

УДК 541.64:536.4

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ ПОЛИДОДЕКАНАМИДА ВО ВЛАЖНОЙ АТМОСФЕРЕ

Цванкина А. Л., Дубовик И. И., Неверов А. Н., Папков В. С.

Методами рентгенографии в больших и малых углах, ИК-спектроскопии, вискозиметрии, методом электронной спектроскопии для химического анализа исследованы изменения физической и химической структуры изотропного и ориентированного полидодеканамида в процессе термовлажностного старения. Показано, что деструктивные процессы, происходящие в объеме и на поверхности полимера, принципиально различны. Односная ориентация пленок полидодеканамида оказывает стабилизирующее действие на устойчивость полимера к действию температуры и влаги.

В процессе эксплуатации полимеров под воздействием различных внешних факторов происходит изменение их химической и физической структуры [1, 2]. Естественно, что для правильного прогнозирования сроков службы полимерных материалов необходимо учитывать как те, так и другие изменения, а также влияние на них исходной структуры материала. Это в свою очередь предполагает комплексное изучение химических и физических процессов старения полимеров. В настоящей работе на примере пленок полидодеканамида (ПДА) различной степени вытяжки рассмотрены изменения их физической и химической структуры, происходящие в ориентированных и изотропных полимидах при термовлажностном старении. Работа является продолжением исследования старения пленок ПДА под действием УФ-света, результаты которого опубликованы ранее [3–5].

Объектами исследования служили изотропные ($\lambda=1$) и ориентированные ($\lambda=2; 3$) методом локального нагрева [6] пленки ПДА толщиной 30–70 мкм. ММ исходных образцов составляла 1,4·10⁴. Старение образцов проводили при температурах 65, 75, 90° и относительной влажности 0, 75, 100% в течение различного времени вплоть до 95 сут.

Физико-механические свойства определяли на динамометре типа «Поляни» при скорости растяжения 5·10⁴ м/с. Рентгенографические исследования в больших и малых углах были выполнены на дифрактометре ДРОН-1, аппаратах УРС-55 и КРМ-1, излучение CuK α , фильтр Ni. Вязкость определяли в растворе концентрированной серной кислоты при температуре 20° [7]. ИК-спектры снимали на приборах «Specord 71-IR» в диапазоне длин волн 650–4000 см⁻¹ и UR-20 в диапазоне 400–650 см⁻¹.

Исследование температур и теплот плавления проводили на микрокалориметре ДСМ-2 в интервале температур от 50 до 200° при скорости нагревания 12,5 град/мин.

Электронные спектры снимали на приборе ESCA-3-МК-II, излучение MgK α . За начало отсчета принимали стандартное значение энергии связи $E_c=285,00$ эВ линии C_{1s} в углеводородах.

Деструктивные процессы, происходящие в полимере при термовлажностном старении, в первую очередь сказываются на величине деформации пленок. Как и в случае фотостарения ПДА [3], относительное удлинение при разрыве существенно изменяется уже на ранних стадиях старения. На рис. 1 показана зависимость относительного удлинения изотропного и ориентированных образцов ПДА, состаренных при температуре 90° и влажности 0 и 100%. Как видно из рис. 1, при 90° основное снижение относительного удлинения как в случае «сухого» (0% влажности), так и в случае «влажного» (100% влажности) старения происходит в первые 20 сут. При этом деформация изотропных пленок уменьшается заметно быстрее, чем ориентированных: после 20 сут старения ве-

