

УДК 621.315

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ
И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ
ПЛЕНОК ППК МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРЕТНО-ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА**

А.Н. Ланцев, П.А. Лучников, А.А. Назаренко

Московский государственный технический университет
радиотехники, электроники и автоматики
E-mail: fisika@mail.ru

Методом электретно-термического анализа приведены экспериментальные исследования структурных и электрических свойств полимерных пленочных покрытий на основе полипараксилиленов толщиной 0,1...12 мкм, полученных методом конденсации из газовой фазы. Показано, что последующая термическая обработка полученных пленок приводит к улучшению и стабилизации их свойств за счет перестройки надмолекулярной структуры полимера.

Ключевые слова:

Полипараксилилен, надмолекулярная структура, полимер, пленка, электретный заряд, время релаксации заряда, электропроводность.

Введение

На практике полимерные пленочные покрытия на основе полипараксилиленов (ППК) широко используются в качестве конструкционного и функционального материала в микроприборах различного рода таких как микроэлектромеханические системы, акустические датчики и сенсоры, миниатюрные клапаны, микронасосы, миниатюрные газовые хроматографы и др. [1, 2]. Однако существенной проблемой эксплуатации подобных пленочных материалов является некоторая нестабильность их структурных свойств из-за наличия низкомолекулярных приме-

сей, присущих их синтезу [3].

В настоящей работе приведены результаты исследований с использованием метода электретно-термического анализа структурных и электрических свойств полимерных пленок ППК, полученных из газовой фазы при различной термической и плазменной обработке.

Образцы и методика эксперимента

Исследовались вакуумные полимерные пленки ППК типа: поли-*n*-ксилилена (ППКс), поли-хлор-*n*-ксилилена (С1-ППКс) и полидихлор-*n*-ксилилена (ПДХКс) толщиной 0,1...12 мкм, которые формировались на поверхности подложки в вакуумной камере из газовой фазы продуктов пиролиза по известному методу конденсации [1, 4, 5]. Подложкой служили полированные пластины из кремния, меди и поликора с классом чистоты обработки поверхности – 14.

Химические формулы основного звена молекулярной цепи полимеров ППКс и С1-ППКс показаны на рис. 1.

Ланцев Андрей Николаевич, старший научный сотрудник Московского государственного технического университета радиотехники, электроники и автоматики.

E-mail: Solgel88@gahoo.com

Область научных интересов: микроэлектроника, материаловедение.

Лучников Петр Александрович, заведующий лабораторией технологических исследований НИИ «Информатика» Московского государственного технического университета радиотехники, электроники и автоматики.

E-mail: fisika@mail.ru

Область научных интересов: микроэлектроника, материаловедение.

Назаренко Александр Александрович, аспирант Московского государственного технического университета радиотехники, электроники и автоматики.

E-mail:

lexandnazarenco@gmail.com

Область научных интересов: микроэлектроника, материаловедение.

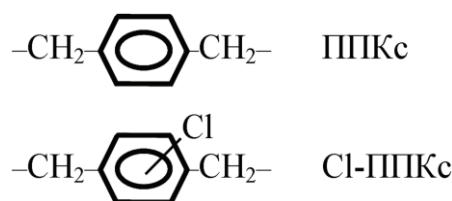


Рис. 1. Химические формулы основного звена полимеров ППКс и Cl-ППКс

Осаждение в вакууме пленок ППК на поверхности подложки осуществлялось методом газофазной полимеризации мономера циан-*n*-ксилилена при сублимации исходного вещества димерапарациклофана (ПЦФ) в вакуумной камере. Исходное вещество ПЦФ представляет собой мелкокристаллический порошок белого цвета плотность 1,22 г/см с температурой плавления 284...286 °С. Выход молекулярного циан-*n*-ксилилена из ПЦФ зависит от температуры пиролиза, например, при 400 °С выход составляет 6 %, при 500 °С – 50 %, а в температурном интервале 550...680 °С достигает предельного значения.

На рис. 2 приведена схема экспериментальной установки для нанесения пленок ППК методом газофазной полимеризации мономера циан-*n*-ксилилена из исходного ПЦФ на поверхности твердых тел. Установка включает в себя две высокотемпературные зоны – 1–3 и 10 т.е. зона камеры сублимации – 1 димера ПЦФ и пиролиза раствора метакрилоксипропилтриметоксисилана (силана) соответственно. В камере осаждения – 5 протекают процессы полимеризации на подложке – 6.

