

УДК 538.9

DOI: 10.31040/2222-8349-2023-0-2-5-14

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛИМЕР-ПОЛИМЕРНЫХ ИНТЕРФЕЙСОВ
МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ**

© В.М. Корнилов, Д.Д. Карамов, А.Н. Абакумов, Т.Р. Хусаинов, А.Р. Юсупов

Представлены результаты экспериментального исследования полимер-полимерных интерфейсов в субмикронных пленках полидифениленфталаида. Методами атомно-силовой микроскопии было установлено, что полимерные пленки обладают внутренней структурой, причем структурные элементы имеют форму сфероидов. Свойства полимера и характер наблюдаемых изображений позволили использовать для описания результатов модель хрупкого разрушения полимера. Предложена модель формирования интерфейсных слоев на границах раздела между элементами надмолекулярной структуры и между последовательно нанесенными слоями полимера. Было установлено, что в области интерфейса формируется переходный слой толщиной порядка 10–20 нм, сформированный боковыми фрагментами молекул полимера.

Ключевые слова: тонкие полимерные пленки, атомно-силовая микроскопия, надмолекулярная структура, фрактография.

Введение. В настоящее время полимерная электроника представляет собой альтернативу неорганическим устройствам и выгодно отличается от них своей экологичностью, относительной дешевизной и возможностью создания гибких устройств. Основным ограничением для массового применения полимеров в качестве материалов для активных элементов электронных устройств является низкая подвижность носителей зарядов. Это связано с особенностями строения и спецификой физических механизмов транспорта носителей заряда в органических материалах с π -сопряжением валентных электронов. В результате подвижность носителей в проводящих полимерах значительно ниже, чем в неорганических полупроводниках и, в связи с этим, рабочие частоты устройств полимерной электроники смещены в сторону диапазона низких частот. Исследования, направленные на увеличение подвижностей носителей зарядов в полимерных материалах, сейчас ведутся в двух направлениях. Во-первых,

это поиск новых полимерных материалов и разработка новых методов допирования. Второе направление – оптимизация существующих устройств на основе полимеров. Однако существенных улучшений электронных параметров органических материалов получить не удалось.

В связи с этим представляется актуальной работа по поиску принципиально новых подходов к электронной структуре материалов и новых физических явлений в них для решения фундаментальных проблем транспорта носителей заряда в органических материалах. Одним из перспективных направлений современной твердотельной неорганической электроники признано использование свойств электронного газа, находящегося в квантово-размерной двумерной структуре. Применение такого подхода к органическим полимерным материалам могло бы решить часть проблем, связанных с объективными ограничениями на транспорт носителей заряда в таких материалах.

КОРНИЛОВ Виктор Михайлович – д.ф.-м.н., Башкирский государственный педагогический университет им. М. Акмуллы, e-mail: kornilov@anrb.ru

КАРАМОВ Данфис Данисович – к.ф.-м.н., Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, e-mail: karamov_danf@bk.ru

АБАКУМОВ Андрей Николаевич, Башкирский государственный педагогический университет им. М. Акмуллы, e-mail: bspulolhi@mail.ru

ХУСАИНОВ Тимур Русланович, Башкирский государственный педагогический университет им. М. Акмуллы, e-mail: priorator105@yandex.ru

ЮСУПОВ Азат Равилевич – к.ф.-м.н., Башкирский государственный педагогический университет им. М. Акмуллы, e-mail: azat.yusupov@bk.ru

В качестве отправной точки отметим, что границы раздела комплексных оксидов демонстрируют широкий спектр эффектов, таких как высокая подвижность носителей заряда и большие значения концентрации носителей, обнаружены также сверхпроводимость и гигантское магнетосопротивление [1]. Как было установлено [2], многое в наблюдаемых эффектах определяется механизмами формирования интерфейсной области, включая последовательность чередования атомарных слоев и связанным с этим характером дипольного упорядочения вблизи границы раздела [3]. Модель «поляризационной катастрофы», привлеченная для объяснения условий возникновения двумерного газа свободных электронов, оказалась достаточно правдоподобной и плодотворной [2]. В частности, были опубликованы работы, в которых сообщалось об обнаружении аналогичных эффектов вдоль границы раздела органических кристаллов [4] и аморфных полимерных пленок [5, 6].