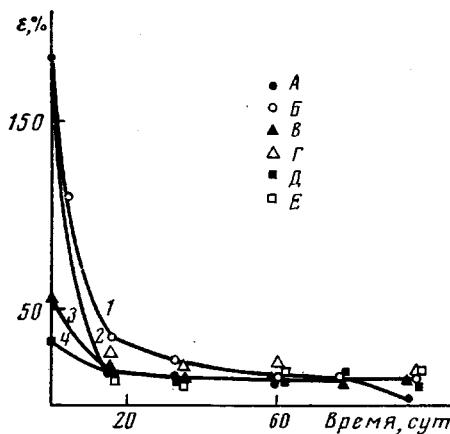


Рис. 1

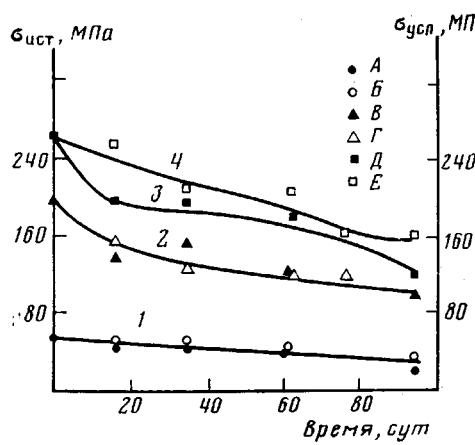


Рис. 2

Рис. 1. Изменение относительного удлинения при разрыве изотропных (1, 2) и ориентированных до степени $\lambda=2$ (3) и 3 (4) образцов ПДА, состаренных при 90° и влажности 100 (A, B, D) и 0% (B, G, E). Здесь и на рис. 2 $\lambda=1$ (A, B), 2 (B, G) и 3 (D, E)

Рис. 2. Изменение условной (1) и истинной разрывной прочности ПДА (2-4), состаренного при 90° и влажности 100 и 0%

личина относительного удлинения при разрыве изотропных образцов уменьшается при сухом старении в 5,6 раза, а при влажном в 12 раз, тогда как у образцов со степенью вытяжки $\lambda=2$ и 3 соответственно в 2,5 и 1,6 раза.

Весьма интересен тот факт, что влажность не влияет на изменение относительного удлинения ориентированных образцов в процессе старения. Изотропные пленки более чувствительны к присутствию влаги, и чем ниже температура старения, тем в большей степени проявляется влияние воды на темпы снижения показателей деформационных свойств.

Характер разрушения изотропных образцов после старения при 60 и 90° различен. Способность изотропного ПДА перетягиваться с образованием шейки утрачивается уже после 17 сут старения как во влажной, так и в сухой атмосфере. После старения при 90° разрушение образца приобретает хрупкий характер, а после старения при 75 и 60° даже в течение 60 сут полимер способен образовывать шейку. Однако шейка не успевает распространяться на весь образец, и он разрывается в наиболее дефектных местах.

Уменьшение разрывного напряжения пленок при старении незначительно, что связано в основном с уменьшением их вынужденной высокогоэластической деформации. На рис. 2 показано изменение истинной (отнесенной к сечению в момент разрыва) и условной (отнесенной к исходному сечению) прочности ориентированных и изотропного образцов соответственно. Условная прочность при температурах 90 , 75 , 60° и влажности 0 и 100% изменяется незначительно. Влияния влажности на абсолютные значения прочности не наблюдается. У образцов со степенью растяжения $\lambda=2$ и 3 основное снижение прочности происходит в течение первых 35 сут и связано с уменьшением их способности к пластической деформации.

Исследование прочности ориентированных образцов в направлении, перпендикулярном направлению ориентации, показало, что существенное изменение условной прочности происходит лишь при 90° и влажности 100%. При 60 , 75° и влажности 0 и 100% наблюдается постоянное небольшое уменьшение прочности, хотя относительное удлинение уменьшается при этом довольно значительно. Как видно из рис. 3, относительное удлинение падает до $\sim 10\%$ уже в первые 10 сут старения. Старение во влажной атмосфере при 60 и 75° не приводит к дальнейшему понижению ε , в то время как старение при 90° вызывает дальнейшее уменьшение относительного удлинения. Аналогичное довольно резкое падение относитель-

