлинения при разрыве  $\varepsilon_p$  (4) и коэффициента термического расширения  $\alpha$  (5) плоскоориентированных ПИ-пленок от степени вытяжки  $\lambda$ .

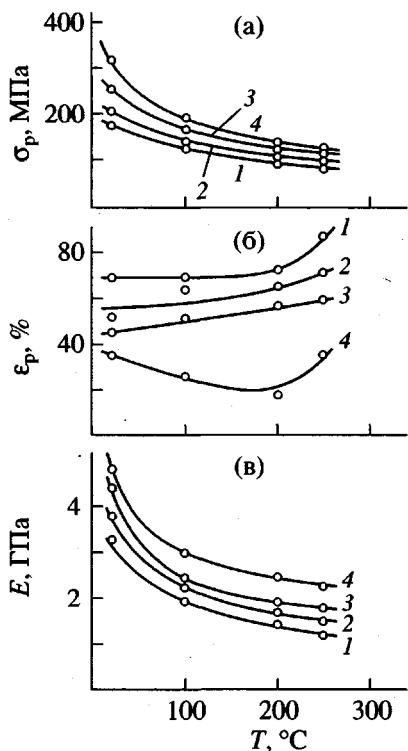


Рис. 4. Зависимости  $\sigma_p$  (а),  $\varepsilon_p$  (б) и  $E$  (в) плоскоориентированных ПИ-пленок от температуры.  $\lambda = 1.0$  (1); 1.2 (2); 1.35 (3) и 1.45 (4).

этих величин в зависимости от  $\lambda$  приведены на рис. 3. Они представляют собой слегка искривленные линии – при малых и высоких значениях  $\lambda$  зависимость рассматриваемых величин от степени вытяжки слабая, а при средних  $\lambda$  она несколько усиливается. Аналогичным образом ведет се-

бя и линейный коэффициент теплового расширения  $\alpha$ .

Как видно из рис. 3, плоскостная вытяжка позволяет увеличить прочность пленки в 1.5–2 раза при сохранении разрывных удлинений на уровне 35–40%. Модуль упругости  $E$  по мере вытяжки возрастает от 3 до ~5 ГПа, т.е. более, чем в 1.5 раза.

Результаты механических испытаний при 20–250°C для четырех образцов, включая неориентированную пленку, приведены на рис. 4. Как видно, с повышением температуры происходит снижение прочности  $\sigma$  (рис. 4а) и модуля упругости  $E$  (рис. 4в). Отметим, что у высокоориентированных пленок относительное снижение прочности происходит несколько быстрее, чем у слабоориентированных.

Разрывные удлинения  $\varepsilon_p$  у пленок с малыми и умеренными  $\lambda$  при повышении температуры монотонно возрастают (рис. 4б, кривые 1–3). У высокоориентированных пленок зависимость  $\varepsilon_p(T)$  проходит через минимум (кривая 4), т.е. на кривой имеется участок, где  $\varepsilon_p$  снижается с повышением  $T$ . Падение  $\varepsilon_p$  пленок ПМ с ростом температуры наблюдали ранее [10] и связывали с релаксационным переходом в данной температурной области.

На рис. 5 показано изменение деформационно-прочностных показателей пленок ПМ после теплового старения на воздухе при 300 и 350°C. Продолжительность старения – до 100 ч. Испытания на растяжение состаренных пленок выполняли при комнатной температуре. Как видно, у пленок, не подвергавшихся ориентационной вытяжке, по мере старения происходит монотонное снижение  $\sigma_p$  и  $\varepsilon_p$  – рис. 5а и 5б (кривые 1 и 1'), в то время как у высокоориентированных – при низкой температуре старения  $\varepsilon_p$  сначала даже несколько возрастает или продолжительное время остается на неизменном уровне и лишь затем начинает спадать (кривые 2' и 3'). При более высокой температуре старения (350°C) наблюдается монотонный спад как  $\varepsilon_p$ , так и  $\sigma_p$  (кривые 2 и 3). Важно отметить, что даже после длительного теплового старения при всех исследованных температурах прочность ориентированных пленок сохраняется на более высоком уровне, чем у изотропных.

Логично предположить, что изменение деформационно-прочностных свойств ПИ при тепловом старении происходит под влиянием целого комплекса факторов, таких как возникновение новых надмолекулярных образований, разориентация,

шивание, деструкция цепей и т.д. Одновременное действие этих факторов затрудняет анализ процесса старения ориентированных ПИ-пленок.