С точки зрения поляризационной катастрофы не имеет принципиального значения, какой материал формирует интерфейсную структуру: неорганический или органический. Важно создать скачок потенциала на интерфейсе за счет поля поляризованных вдоль поверхности диполей. Для увеличения поверхностной поляризации уместно использовать полимеры с функциональными группами, обладающими большим дипольным моментом. Если эти дипольные группы размещены на боковых группах, то часто используется тот факт, что этим группам на поверхности пленки термодинамически выгодно располагаться вдоль нормали к поверхности. В результате в приграничной области может возникнуть слой наноразмерной толщины, сформированный боковыми дипольными группами молекул полимера.

В связи с этим целью данной работы является разработка основных принципов создания интерфейсов полимер–полимер, практическая реализация разных видов интерфейсных структур, визуализация и контроль полученных структур методами атомно-силовой микроскопии. Формирование интерфейса типа полимер–полимер может быть реализовано при помощи двух методических подходов. Во-первых, каждый полимер в твердом состоянии обладает свойственной ему надмолекулярной структурой. Первая задача состоит в выявлении и исследовании границ раздела между элементами

этой структуры. Во-вторых, можно искусственно изготовить полимерную пленку, состоящую из двух или более слоев. Соответственно, вторая задача состоит в выявлении и исследовании переходной области между слоями полимера.

Эксперимент. 1. Объекты и методы.

В качестве объекта исследований был выбран полимер из класса полигетероариленов – полидифениленфталид (ПДФ) с полярными функциональными группами. ПДФ имеет молекулярный вес $\sim 50\,000\text{--}70\,000\text{ g/mol}$, в зависимости от условий синтеза. Полимер термостойкий – температура размягчения $\sim 420^\circ\text{C}$, температура начала разложения $\sim 440^\circ\text{C}$. Он растворим в традиционных органических растворителях, что позволяет проводить его эффективную очистку от примесей и изготавливать полимерные пленки в широком диапазоне толщин на разных подложках [7]. Известно также, что боковые фталидные фрагменты мономерных звеньев ПДФ обладают дипольным моментом $\sim 5.6\text{ D}$ [8].

В работе [9] при сопоставлении разных методов было показано, что надмолекулярная структура пленок ПДФ обусловлена ассоциацией макромолекул в растворе. Процесс формирования полимерной пленки представляется следующим образом. При центрифугировании ассоциаты макромолекул, существующие первоначально в растворе, не успевают разрушиться за короткое время формования образца и затем наблюдаются при изучении внутренней структуры полимерной пленки после механической деформации.

Для исследования методом АСМ изготавливались полимерные пленки из полидифениленфталиды (ПДФ) на полированных подложках из нержавеющей стали и кремния по методике, описанной в работе [9]. Толщина пленок задавалась концентрацией полимера в растворителе – циклогексаноне. Для определения толщины пленок и выявления внутренней структуры пленки механически деформировались при помощи микрорезака. Тот факт, что температура стеклования ПДФ более 400°C , позволял надеяться, что разрушение полимера происходит в основном в результате разрыва межмолекулярных, а не внутримолекулярных связей.

Отметим, что в обзоре [7] представлены результаты исследования эффектов резистивного переключения в субмикронных пленках ПДФ, индуцированных не только электрическим полем, но и одноосным давлением, термо-

ионизацией ловушек, электронным или ионным облучением, магнитным полем, изменением граничных условий на поверхности раздела металл–полимер. Очевидна перспективность использования в электронике таких тонкопленочных элементов, электропроводящим состоянием которых можно управлять с помощью небольшого внешнего воздействия.