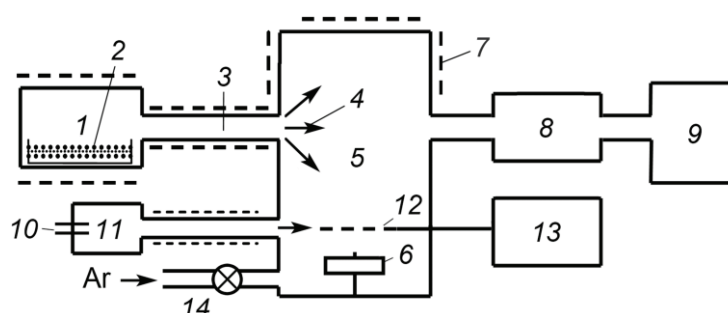


Рис. 2. Схема установки для нанесения покрытий ППК: 1 – реакционная вакуумная камера сублимации; 2 – «лодочка» с исходным веществом димера ПЦФ; 3 – пиролизная труба; 4 – молекулярный поток мономера; 5 – рабочая камера осаждения полимера; 6 – подложка; 7 – нагреватели рабочей камеры; 8 – ловушка для удаления непрореагировавших соединений; 9 – вакуумный насос; 10 – входной клапан загрузки силана; 11 – камера загрузки раствора силана; 12 – электрод-сетка; 13 – источник переменного напряжения; 14 – кран напуска аргона

В камеру сублимации – 1 загружается навеска ПЦФ – 2 (в «лодочке»), где протекают процессы разложения ПЦФ на мономер (циан-*n*-ксилилена), который в виде потока – 4 вытекает в камеру осаждения – 5. В другой системе сублимации – 10–11 создаются пары силана для осаждения на чистую полупроводниковую подложку – 6 в качестве первичного адгезионного слоя. Установка имеет охлаждающую ловушку – 8 для сбора и удаления молекулярных соединений, не вступивших в реакцию при формировании полимерного покрытия на подложке, форвакуумный насос – 9 и входной клапан – 11 подачи силана. В камере осаждения – 5 также возможно осуществлять энергетическое воздействие потоком плазмы разряда на растущий слой полимерного покрытия на подложке. Для этого путем подачи на электроды – 6 и 12 переменного напряжения от внешнего источника – 13 создается плазма разряда в области осаждения полимерного покрытия на подложке.

Процесс формирования пленки ППК осуществлялся путем осаждения мономера в разряженной атмосфере газовой среды на поверхности подложки с последующей полимеризацией в виде слоя полимера. При формировании слоя покрытия температура подложки составляла

20...80 °С при постоянном давлении паров продуктов пиролиза в проточной вакуумной камере 40...400 Па [5].

В реакционной вакуумной камере – 1 (рис. 2) на начальном этапе процесса сублимации димера ПЦФ – 2 температура стабилизируется при значении 125 °С в течение времени 2,1 кс. Далее на последующем этапе конденсации задается пошаговое увеличение температуры сублимации от 125 °С до 160 °С с шагом 0,1 °С, что приводит к увеличению парциального давления паров мономера в объеме камеры осаждения – 5 и, следовательно, увеличению скорости роста слоя пленки. Такие циклы происходят до достижения предельного значения температуры сублимации 160 °С.

На различных стадиях формирования растущая пленка на подложке подвергалась воздействию температуры и электронной обработке в плазме тлеющего разряда при подаче на электрод переменного напряжения 0,7...1,3 кВ с частотой 50 Гц, что позволяло управлять скоростью роста пленки, а также рядом её свойств (адгезия и аморфно-кристаллическое состояние полимера).

Для измерения диэлектрических параметров на пленку вакуумным напылением наносился электрод из алюминия. Свежеприготовленные пленки были оптически прозрачны.