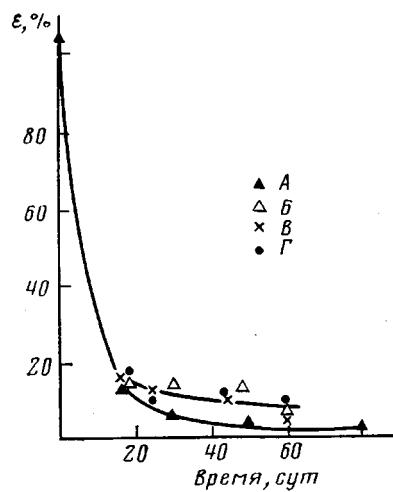


Рис. 3

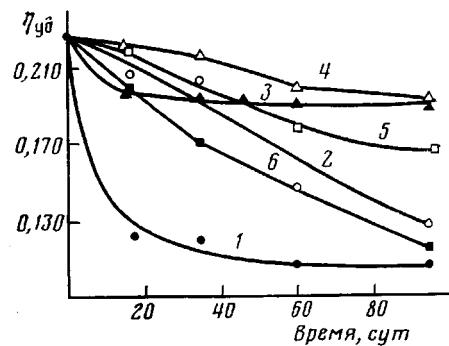


Рис. 4

Рис. 3. Зависимость относительного удлинения в поперечном направлении растяжения ориентированного ПДА ($\lambda=2$) в процессе старения при разной температуре и влажности. А – 90°, 100%; Б – 90°, 0%; В – 75°, 100%; Г – 60°, 100%

Рис. 4. Изменение удельной вязкости изотропного (1–4) и ориентированного ПДА (5, 6), состаренного при разной температуре и влажности. 1, 6 – 90°, 100%; 2, 5 – 90°, 0%; 3 – 60°, 100%; 4 – 60°, 0%. $\lambda=3$

ного удлинения при разрыве в поперечном направлении растяжения наблюдали при фотостарении ПДА [3].

Отмеченные изменения механических свойств ПДА тесно связаны с деструктивными процессами (гидролизом и термоокислительной деструкцией), происходящими в полимере при термовлажностном старении. На рис. 4 показано изменение удельной вязкости ПДА (в растворе концентрированной серной кислоты) в процессе старения. Эти данные дают представление о характере изменения ММ полимера в разных условиях термовлажностного старения. При температуре 90° и влажности 100% удельная вязкость раствора полимера уменьшается почти в 2 раза уже после 17 сут старения: также резко, как видно из рис. 1, происходит падение относительного удлинения при разрыве. Дальнейшее снижение $\eta_{уд}$ по мере старения полимера незначительно. Уменьшение $\eta_{уд}$ при той же температуре и влажности 0% происходит более плавно (рис. 4, кривая 2). В случае старения при 60°, влажности 0 и 100% удельные вязкости различаются лишь в период времени до 60 сут, далее это различие исчезает.

В противоположность фотостарению ПДА [3] при его термовлажностном старении, сопровождающем гидролизом и термоокислительной деструкцией, довольно значительно влияние ориентации на скорость деструктивных процессов. Как следует из рис. 4, значения $\eta_{уд}$ ПДА со степенью вытяжки $\lambda=3$ заметно выше соответствующих значений $\eta_{уд}$ изотропных образцов, состаренных в одинаковых условиях.

В связи с этим наблюдаемое различие следует, по-видимому, отнести к уменьшению скорости диффузии воды в аморфных областях ориентированных полимеров, поскольку при ориентации полимеров обычно наблюдают некоторое уплотнение аморфных прослоек. Кроме этого, необходимо учитывать некоторое увеличение степени кристалличности ПДА при ориентации, описанное ранее [3].

Вероятно, как и в случае фотостарения [3], гидролизному расщеплению в первую очередь подвержены межфибрillлярные проходные молекулы, число которых невелико. Этим можно объяснить тот факт, что падение ММ при термостарении не столь значительно, как снижение относительного удлинения в продольном и поперечном направлениях растяжения (рис. 1, 3). Однако при увеличении температуры старения до 90° (рис. 4) удельная вязкость снижается весьма интенсивно уже на ранних

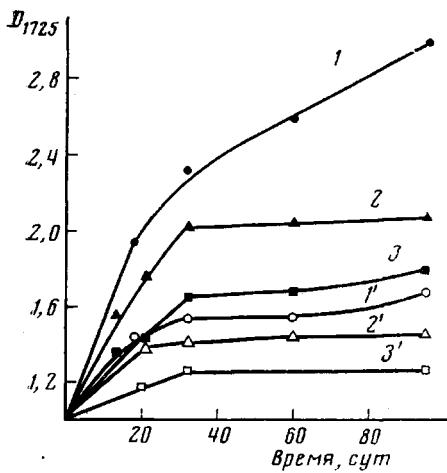


Рис. 5

Рис. 5. Зависимость относительной оптической плотности полосы поглощения карбонильных групп в ИК-спектре ПДА, состаренного при 100%-ной влажности при температуре 90° (1-3) и 60° (1'-3') $\lambda=1, 2$ и 3 соответственно