2. Визуализация надмолекулярной структуры. Исследования методом атомно-силовой микроскопии проводились на сканирующем мультимикроскопе СММ-2000Т в контактной моде. Анализ большого количества изображений поверхности полимерных пленок, изготовленных на различных поверхностях, показал, что поверхности изготовленных полимерных образцов однородные с низким уровнем шероховатости [11].

Установлено, что при толщинах пленок менее 200 нм поверхность полимерной пленки хорошо воспроизводит рельеф поверхности подложек и повторяет все ее видимые дефекты. Причем величина шероховатости пленок и подложек отличаются незначительно. Этот факт свидетельствует о высокой однородности по толщине полученных образцов и хороших пленкообразующих свойствах полидифениленфталата.

Для подготовки образца с целью выявления надмолекулярной структуры использовалась методика деформации полимерной пленки с помощью металлического микрорезака. Движение резака должно вызывать эффект «плуга», при котором происходит расслоение пленки в месте прохождения резака. Наиболее эффективно это получается в случае, когда полимерная пленка изготовлена на поверхности нержавеющей стали. По-видимому, это связано с тем, что адгезия полимера к стали выше, чем к стеклу или кремнию. В результате появляется возможность наблюдения методом АСМ внутренней структуры полимерной пленки.

Типичное АСМ-изображение места расслоения полимерной пленки представлено на рис. 1, *а*. Виден край исходной пленки толщиной порядка 500 нм и участок пленки, оставшийся на подложке после деформации. На увеличенном изображении участка поверхности (рис. 1, *б*) можно пронаблюдать внутреннюю (надмолекулярную) структуру полимерной пленки. Многочисленные исследования показали, что наблюдаемая структура не связана

с морфологией подложек и методом изготовления пленок, а отражает именно внутреннее надмолекулярное строение полимерной пленки. Поверхности используемых подложек (полированный кремний и полированная нержавеющая сталь) были многократно тестированы на АСМ. Было установлено, что подобная текстура на поверхности свободных от полимера подложек отсутствует.

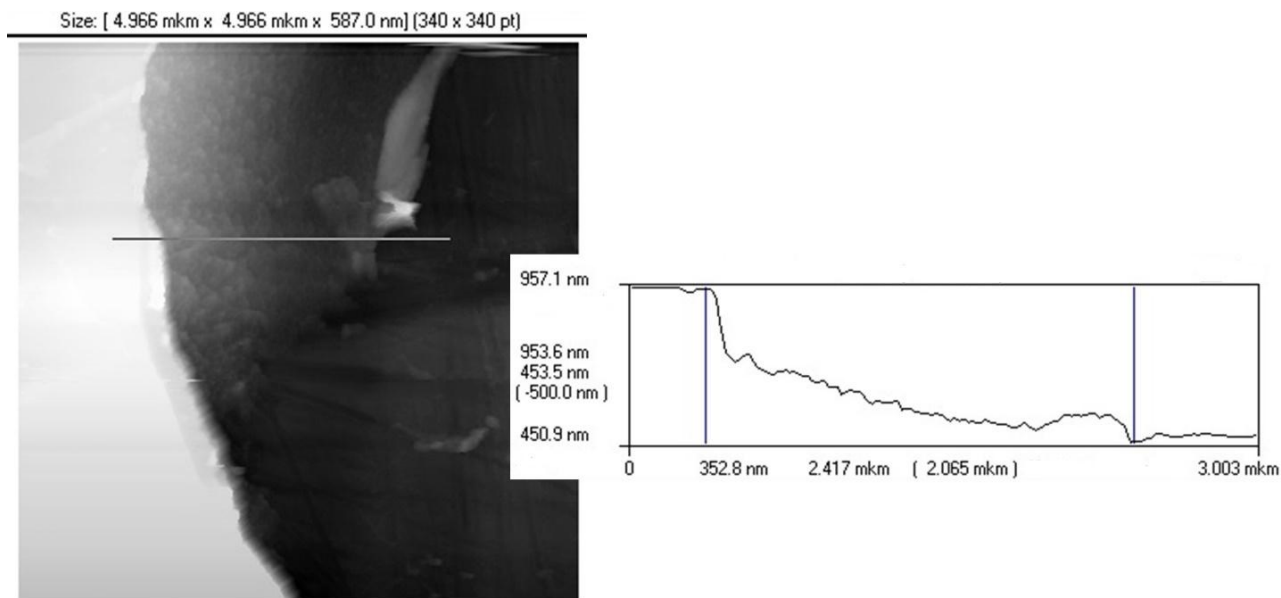
На рис. 2 представлено АСМ-изображение поверхности полимера при использовании в качестве резака острого лезвия. При этом направление движения резака было перпендикулярно режущей кромке. Видно, что в этом случае удаление верхнего слоя полимера происходит в пределах отдельных полос, в результате чего появляется возможность пронаблюдать внутреннюю структуру полимерного слоя. Размеры и форма элементов надмолекулярной структуры совпадают по порядку величины с данными рис. 1.