Поскольку полимерные диэлектрические материалы являются хорошими электретными материалами, то их структурные свойства можно эффективно оценивать по результатам их электретно-термического анализа [6]. В ряде работ [7–9] показано, что для однородных линейных полимеров (например, фторполимеров, полипропилена и полиэтилена) максимальное время релаксации τ_0 (времени жизни) электретного состояния определяется содержанием в полимере кристаллической фазы. С увеличением степени кристалличности наблюдается рост концентрации глубоких центров захвата (ловушек) носителей заряда в полимере, что приводит к увеличению значения величины и стабильности накопленного электретного заряда. В этой связи имеется возможность для чистых и однородных полимерных пленок ППК осуществлять контроль аморфно-кристаллического состояния их структуры, поскольку время жизни τ_0 электретного состояния и стабильность поверхностного заряда (или потенциала поверхности) электрета пропорциональна степени кристалличности структуры полимера [7].

Получаемые образцы пленок ППК на подложке заряжались в коронном разряде с управляющей сеткой до отрицательного потенциала поверхности 300...450 В при нормальных условиях. Измерение потенциала заряженной поверхности образца осуществлялось методом вибрирующего электрода на частоте 1,0 кГц с компенсацией потенциала в процессе его спада при заданной температуре температурного отжига T_0 .

Методика нанесения покрытий ППК

Процесс нанесения покрытий ППК осуществляется путем полимеризации *n*-ксилиленов на подложке и является частным случаем «транспортной» полимеризации реакционноспособных соединений из газовой фазы на поверхности твердого тела [1]. Скорость подачи молекулярного потока мономера и температура подложки играют определяющую роль в образовании кристаллических полимерных структур, что определяет основные свойства получаемых пленок. Рост пленки на поверхности подложки включает три основные стадии: адсорбцию мономера на подложке, свободнорадикальную полимеризацию и кристаллизацию полимерной цепи.

Кинетическая модель образования полимерной пленки основана на процессе полимеризации с одновременным протеканием конкурирующих реакций: внутримолекулярной рекомбинации растущих концов цепи с образованием микроциклов и межмолекулярной рекомбинации растущих бирадикалов, приводящих к увеличению молекулярной массы полимера [1].

Поскольку адгезия пленок ППК к поверхности гетероструктуры во многом зависит от заместителей в бензольном кольце структуры ПЦФ, а также от состояния поверхности подложки при формировании слоя защитного ППК поверхность предварительно обрабатывается парами силана [1]. В результате такой обработки на поверхности изделия формируется промежуточный адгезионный слой силана, имеющего в общей химической формуле ненасыщенные и гидролизующие группы. Слой силана толщиной ~ 10 нм существенно увеличивает адгезию к поверхности подложки полимерного защитного покрытия из ППК.

Формирование покрытия ППК осуществляется путем двухстадийного роста: нанесение промежуточного адгезионного слоя силана толщиной 10 нм и осаждение основного защитного слоя ППК при постоянной температуре сублимации исходного вещества ПЦФ. При этом вводится ограничение по времени (при пошаговом повышении температуры сублимации) и давлению в камере осаждения.

Адгезионное покрытие силана наносится на изделие – 6 (рис. 2) методом осаждения из газовой фазы в едином технологическом процессе перед формированием пленки ППКс. В камеру – 10 через клапан – 11 дозировано поступает раствор силана. После чего раствор силана проходит через нагревательную трубку и при температуре $T = 110...150\text{ }^{\circ}\text{C}$ превращается в молекулярный поток пара, который поступает в камеру – 5 и осаждается на поверхность изделия – 6. Для нанесения на обрабатываемую поверхность изделия адгезионного слоя толщиной ~ 10 нм в камеру – 10 достаточно дозированно ввести 1 мл 1 % раствора силана.

Формирование защитного слоя ППКс. Исходный ПЦФ – 2 в камере – 1 (рис. 2) сублимируется при температуре $125\text{ }^{\circ}\text{C}$ и его пары поступают в зону пиролиза – 3, где распадаются на циан-*n*-ксилилен при температуре $T > 620\text{ }^{\circ}\text{C}$ и образуют молекулярную газовую среду реакционноспособного мономера – 4. Затем мономер циан-*n*-ксилилен поступает в реактор полимеризации – 5, рис. 2, где адсорбируется на слое силана на поверхности гетероструктуры – 6, где и полимеризуется в виде покрытия ППКс [10]. Формирование ППКс на подложке с температурой ниже температуры стеклования ($50...80\text{ }^{\circ}\text{C}$) полимера протекает в условиях малой подвижности макромолекул. В работах [1, 3] отмечается, что термостабильность структуры пленок ППКс заметно зависит от температуры синтеза из газовой фазы на подложке. Так при нагревании полученной пленки при температуре выше $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается потеря массы полимера из-за присутствия в его структуре низкомолекулярных примесей. Непрореагировавшие циклические димеры можно удалять из полимера растворителем типа четыреххлористый углерод или путем дополнительного термического отжига свежих пленок при повышенной температуре. С повышением давления паров в камере скорость роста слоя полимерного покрытия существенно возрастает [5].