Снижение модуля упругости на начальной стадии старения (рис. 5в) позволяет предположить, что на этом этапе происходит заметная дезориентация цепей. Рост  $E$  на последующих стадиях старения свидетельствует о том, что в дальнейшем начинают преобладать процессы структурирования и сшивания.

Термомеханические кривые ориентированных пленок с увеличением степени вытяжки  $\lambda$  существенно видоизменяются (рис. 6). Кривая неориентированной пленки имеет типичный для ПИ вид, что вполне естественно. Начальный линейный участок кривых обусловлен тепловым расширением образца, уменьшающимся с повышением  $\lambda$ . Резкий рост деформации для неориентированного образца (кривая 1) связан с его размягчением. Размягчение ориентированных образцов приводит к их усадке за счет внутренних напряжений. При этом температура, отвечающая резкому изменению наклона кривых и соответствующая началу процесса размягчения, снижается по мере увеличения  $\lambda$ . Это снижение довольно существенно – от 365°C для неориентированного образца до 340°C для образца с максимальной ориентацией. Рост деформации образца наблюдается только после завершения процесса усадки.

Важной характеристикой пленок, существенной для многих областей их применения, является размерная стабильность. Мы провели измерения усадки ориентированных пленок при длительном прогревании при 250 и 300°C. Оказалось, что наиболее резкое изменение размеров (сокращение) происходит в течение первого часа термообработки. Дальнейшая термообработка приводит лишь к незначительным изменениям размеров. Суммарное сокращение изотропной пленки за 3 ч при 250 и 300°C составляет 0.31 и 0.36%. Ориентированная пленка с  $\lambda = 1.65$  за такой же период времени при 250°C сокращается на 0.65%, а при 300°C на 1.1%. Одновременно имеет место снижение модуля упругости с 4.5 ГПа до 3.9 и 3.8 ГПа соответственно, что свидетельствует о разориентации макроцепей в ходе прогревания ориентированных пленок при температурах 250°C и выше.

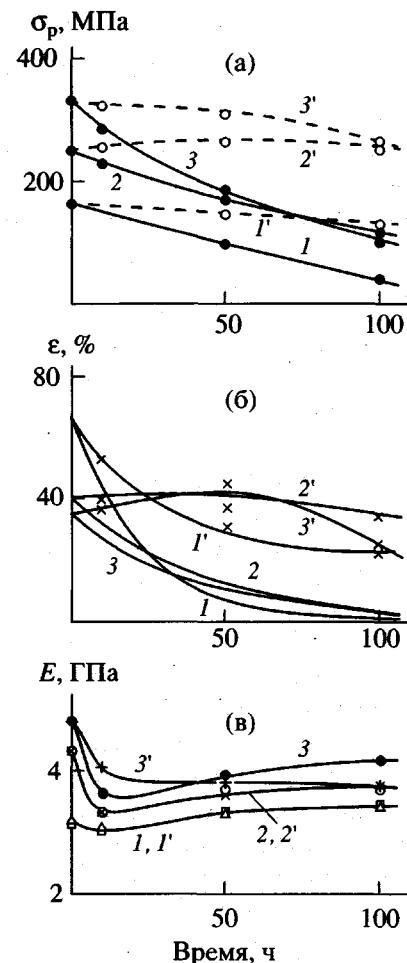


Рис. 5. Изменение  $\sigma_p$  (а),  $\epsilon_p$  (б) и  $E$  (в) плоскоориентированных ПИ-пленок в результате теплового старения при 350°C (1–3) и 300°C (1'–3').  $\lambda = 1.0$  (1, 1'); 1.35 (2, 2'); 1.65 (3, 3').

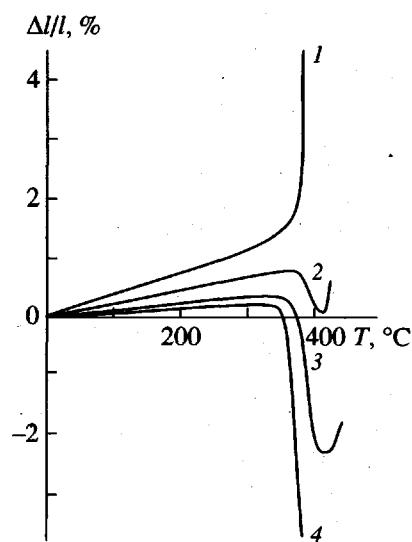


Рис. 6. Термомеханические кривые плоскоориентированных ПИ-пленок.  $\lambda = 1.0$  (1); 1.2 (2); 1.35 (3) и 1.65 (4).