При сопоставлении данных, полученных методами малоуглового рассеяния нейтронов (МУРН) [7] и атомно-силовой микроскопии, было установлено, что существует хорошая корреляция между характерными размерами структурных элементов полимерной пленки, полученными этими независимыми методами. Структурный элемент представляет собой эллипсоид (сфероид), большая ось которого имеет наиболее вероятный размер 100–110 нм (совпадение данных МУРН и АСМ), а малая ось имеет размер 28 нм (данные МУРН, которым не противоречат данные АСМ исследований). Различия кривых распределения объясняются, по-видимому, тем, что при рассеянии нейтронов используется информация от существенно большего количества рассеивающих центров. Метод АСМ позволил визуализировать внутреннее строение пленок, но количество анализируемых объектов ограничено размером изображения.

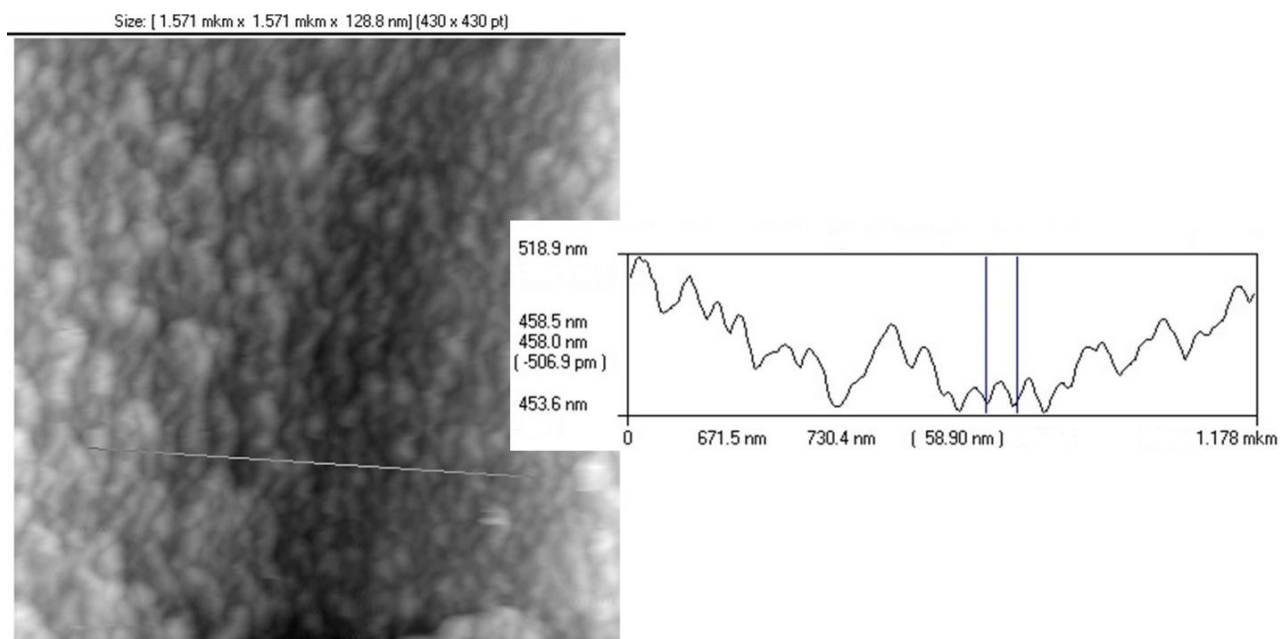
3. Визуализация границы раздела полимер-полимер. На следующем этапе работы исследовалось формирование границы раздела между двумя полимерными пленками при последовательном нанесении их из раствора друг на друга методом центрифугирования из раствора полимера в циклогексаноне. Каждый слой после центрифугирования высушивался при нормальных условиях в течение часа, а затем подвергался температурному отжигу при $T = 150^\circ\text{C}$ в тече-