Рис. 6. Дифрактограммы изотропного ПДА. 1 – исходный образец; 2, 3 – состаренный в течение 95 сут при 90° и влажности 0 (2) и 100% (3)

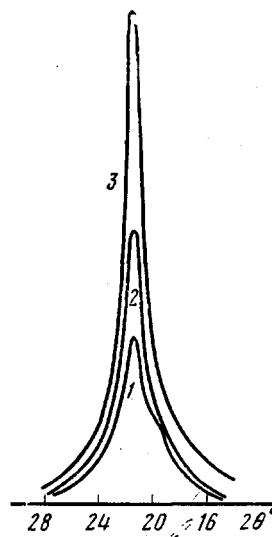


Рис. 6

стадиях термостарения. Вероятно, повышение температуры облегчает доступ молекул воды во внутрифибрillлярные аморфные прослойки.

Уменьшение молекулярной массы ПДА при старении в сухой атмосфере вызвано только термоокислительной деструкцией полимера. Причем, как и при гидролизе, термоокислительная деструкция интенсивнее протекает в изотропном образце (рис. 4).

Результаты ИК-спектрального исследования процесса термовлажностного старения также подтверждают влияние степени ориентации полимера на скорость деструктивных процессов. На рис. 5 показано, как изменяется отношение оптических плотностей полосы поглощения в области 1725 cm^{-1} состаренного и исходного образцов во времени. В качестве внутреннего стандарта была выбрана полоса поглощения при 1065 cm^{-1} , соответствующая скелетным колебаниям фрагмента CONH [8]. Как известно [11], поглощение в области 1710–1740 cm^{-1} обусловлено колебаниями карбонильных групп в альдегидах, кетонах, карбоксильных соединениях и является характерным признаком деструкции полимера. В этой же области частот лежат полосы поглощения карбонилов концевых групп, число которых также увеличивается в процессе деструкции.

Как следует из рис. 5, наиболее интенсивно окисляется изотропный образец, а самым устойчивым к гидролитическому расщеплению и термоокислительной деструкции является ПДА со степенью вытяжки $\lambda=3$. Естественно, что наиболее быстро процесс гидролиза идет при температуре 90° и влажности 100%.

При старении в сухой атмосфере также интенсивно происходят деструктивные процессы, сопровождающиеся образованием карбонилсодержащих соединений. Однако значения оптической плотности D_{1725} при температурах старения 90 и 60° и влажности 0% всегда остаются меньше соответствующих значений относительной оптической плотности при старении во влажной атмосфере. Это еще раз подчеркивает тот факт, что в исследованной области температур гидролиз играет более существенную роль, чем термоокислительная деструкция.

Процессы химической деструкции не могут не влиять на физическую структуру полимера. Так, в ряде работ было отмечено влияние термоокислительной деструкции на надмолекулярную структуру, степень кристалличности, размеры кристаллитов некоторых полимеров [9, 10].

Исследованный ПДА имеет гексагональную элементарную ячейку, близкую к моноклинной или псевдогексагональной [11, 12]. На дифрактограмме исходного ПДА (рис. 6, а) виден рефлекс 100, соответствующий межплоскостному расстоянию $d=4,15 \text{ \AA}$, характерный для γ -модификации ПДА. При ориентации полимера степень кристалличности несколько увеличивается.

В таблице приведены данные об изменении степени кристалличности, большого периода, оптической плотности «кристаллической» полосы и функции ориентации в процессе старения. Расчет степени кристалличности изотропных образцов производили по дифрактограммам. Степень кристалличности ориентированных образцов оценивали по кривым малоуглового рентгеновского рассеяния согласно методике, описанной в работе [13].