На практике пролитическая полимеризация ППКс и С1-ППКс в мягком технологическом режиме позволяет получать полимерные пленки с однородной по составу линейной структуры.

Поскольку температура подложки существенно влияет на значение молекулярной массы осажденной ППК, то путем дополнительной термической обработки свежеприготовленной полимерной пленки возможно получать слои с заданной молекулярной структурой и соответствующими свойствами. Так, например при температурах выше $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ возможно технологически изменять молекулярную массу получаемых покрытий с преимущественным образованием кристаллической α -фазы, а при температурах выше $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ (температуры стеклования полимера) формировать структуру полимерной пленки с преимуществом β -фазы (т. е. осуществлять переход от α -фазы к β -фазе).

Результаты эксперимента и обсуждение

Электронно-микроскопические снимки пленок ППКс толщиной 7 мкм на кремниевой подложке показывают высокую однородность их структуры при кристалличности не более 0,5. Свежеприготовленные пленки ППКс имеют высокую сплошность, механически прочны и оптически прозрачны.

На рис. 3. представлены графики зависимости кинетики спада потенциала поверхности U/U_0 заряженной пленки ППКс на различных циклах их термического отжига при температуре $T_0 = 110\text{ }^{\circ}\text{C}$ (383 К) (кривые 1, 2, 4, 5) и при $T_0 = 130\text{ }^{\circ}\text{C}$ (403 К) (кривая 3). Температура T_0 и длительность отжига t_0 перед нанесением заряда на поверхность пленки указаны в табл. 1.

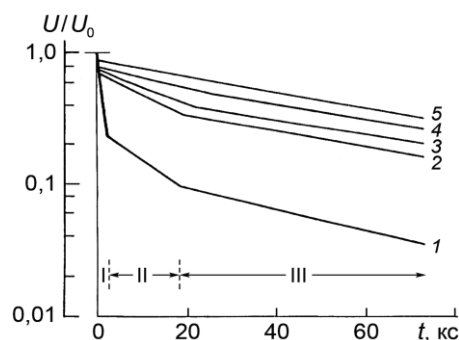


Рис. 3. График зависимости спада потенциала поверхности U/U_0 заряженной пленки ППКс в процессе отжига при температуре 110 °С – кривые 1, 2, 4, 5 и при 130 °С – кривая 3

Кривые 1–5 на рис. 3 соответствуют образцам пленок, заряженных до потенциала минус 350 В: 1 – первый цикл для свежеприготовленной пленки ППКс при 110 °С; 2 – второй цикл для пленки, прошедшей цикл отжига (кривая 1) и снова заряженной до минус 350 В; 3 – третий цикл для пленки, прошедшей цикл отжига (кривая 2) и снова заряженной; 4 – пленка, прошедшая цикл отжига (кривая 3) и заряжена; 5 – пленка, прошедшая цикл отжига (кривая 4) и заряжена до минус 350 В.

Из рис. 3 видно, что при температуре хранения (отжига) 110 °С кривые имеют два/три участка с характерным временем релаксации τ_1 , τ_2 и τ_0 для каждого экспоненциального линейного участка в области I, II и III соответственно. Это показывает наличие трех характерных механизмов электропереноса заряда в собственном электрическом поле образца. Характерное время релаксации τ_0 соответствующего времени жизни электрентного состояния в пленке ППКс в области III определяется механизмом электропереноса по глубоким структурным ловушкам в кристаллической фазе полимера.