### Оценка степени молекулярной ориентации полимера

Степень вытяжки не является исчерпывающей характеристикой ориентации макроцепей полимера, поскольку одной и той же  $\lambda$  могут соответствовать различные степени молекулярной ориентации. Степень вытяжки – характеристика технологическая, а не физическая. Представляло интерес попытаться хотя бы приблизительно оценить степень ориентации макроцепей в исследуемых пленках. Метод измерения ориентации, основанный на анализе ИК-дихроизма, в нашем случае оказался неприменимым из-за высокого поглощения ПИ в ИК-области спектра. РСА также не всегда бывает доступен. Поэтому мы использовали его только в качестве контрольного к предложенному здесь косвенному методу оценки степени ориентации.

Косвенная оценка степени ориентации макроцепей получена на основании следующих соображений. Считаем, что в изотропном полимере оси макроцепей распределены равномерно по всем трем координатным осям. При плоскостной вытяжке количество цепей, ориентированных в плоскости пленки, возрастает за счет снижения количества цепей, ориентированных в нормальном направлении. Поскольку внутрицепные связи более жесткие, чем межмолекулярные, в результате плоскостной ориентации модуль упругости в плоскости пленки растет, а коэффициент теплового расширения уменьшается; в направлении, нормальному к плоскости пленки – наоборот. Можно попытаться использовать изменение величин  $\alpha$  и  $E$  в процессе вытяжки как косвенную меру степени ориентации макроцепей.

В качестве репера, отвечающего предельной (100%) ориентации макроцепей, было взято полипищидное волокно, полученное "мокрым" способом с дополнительной подтяжкой при 400°C до предразрывного состояния [11]. В качестве первых значений  $\alpha$  и  $E$  для изотропного образца были взяты средние значения величин, измеренных в плоскости невытянутой пленки ( $\alpha_{\parallel}$  и  $E_{\parallel}$ ) и в перпендикулярном направлении ( $\alpha_{\perp}$  и  $E_{\perp}$ ). Необходимость усреднения определяется тем, что исходная, невытянутая пленка ПМ не полностью изотропна [1, 6].

Для измерения  $\alpha_{\perp}$  и  $E_{\perp}$  был изготовлен цилиндрический образец-стопка, набранный из ~400 слоев пленки суммарной высотой 15 и диаметром 17.5 мм. Он был испытан в условиях адиабатического

сжатия при нагрузке до 20 кН. Коэффициент  $\alpha_{\perp}$  рассчитывали по формуле Кельвина по величине термоупругого эффекта, измеренного с помощью вмонтированной в образец термопары [12]

$$\Delta T = -\frac{\alpha T \sigma}{C},$$

где  $C$  – объемная теплоемкость полимера, равная для ПМ 1.54 МДж/м³ [9],  $T$  – температура опыта,  $\Delta T$  – тепловой эффект,  $\sigma$  – приложенное напряжение.

Если опираться на результаты изменения модуля упругости, то в качестве меры линейной ориентации макромолекул может быть принята величина

$$f_{E(\text{лин})} = \frac{E - E_{\text{изотр}}}{E_{100\%} - E_{\text{изотр}}}.$$

Эта величина определяет долю макромолекул, направленных вдоль одной из координатных осей и расположенных в плоскости пленки. Степень плоскостной ориентации  $f_E$ , т.е. показатель, учитывающий все цепи, находящиеся в плоскости пленки, равен  $2f_{E(\text{лин})}$ :

$$f_E = 2 \frac{E - E_{\text{изотр}}}{E_{100\%} - E_{\text{изотр}}},$$

где

$$E_{\text{изотр}} = \frac{E_x + E_y + E_z}{3} = \frac{2E_{\parallel} + E_{\perp}}{3},$$

оси  $x$  и  $y$  расположены в плоскости пленки, ось  $z$  – нормально ей.

Аналогично для степени ориентации, рассчитанной по изменению  $\alpha$

$$f_{\alpha} = 2 \frac{\alpha - \alpha_{\text{изотр}}}{\alpha_{100\%} - \alpha_{\text{изотр}}}$$

Здесь

$$\alpha_{\text{изотр}} = \frac{2\alpha_{\parallel} + \alpha_{\perp}}{3}.$$

Модули упругости, коэффициенты теплового расширения и показатели степени ориентации исследованных образцов