Как видно из таблицы и рис. 6, наибольшее увеличение степени кристалличности происходит у изотропного образца, состаренного при 90° и влажности 100% в течение 95 сут. Дифрактограмма такого образца существенно отличается от дифрактограммы исходного. Заметно возросла интенсивность рефлекса 100, а его полуширина уменьшилась, что соответствует увеличению размеров кристаллитов в направлении $\langle 100 \rangle$. При старении полимера при 90° и влажности 0% в течение 95 сут изменения размеров кристаллитов и степени кристалличности менее значительны. Старение при более низких температурах практически не влияет на кристаллическую структуру и вызывает еще меньшее увеличение степени кристалличности и размеров кристаллитов (таблица).

На рис. 7, а приведены кривые малоуглового рентгеновского рассеяния изотропного ПДА. Большой период исходного образца составлял 113 \AA . При старении при $60, 90^\circ$ и влажности 0 и 100% в течение 95 сут величина большого периода возрастает до 120 \AA , а его интенсивность несколько уменьшается (таблица), что указывает на увеличение плотности аморфных областей полимера. При этом максимальное увеличение плотности аморфной фазы наблюдается после старения при 90° и влажности 100% в течение 95 сут. К сожалению, интенсивность в максимуме кривой малоуглового рассеяния снижается в этом случае довольно существенно, и точное определение величины большого периода затруднено. Кристаллическая структура ориентированных образцов обладает наибольшей стабильностью к действию температуры и влаги. Так, максимальная степень кристалличности ориентированных образцов с $\lambda=2$, которая достигается через 95 сут старения при 90° и влажности 0%, составляет 60%, т. е. всего на 7% больше степени кристалличности исходного образца. Изменение степени кристалличности у образцов с $\lambda=3$ еще меньше. При этом происходит незначительное уменьшение величины большого периода, кото-

**Изменение степени кристалличности, большого периода, функции ориентации
в зависимости от условий старения
(Продолжительность старения 95 сут)**

$T^\circ/\text{влажность, \%}$	λ	$K, \%$	$l, \text{\AA}$	$\frac{D_{945}}{D_{1065}}$	$f(945)$
Исходный образец	1	50	113	0,760	—
60/0	1	55	120	0,786	—
60/100	1	55	120	0,818	—
90/0	1	60	120	0,845	—
90/100	1	73	—	0,836	—
Исходный образец	2	53	132	0,830	0,168
60/0	2	55	120	0,902	0,176
60/100	2	55	120	0,888	0,209
90/0	2	60	121	0,870	0,233
90/100	2	60	123	0,875	0,171
Исходный образец	3	60	120	0,908	0,321
60/0	3	60	118	0,918	0,325
60/100	3	57	114	0,960	0,311
90/0	3	63	120	0,929	0,376
90/100	3	65	120	0,944	0,337

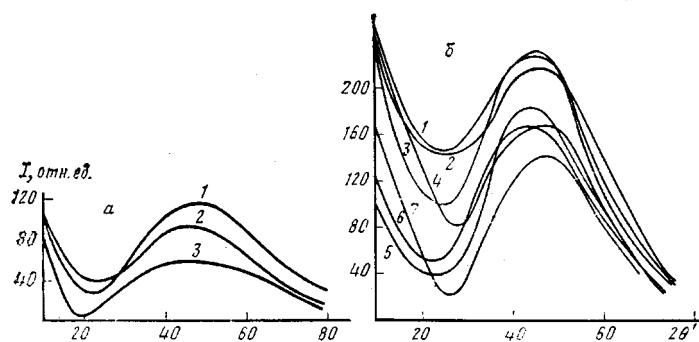


Рис. 7. Кривые малоуглового рентгеновского рассеяния изотропного (а) и ориентированного ПДА (б). а: 1 – исходный образец; 2, 3 – состаренный в течение 95 сут при 90° и влажности 0 (2) и 100% (3). б: образец, состаренный в течение 95 сут при 90° (1, 4, 7), 60° (2, 3, 5, 6) и влажности 0 (1–4) и 100% (5–7). $\lambda=2$ (1, 3, 6) и 3 (2, 4, 5, 7)