Таблица 1. Значения постоянных времени релаксации электрентного заряда в пленках ППКс толщиной 7 мкм при температуре хранения 110 °С согласно кривым 1–5, рис. 3

Кривая	* T_0 , °С	* $t_0 \cdot 10^4$ с	$\tau_1 \cdot 10^3$ с	$\tau_2 \cdot 10^4$ с	$\tau_0 \cdot 10^4$ с	γ_0 , См/м
1	20	–	0,95	1,2	5,9	$3,75 \cdot 10^{-16}$
2	110	4,3	2,3	3,2	7,7	$2,84 \cdot 10^{-16}$
3	130	3,6	2,3	4,1	9,3	$2,39 \cdot 10^{-16}$
4	110	68	2,3	7,7	10,7	$2,07 \cdot 10^{-16}$
5	110	90	2,3	–	11,2	$1,98 \cdot 10^{-16}$

* T_0 – температура отжига, t_0 – время отжига

С увеличением времени термической обработки t_0 пленки (кривые 2–4 на рис. 3) второй переходный участок кинетики заряда (область II), имеющий характерное время релаксации τ_2 , плавно переходит в основной участок с характерным временем релаксации τ_0 . Можно предположить, что первый участок быстрого спада заряда с временем релаксации τ_1 (в области I) соответствует проявлению механизма электропереноса заряда по дефектам (обрывки молекулярных цепей и др.) в аморфной фазе структуры полимера. Участок в области II, с характерным временем релаксации τ_2 , проявляется при протекании заряда по ловушкам носителей заряда на межфазной аморфно-кристаллической границе. Релаксация заряда в кристаллической фазе определяется механизмом переноса носителей заряда по глубоким центрам захвата с большей энергией активации в межкристаллитных полостях.

Таким образом, термический отжиг свежеприготовленной пленки ППКс при температуре $T_0 = 110\text{ }^\circ\text{C}$, превышающей температуру стеклования полимера, стимулирует процессы активной кристаллизации молекулярной структуры с образованием α -фазы и частично β -фазы. Отжиг при повышенных температурах (более $140\text{ }^\circ\text{C}$) приводит к необратимому переходу структуры от α -формы в β -форму кристаллизации.

В работе [3] отмечалось, что при нагревании полученной пленки при температуре выше $120\text{ }^\circ\text{C}$ наблюдается потеря массы полимера из-за присутствия в его структуре низкомолекулярных примесей.

Дефекты в структуре полимера повышают его электрическую проводимость. Поэтому увеличение степени упорядоченности молекул в его структуре повышает кристалличность и однородность пленки. Из-за незначительной оставшейся части аморфной фазы проявляется первый участок на кривых электропереноса заряда как резкий спад на начальном участке τ_1 . Этот участок кривой является общим для всех исследованных пленок с постоянным временем релаксации τ_1 равным 2,3 кс. С увеличением кристалличности также повышается доля глубоких ловушек захвата заряда, что приводит к повышению величины стабильного электрета заряда (кривая 5, рис. 3).

На рис. 4 представлены графики зависимости кинетики спада потенциала поверхности U/U_0 заряженных свежеприготовленных пленок С1-ППКс толщиной 9,6 мкм при различных температурах. Кривая 1 соответствует образцу с пленкой ППКс толщиной 7 мкм после термоотжига при температуре $110\text{ }^\circ\text{C}$ в течение времени 82 кс. Образцы подвергались воздействию температуры: 1 – $110\text{ }^\circ\text{C}$; 2 – $115\text{ }^\circ\text{C}$; 3 – $135\text{ }^\circ\text{C}$; 4 – $150\text{ }^\circ\text{C}$.

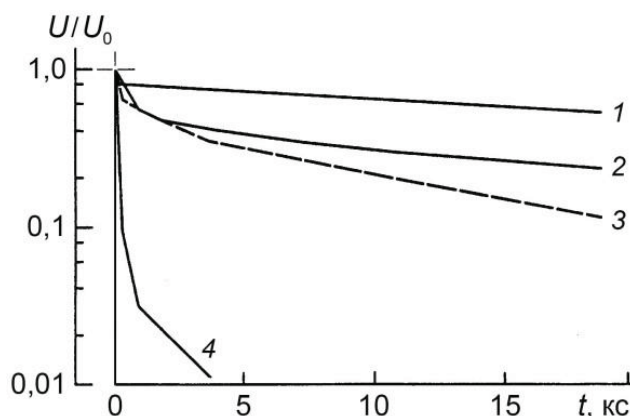


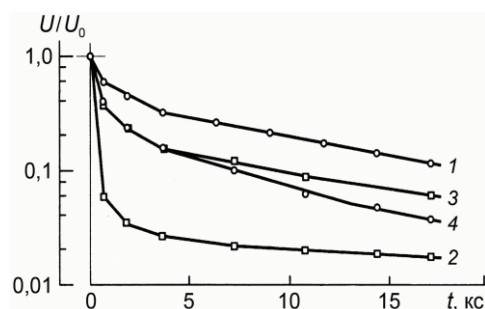
Рис. 4. График зависимости кинетики спада потенциала поверхности U/U_0 заряженных свежеприготовленных пленок С1-ППКс