Образец	$\lambda$	$E$ , ГПа	$\alpha \times 10^5$ , $\text{K}^{-1}$	$\alpha E \times 10^4$ , $\text{Па}/\text{К}$	$f_\alpha$	$f_E$	$f_{\alpha E}$	$f_R$
Исходная пленка	1.0	3.14	3.60	11.30	0.31	0.19	0.19	0.20
	1.10	3.22	3.30	10.60	0.38	0.22	0.26	—
	1.20	3.67	2.50	9.17	0.58	0.41	0.41	0.51
	1.25	4.14	1.50	6.21	0.82	0.61	0.73	0.70
	1.35	4.32	1.20	5.18	0.90	0.68	0.84	—
	1.45	4.75	1.05	5.00	0.93	0.86	0.86	0.80
	1.65	4.80	0.95	4.56	0.96	0.88	0.90	0.88
Многослойный столбик (показатели в направлении, нормальному к поверхности пленки)	—	1.80	7.35	—	—	—	—	—
Волокно	—	7.47	-0.77	-5.75	1.0	1.0	1.0	—
Условно изотропный образец	—	2.69	4.85	13.05	0	0	0	—

Рассчитанные таким путем степени ориентации пленок при различных значениях  $\lambda$  представлены в таблице. Следует подчеркнуть, что у первого волокна  $\alpha$  имеет отрицательное значение. Для высокоориентированных полимерных объектов это нормальное явление [12]. Можно видеть, что величины  $f_\alpha$  и  $f_E$  заметно различаются. Мы использовали еще один способ косвенной оценки степени ориентации. Он заключается в следующем. Теоретический расчет коэффициента теплового расширения для твердого тела [13] приводит к формуле

$$\alpha = \frac{k}{2El^3},$$

где  $k$  – постоянная Больцмана,  $l$  – линейный размер кристаллической ячейки, в которой находится колеблющийся атом. От вещества к веществу величина  $l$  изменяется слабо и равна нескольким нанометрам [12]. Отсюда следует, что произведение  $\alpha \times E$  для всех веществ в изотропном состоянии имеет близкие значения. В то же время при наличии анизотропии для одного и того же вещества это произведение существенно изменяется, что видно из таблицы. Данное обстоятельство дает основание попытаться использовать величину

$\alpha \times E$  в качестве меры степени ориентации макроцепей. По аналогии с формулами для  $f_\alpha$  и  $f_E$  показатель  $f_{\alpha E}$  определили как

$$f_{\alpha E} = 2 \frac{\alpha E - (\alpha E)_{\text{изотр}}}{(\alpha E)_{100\%} - (\alpha E)_{\text{изотр}}},$$

$$(\alpha E)_{\text{изотр}} = \alpha_{\text{изотр}} \times E_{\text{изотр}}$$

Результаты расчета представлены в таблице. Здесь же приведены данные рентгенографического определения фактора плоскостной ориентации молекулярных цепей  $f_R$  для пяти образцов.

Рентгенограммы пленок ПИ с различной степенью вытяжки получены с помощью дифрактометра "ДРОН-2.0" с использованием  $\text{Cu}K_\alpha$ -излучения с никелевым фильтром. Съемку проводили "на просвет", при этом плоскость пленки была параллельна рентгеновскому лучу. По ходу съемки пленку врашали вокруг оси, перпендикулярной ее плоскости в пределах  $0^\circ$ – $180^\circ$ . "Рентгеновский" фактор плоскостной ориентации рассчитывали по формуле [14]

$$f_R = (3 \langle \cos^2 \phi \rangle - 1)/2,$$

где  $\phi$  – углы разориентации макроцепей относительно плоскости пленки.

Полученные значения  $f_R$  свидетельствуют о монотонном повышении степени плоскостной ориентации макроцепей с увеличением степени вытяжки образца. При росте степени вытяжки от 1 (исходный образец) до 1.65  $f_R$  монотонно увеличивается от 0.20 (исходная технологическая ориентация) до 0.88 (предельно ориентированный образец). Отметим, что при этом не наблюдается изменения плотности пленок, что свидетельствует об отсутствии процессов накопления или, напротив, диссипации свободного объема, а, следовательно, изменения средней степени структурной упорядоченности полимера. Согласно данным РСА, для всех исследованных образцов характерна плоскостная мезоморфная текстура.

Из таблицы видно, что наиболее близкое соответствие наблюдается между параметрами  $f_E$ ,  $f_{\alpha E}$  и  $f_R$ . Это дает основание считать, что для грубой оценки степени плоскостной ориентации вполне могут быть использованы косвенные показатели  $f_E$ ,  $f_{\alpha E}$ .