рому соответствует и снижение размеров кристаллитов в направлении $\langle 001 \rangle$, т. е. вдоль оси макромолекул. Увеличению степени кристалличности, определенной рентгенографически, соответствует некоторое повышение теплоты плавления и оптической плотности полосы поглощения при 945 см^{-1} в ИК-спектре ПДА (таблица). Поглощение при 945 см^{-1} относят за счет плоскостных колебаний фрагмента CONH в кристаллических участках. Также увеличивается оптическая плотность и других полос, соответствующих колебаниям в кристаллической фазе полимера ($425, 1030, 1164 \text{ см}^{-1}$ и др.). Ряд полос в ИК-спектрах ориентированного ПДА обладают ярко выраженным дихроизмом. В частности, для полосы поглощения в области 945 см^{-1} характерна перпендикулярная поляризация. Рассчитанная по данной полосе функция ориентации $f=(R-1)/(R+2)$, где $R=D_{\parallel}/D_{\perp}$, отражает степень ориентации макромолекул в кристаллической фазе. Как следует из таблицы, в процессе старения наблюдается некоторый рост функции ориентации. Об увеличении степени ориентации кристаллитов свидетельствует также анализ рентгенограмм ориентированных образцов и данные двойного лучепреломления. Аналогичное самоизвестное ориентирование полимерных волокон при старении было отмечено ранее [14], однако этот эффект наблюдали только в присутствии влаги. Наши исследования показывают, что совершенствование ориентационной структуры может наблюдаться и в отсутствие влаги.

На рис. 7, б приведены кривые малоуглового рентгеновского рассеяния ориентированных образцов, состаренных при влажности 0 и 100%. Особый интерес представляет диффузное рассеяние в области углов 2θ от $10'$ до $25'$. Диффузное рассеяние характеризует дифракцию рентгеновых лучей на неоднородностях, электронная плотность которых отличается от электронной плотности основной массы полимера. В данном случае такими неоднородностями могут являться поры, образующиеся вследствие деструкции полимера с образованием газообразных продуктов. Интенсивность рассеяния при $2\theta=10'$ образцов, состаренных в сухой атмосфере, равна 240–250 отн. ед., состаренных при 100% влажности – 160–180 отн. ед. Расчет размеров пор производили по известной методике [15] следующим образом. Из кривой малоуглового рассеяния образца данной степени вытяжки, состаренного при температурах 90, 60° в течение 95 сут и 0% влажности вычитали кривую малоуглового рассеяния исходного образца и затем строили графическую зависимость $\lg \Delta I$ от $(2\theta)^2$. Исходя из наклона прямолинейного участка этой зависимости при 2θ от $10'$ до $30'$, рассчитывали размер пор. Расчет вели по формуле [15]

$$\operatorname{tg} \alpha = - \frac{4\pi^2}{3\lambda^2} R^2 \lg e,$$

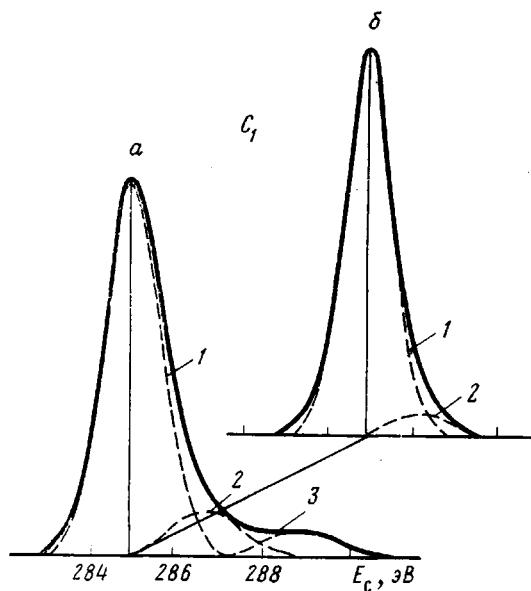


Рис. 8. Электронные спектры C_{1s} ориентированного ($\lambda=3$) ПДА исходного (а) и состаренного при 90° , влажности 100% в течение 34 сут (б).
1 – линия $\underline{C}-\underline{C}(\underline{H})$, 2 – $\underline{C}-N$, 3 – $0=\underline{C}-N$