ние 1 ч. Для визуализации внутреннего строения полимерных слоев пленка подвергалась механической деформации по методике, описанной выше. Ожидалось, что при этом поверхность

скола будет формироваться по неоднородным или напряженным участкам полимера, к которым следует отнести границу между слоями полимерной пленки.



а)



б)

Рис. 1. Внутреннее строение полимерной пленки: *а* – морфология поверхности края царапины с отслоившейся пленкой и профиль сечения вдоль измерительной линии; *б* – увеличенное изображение зеренной структуры и соответствующий профиль

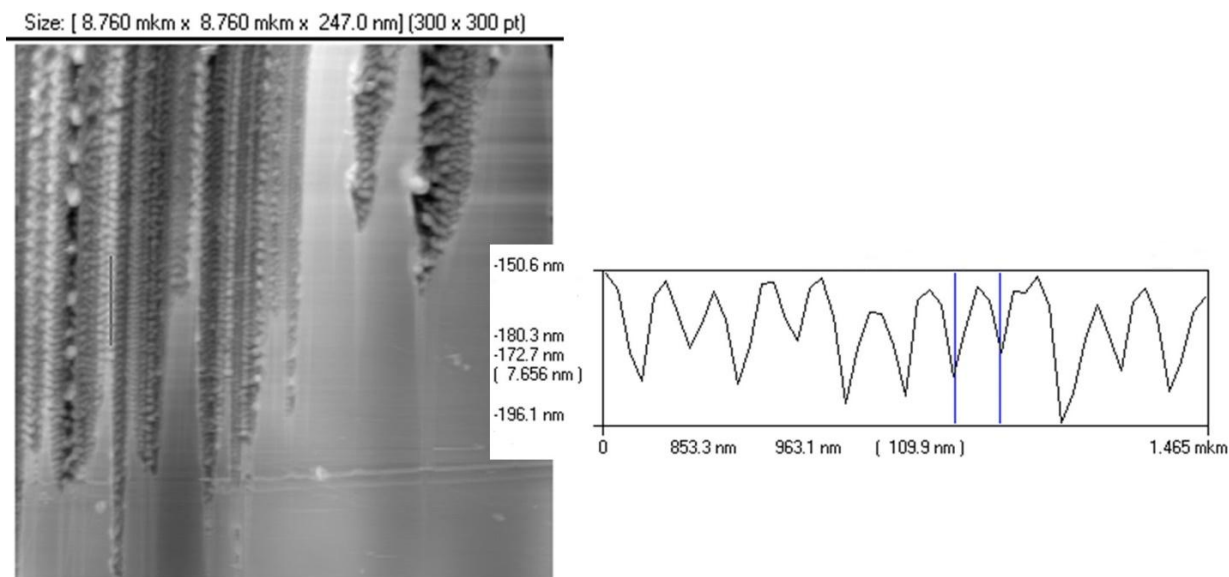


Рис. 2. Внутреннее строение полимерной пленки с частично удаленным поверхностным слоем. Морфология поверхности и профиль сечения вдоль измерительной линии

На рис. 3. представлены результаты АСМ-исследования двухслойных полимерных структур, начиная с общего вида края полимерной пленки, образовавшегося при механическом деформировании полимерного слоя. Профили поверхности, соответствующие сечениям вдоль измерительных линий, получают путем математической обработки изображений и позволяют определить геометрические параметры исследуемых поверхностей. В частности, толщина двухслойной полимерной пленки для данного эксперимента составляет 957 нм. Увеличенное изображение (рис. 3, б) позволяет пронаблюдать протяженное углубление в поверхности скола полимерной пленки, которое расположено параллельно поверхности пленки. Определенная по соответствующему профилю ширина данного углубления составляет ~ 25 нм. Следует отметить, что в однослойных пленках подобные углубления не наблюдаются.