Показатель  $f_\alpha$  заметно выпадает из данного ряда. Можно предположить, что причина различий заключается в следующем. При малых степенях ориентации тепловое расширение полимера определяется типичным "твердотельным" механизмом, связанным с наличием ангармонизма колебаний атомов, а также с изменением энергии их взаимодействия с температурой. Повышение температуры приводит к расширению тела.

В высокоориентированном полимере существенный вклад вносит энтропийный фактор, обуславливающий сокращение цепей с повышением температуры. По-видимому, смена механизма, ответственного за изменение  $\alpha$  с ростом степени ориентации, делает некорректным использование коэффициента теплового расширения для оценки фактора ориентации в широких пределах его изменения.

Результаты работы показывают, что с помощью высокотемпературной плоскостной ориентационной вытяжки можно значительно улучшить механические свойства ПИ-пленки. Снижение разрывного удлинения до уровня 35–40% с точки зрения практического использования пленки существенного значения не имеет. Представляется благоприятным и то, что наиболее резкое улучшение свойств материала происходит в области умеренных степеней вытяжки, где вероятность разрушения пленки в процессе вытяжки

практически отсутствует. В этой же области степеней вытяжки наблюдается основной рост степени ориентации макромолекул.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Osawa S., Anagnostis E., Zachariages A.E., Saraf R.F.* // J. Macromol. Sci. C. 1997. V. 37. № 1. P. 149.
2. Чистеева Т.Я., Кузнецов Н.П., Дергачева Е.Н., Коган Ю.Д., Леонов Е.И., Бессонов М.И. // Пласт. массы. 1979. № 4. С. 22.
3. Власов С.В., Купцов И.В., Марков А.В., Гузеева Л.Н., Блинов В.Ф. // Пласт. массы. 1988. № 2. С. 37.
4. Силютина Л.Н., Гузеева Л.Н., Блинов В.Ф., Гуль В.В. // Пласт. массы. 1976. № 2. С. 37.
5. Нуждина Ю.А., Высоцкая В.И., Нижник В.В., Шилин В.Н., Мороз Т.П. // Пласт. массы. 1989. № 10. С. 69.
6. Черкасов А.Н., Витовская Г.М., Бушин С.В. // Высокомолек. соед. А. 1976. Т. 18. № 7. С. 1628.
7. Russell T.P., Crugger H., Swalen J.D. // J. Polym. Sci., Polym. Phys. Ed. 1983. V. 21. № 9. P. 1745.
8. Гофман И.В., Мелешко Т.К., Горохов А.Г., Заярный В.Ф. // Сб. рефератов НИОКР, обзоров, переводов и депонированных рукописей. М.: Центральный научно-исследовательский институт информации и технико-экономических исследований химической промышленности. 1987. Сер. XII. № 12.
9. Бессонов М.И., Котон М.М., Кудрявцев В.В., Лайус Л.А. Полимида – класс термостойких полимеров. Л.: Наука, 1983.
10. Кузнецов Н.П. Дис. ... канд. физ.-мат. наук. Л.: ИВС АН СССР, 1979.
11. Термо-, жаростойкие и негорючие волокна / Под ред. Конкина А.А. М.: Химия, 1978.
12. Годовский Ю.К. Теплофизика полимеров. М.: Химия, 1982.
13. Жданов Г.С. Физика твердого тела. М.: МГУ, 1962.
14. Новейшие методы исследования полимеров. / Под ред. Ки Б. М.: Мир, 1966.

**Effect of Planar Drawing on the Properties of Poly(pyromellitimide) Films**

**L. A. Laius, I. V. Gofman, N. A. Dolotova, L. Yu. Tikhonova,  
V. I. Aleshin, V. E. Smirnova, and V. K. Lavrent'ev**

*Institute of Macromolecular Compounds, Russian Academy of Sciences,  
Bol'shoi prospect 31, St. Petersburg, 199004 Russia*

**Abstract**—The deformation-strength and thermomechanical characteristics of poly(pyromellitimide) films upon planar orientational drawing ( $\lambda = 1-1.65$ ) at 400°C were studied. Mechanical properties of the oriented samples were studied by tensile tests in the temperature range 20–250°C and upon thermal aging at a temperature of up to 350°C. After the orientational drawing, the ultimate strength, forced rubberlike elasticity, and modulus of elasticity of the films markedly increased. The elongation at break somewhat decreased, but still remained on the level of 35–40% not limiting the field of possible practical applications. Mechanical properties of the oriented films are markedly more stable with respect to thermal aging than the properties of initial films. The data obtained were used to estimate the degree of orientation of macromolecules in the samples studied.