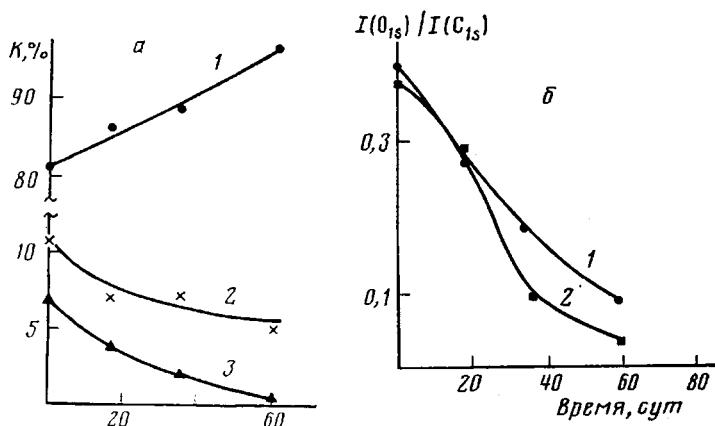


Рис. 9. Изменение содержания отдельных компонент в углеродном C_{1s} спектре ПДА в процессе старения (а) и зависимость относительной интенсивности линии кислорода от времени старения в изотропном (1) и ориентированном (2) ПДА (б). а: 1 – $\underline{C}-\underline{C}(\underline{H})$; 2 – $\underline{C}-N$; 3 – $0=\underline{C}-N$

где α – угол наклона, $\lambda=1,54 \text{ \AA}$ – длина волны излучения CuK_α , а R – радиус инерции поры. Далее вычисляли поперечный размер частицы по ее радиусу инерции $a=2\sqrt{5}/3R$. Он оказался равным 95 \AA , т. е. сравнимым с большим периодом. Можно предположить, что начало образования пор связано с деструктивными процессами, происходящими при ориентации полимера. Термоокислительная деструкция, сопровождающаяся выделением газообразных продуктов, способствует дальнейшему развитию порообразования. В отсутствие влаги этот процесс идет весьма интенсивно, а при старении во влажной атмосфере поры могут заполняться водой.

Чтобы наиболее полно охарактеризовать изменения, происходящие с полимерными материалами в процессе старения, необходимо особое внимание уделить выявлению изменений структуры поверхности образца. Это обусловлено тем, что процессы термоокисления и гидролитического разрушения, являясь гетерогенными, начинаются с поверхности образца и вызывают там наибольшие структурные изменения, а также тем, что именно

поверхностные дефекты часто определяют механические свойства полимерного материала. В связи с этим исследованы изменения химической структуры на поверхности пленок ПДА в процессе старения методами ЭСХА.

Как известно, процесс термоокислительной деструкции и гидролиза обычно сопровождается увеличением содержания кислорода в полимере. Однако в электронных спектрах C_{1s} , снятых с поверхности изотропных и ориентированных образцов, состаренных при 90° и влажности 100%, вклад линий углерода, валентно связанного с кислородом, уменьшается по мере протекания процесса старения. На рис. 8 приведены электронные спектры C_{1s} ориентированных образцов ПДА исходного и состаренного в течение 34 сут при температуре 90° и влажности 100%. Кривая C_{1s} от исходного образца разложена на три составляющие: 1) $C - C(H)$ линия углерода, химически связанного только с углеродом или водородом; 2) $C - N$ линия углерода, связанного с азотом и углеродом соседней метиленовой группы; 3) $O = C - N$ линия углерода амидных групп (сюда же входит линия углерода концевых карбоксильных групп в исходном образце). Подробнее методика разложения спектра и отнесение полос описаны в предыдущих работах [4, 5]. Как видно из рис. 8, в углеродном спектре состаренного образца отсутствуют линии углерода, связанного с кислородом. Изменение содержания линий $C - C(H)$, $C - N$ и $O = C - N$ в углеродном спектре по мере старения показано на рис. 9, а. Как видно, с уменьшением интенсивности линий $C - N$ и $O = C - N$ увеличивается интенсивность линии $C - C(H)$. Наиболее вероятной причиной резкого уменьшения содержания кислорода является декарбоксилирование концевых карбоксильных групп, образующихся по мере гидролиза амидных связей.