Как видно из рис. 4, кривые 2–4 имеют 2 или 3 характерных экспоненциальных участка, которые соответствуют трем релаксационным процессам. Постоянные времена этих релаксационных процессов представлены в табл. 2. С повышением температуры отжига пленок ППК время релаксации всех наблюдаемых процессов электропереноса уменьшается. Следует отметить, что увеличение температуры отжига до $150\text{ }^\circ\text{C}$ существенно воздействует на кинетику спада электрета заряда. Резкий спад потенциала поверхности электрета можно связать с процессом перекристаллизации в полимерной пленке, т.е. переход α -формы в β -форму кристаллизации [3, 8]. Это хорошо иллюстрируют экспериментальные данные по резкому снижению электрической проводимости ППК в области температур $50\dots75\text{ }^\circ\text{C}$ и $150\dots180\text{ }^\circ\text{C}$ [2, 11].

На рис. 5. представлены графики зависимости кинетики спада потенциала поверхности U/U_0 при температуре $135\text{ }^\circ\text{C}$ для образцов свежеприготовленных пленок различных молекулярных структур ППК. Здесь кривые представлены для пленок на основе: 1 – ПДХКс толщиной 7 мкм; 2 – ППКс толщиной 5,6 мкм; 3 и 4 – С1-ППКс толщиной 12 и 8 мкм соответственно.

Таблица 2. Релаксационные параметры электретного состояния в пленках СИ-ППКс согласно кривым 1–4, рис. 4

Кривые	T, °C	$\tau_1 \cdot 10^3, c$	$\tau_2 \cdot 10^3, c$	$\tau_0 \cdot 10^3, c$	$\gamma_0, Cm/m$
1	110	2,3	–	112	$2,0 \cdot 10^{-17}$
2	115	1,48	6,74	23,6	$9,7 \cdot 10^{-17}$
3	135	0,40	6,70	16,4	$1,4 \cdot 10^{-16}$
4	150	0,074	0,65	2,86	$8,0 \cdot 10^{-16}$

**Рис. 5.** График зависимости спада потенциала поверхности U/U_0 при температуре 135 °C для образцов свежеприготовленных пленок различных структур ППК

Кинетика потенциала U/U_0 в пленках различной природы показывает, что хлорпроизводные СИ-ППКс имеют более высокую величину стабильного электретного заряда (кривые 1 и 3), т.е. имеют больше глубоких ловушек захвата заряда в своей первичной структуре. Поскольку при большем технологическом воздействии температуры увеличивается вероятность возникновения кристаллической фазы в полимере, то при наращивании толстых пленок на подложке в их объеме формируется больше кристаллической фазы. Это подтверждается наличием в толстых пленках более стабильного электретного заряда.

Исследуемые покрытия ППК имеют малую диэлектрическую проницаемость в пределах $2,5 \dots 2,65$ и низкую удельную электрическую проводимость $\gamma_0 \sim (0,2 \dots 8) \cdot 10^{-16} \text{ См/м}$ (см. табл. 1 и табл. 2). Тангенс угла диэлектрических потерь на частоте 1 кГц для свежеполученных пленок составляет $\sim 8 \dots 12 \cdot 10^{-4}$ и $0,7 \dots 2,0 \cdot 10^{-4}$ для пленок, подвергавшихся термическому отжигу.

Исследования пленок, осажденных на подложку при обработке плазмой (ток $0,2 \dots 1,3 \text{ мА}$) в процессе их роста, показали, что они по структуре (согласно ИК-спектрам) практически не отличаются от пленок, осажденных пиролитическим методом. При этом наблюдается некоторое повышение диэлектрической проницаемости этих пленок до значений $\sim 2,8 \dots 2,95$ и электрической прочности в $1,5 \dots 2,0$ раза, что свидетельствует об увеличении полярных групп и радикалов в структуре получаемого полимера при радиационной сшивке межмолекулярных связей [12].