Анализ трехмерного представления АСМ-изображения поверхности разрыва пленки позволяет выявить каждый полимерный слой. Важно то, что при этом четко различаются границы между слоями, хотя можно было ожидать влияния взаимного растворения слоев. Такой процесс действительно наблюдается, если использовать меньшую концентрацию раствора полимера или не использовать процедуру температурного отжига после нанесения первого полимерного слоя. Результаты экспериментов свидетельствуют о том, что четкая граница между слоями формируется при соблюдении ряда усло-

вий. Во-первых, концентрация полимера в исходном растворе должна быть достаточно высока. Во-вторых, первый слой после центрифугирования подвергается температурному отжигу при $T = 150^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. В-третьих, второй слой наносится не на неподвижный, а на вращающийся образец. Соблюдение этих трех условий позволяет свести к минимуму растворение первого слоя в растворителе второго слоя.

Для проверки полученных данных был изменен метод подготовки образцов. Полимерная пленка формировалась на кремниевой подложке, предварительно процарапанной алмазным резакком. Затем кремниевая пластина разламывалась по линии царапины, полученный скол образца затем исследовался на АСМ.

На рис. 4. представлены АСМ-изображения поверхности излома кремниевой подложки с нанесенной полимерной пленкой. В левой части изображения наблюдается протяженный объект с углублением, который представляет собой торец полимерной пленки, причем по середине полимерной пленки имеется углубление. Справа на рисунке наблюдается поверхность излома кремния. Увеличенное изображение и соответствующий профиль позволяют оценить толщину полимерной пленки (~ 1 мкм) и ширину переходного слоя (~ 19 нм). Края полимерной пленки наблюдаются недостаточно отчетливо, потому что являются геометрически острыми объектами, перпендикулярно которым движется зонд. Это приводит к свертке (конволюции) изображений.