Наряду с уменьшением содержания кислорода, химически связанного с углеродом, уменьшается общее количество кислорода, содержащегося в поверхностном слое (30–50 Å) полимера. На рис. 9, б показана зависимость относительной интенсивности $I(O_{1s})/I(C_{1s})$ линий кислорода изотропного и ориентированного образцов от времени старения при 90° и влажности 100%. Уменьшается также и содержание азота на поверхности полимера.

Анализ данных ЭСХА приводит к выводу, что при старении полиамида даже во влажной атмосфере происходит «науглероживание» его поверхности. Несмотря на уменьшение количества кислорода в поверхностном слое, его содержание в объеме полимера увеличивается. Об этом свидетельствуют приведенные выше результаты ИК-спектрального исследования.

Ранее при изучении старения ПА-6, 10 во влажной атмосфере было обнаружено [16], что наиболее глубокие деструктивные изменения происходят в поверхностном слое толщиной 500 мкм. Представленные данные позволяют конкретизировать характер этих изменений.

Литература

1. Эмануэль Н. М., Бучаченко А. Л. Химическая физика старения и стабилизации полимеров. М.: Наука, 1982. 360 с.
2. Павлов Н. Н. Старение пластических масс в естественных и искусственных условиях. М.: Химия, 1982. 224 с.
3. Цванкина А. Л., Дубовик И. И., Неверов А. Н., Папков В. С. Высокомолек. соед. А, 1984, т. 26, № 10, с. 2198.
4. Цванкина А. Л., Неверов А. Н., Цванкин Д. Я. Высокомолек. соед. Б, 1984, т. 26, № 4, с. 298.
5. Цванкина А. Л., Неверов А. Н., Цванкин Д. Я. Высокомолек. соед. Б, 1984, т. 26, № 10, с. 784.
6. Журков С. Н., Левин Б. Я., Савицкий А. В. Докл. АН СССР, 1969, т. 186, № 1, с. 132.
7. Griel W., Zarate I. Plastverarbeiter, 1967, B. 18, S. 527.
8. ИК-спектроскопия полимеров/Под ред. Деханта И. М.: Химия, 1976. 472 с.
9. Богаевская Т. А., Громов Б. А., Миллер В. Б., Монахова Т. В., Шляпников Ю. А. Высокомолек. соед. А, 1972, т. 14, № 7, с. 1552.
10. Грибанов С. А., Мигченко Ю. И., Дьячков А. Н., Сорокина В. И., Айзенштейн Э. М. Высокомолек. соед. А, 1973, т. 15, № 5, с. 1105.

11. Cojazzi G., Fishera A., Garbuglio C., Malta V., Zannetti R. Makromolek. Chem., 1973, B, 168, S. 289.
12. Ishikawa T., Nagai S. J. Polymer Sci., Polymer Phys. Ed., 1980, v. 18, № 2, p. 291.
13. Tsvankin D. Ya., Zubov Yu. A., Kitaigorodski A. I. J. Polymer Sci. C, 1968, № 16, p. 4061.
14. Перепелкин К. Е. Самопроизвольное (спонтанное) ориентирование и удлинение химических волокон и пленок. Промышленность хим. волокон. Обзорная информация. М.: НИИТЭХИМ, 1980.
15. Гинье А. Рентгенография кристаллов./Под ред. Белова Н. В. М.: Физматгиз, 1961. 601 с.
16. Цванкина А. Л., Дубовик И. И., Неверов А. Н., Папков В. С. Высокомолек. соед. А, 1984, т. 26, № 2, с. 379.

Институт элементоорганических
соединений им. А. Н. Несмейнова
АН СССР

Поступила в редакцию
24.IX.1984

FEATURES OF THERMAL AGEING OF POLYDODECANE AMIDE IN WET ATMOSPHERE

Tsvankina A. L., Dubovik I. I., Neverov A. N., Papkov V. S.

Summary

The changes of physical and chemical structure of isotropic and oriented polydodecane amide during thermowet ageing have been studied by wide- and small-angle X-ray analysis, IR-spectroscopy, viscometry methods. The degradative processes in the volume and on the surface of the polymer are shown to be different in principle. Uniaxial orientation of polydodecane amide films increases the temperature and moisture stability of the polymer.