Выводы

Полимерные пленочные покрытия ППК, получаемые конденсацией из газовой фазы при пиролизе исходных продуктов, имеют нестабильную надмолекулярную (преимущественно) аморфную структуру с дефектами из-за наличия низкомолекулярных примесей продуктов их синтеза.

Для стабилизации структуры получаемых пленок ППК их необходимо дополнительно обрабатывать путем выдержки при температуре выше температуры стеклования молекулярной структуры полимера, что приводит к перестройке её надмолекулярной структуры с повышением кристалличности и основных электрофизических свойств.

Дополнительная технологическая обработка растущего слоя пленки ППК плазмой разряда повышает адгезию и механические свойства покрытия.

Метод изотермической релаксации избыточного электретенного заряда может использоваться для технологического контроля структурных изменений в линейных полимерных пленочных материалах на стадии формирования изделий на их основе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кардаш И.Е., Пибалк А.В., Праведников А.Н. Химия и применение поли-*p*-ксилиленов // Итоги науки и техники. Серия Химия и технология ВМС. – 1984. – Т. 19. – С. 66–150.
2. Лушейкин Г.А., Пибалк А.В., Маилян К.А., Кардаш И.Е. Диэлектрические свойства и релаксационные явления в поли(хлор-параксилилене) // Пленки-2002: Материалы Междунар. научно-техн. конф. – Москва, 26–30 ноября 2002 г. – М.: МИРЭА, 2002. – Ч. 1. С. 58–60.
3. Лазарева С.Я., Осипов А.В., Мальков Ю.Е. Исследование кинетики и механизма термического разложения поли-*n*-ксилилена // Высокомолекулярные соединения. – 1979. – Т. 21А. – № 7. – С. 1509–1514.
4. Gerasimov G.N., Sochilin V.A., Chvalun S.N., Rozenberg V.I., Volkova L.V., Kardash I.Ye. cryochemical synthesis and structure of metal-containing poly(*p*-xylylenes): system poly(chloro-*p*-xylylene)-AG // Macromol. Chem. Phys. – 1996. – V. 197. – № 4. – P. 1387–1393.
5. Афанасьев М.С., Лучников П.А., Митягин А.Ю., Назаренко А.А., Чучева Г.В. Особенности технологической совместимости формирования слоистых гетероструктур на основе углеродных и перовскитных пленок // Наноматериалы и наноструктуры. – 2012. – Т. 3. – № 1. – С. 29–36.
6. Лушейкин Г.А. Полимерные электреты. – 2-е изд. – М.: Химия, 1984. – 184 с.
7. Зицер Н.Е., Лучников А.П. Влияние структуры полимерных пленок на их электретенные свойства // в кн. Физика диэлектрических материалов. – М.: МИРЭА, 1985. – С. 52–59.
8. Лучников А.П., Сигов А.С., Камильджанов Б.И. Влияние электронной обработки на свойства вакуумных фторполимерных пленок // Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах: II-я Междунар. научная конф. – Томск, 14–19 августа 2000 г. – Томск: ТПУ, 2000. – С. 320–323.
9. Боев С.Г., Лопаткин С.А., Лучников А.П., Ушаков В.Я. Неравновесные процессы электретенного состояния в полиэтилене низкой плотности // Физика и технология тонкопленочных материалов. – Гомель: БИИЖТ, 1994. – Вып. 1. – С. 102–121.
10. Маилян К.А., Пибалк А.В., Мишина Е.И., Кардаш И.Е. Физико-механические свойства и морфология поверхности пленок поли-*n*-ксилилена // Высокомолекулярные соединения. Серия А. – 1991. – Т. 33. – № 7. – С. 1530–1536.
11. Лушейкин Г.А., Медведев С.А., Пибалк А.В., Маилян К.А., Кардаш И.Е. Диэлектрические свойства и релаксационные явления в полипараксилилене // Полиматериалы-2001: Материалы Междунар. научно-техн. конф. – Москва, 26–30 ноября 2001 г. – М.: МИРЭА, 2001. – С. 99–102.
12. Ясуда Х. Полимеризация в плазме / Пер. с англ. А.Б. Гильман и А.А. Калачева, под ред. В.К. Потапова. – М.: Мир, 1988. – 376 с.

Поступила: 24.05.2012 г.