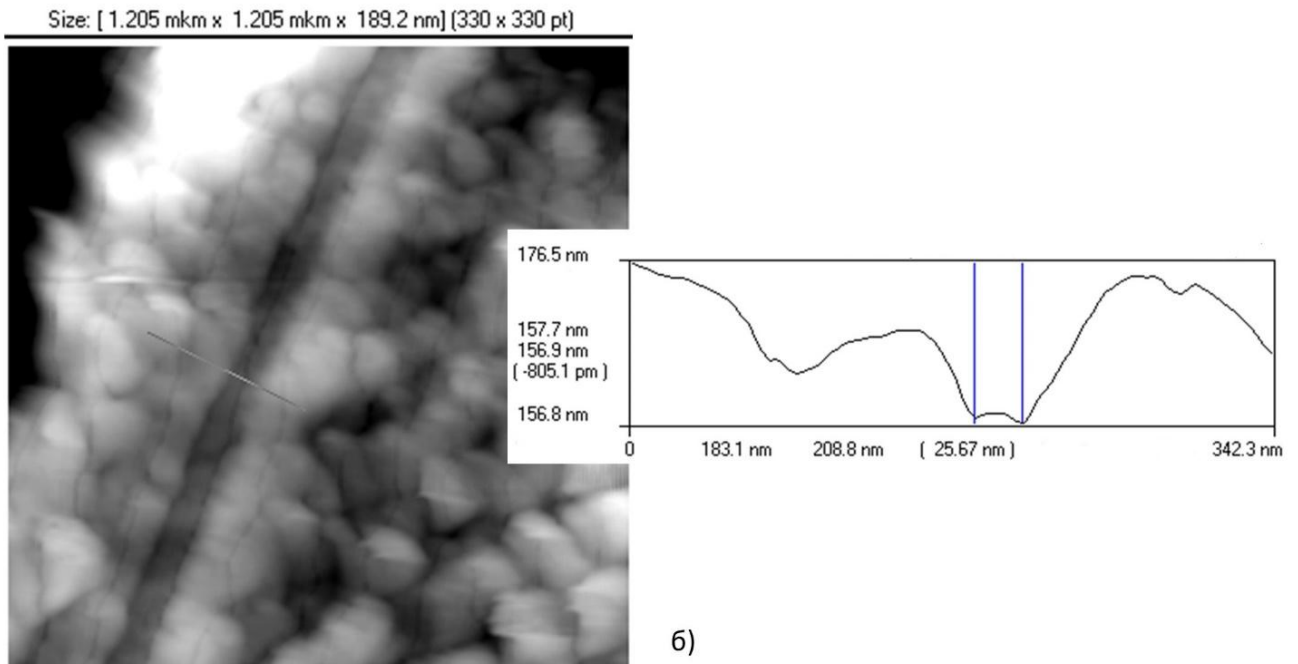
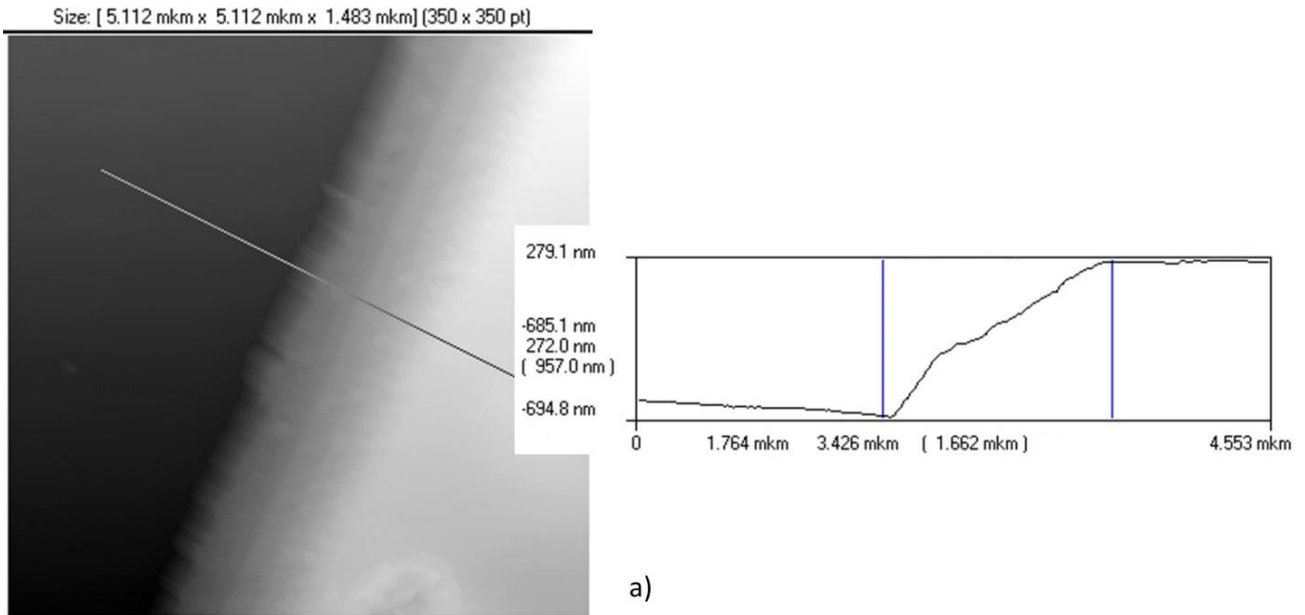


Рис. 3. Внутреннее строение двуслойной полимерной пленки: *а* – общего вида края полимерной пленки, образовавшегося при механическом деформировании и профиль сечения; *б* – увеличенное изображение, позволяющее визуализировать границу между полимерными слоями и соответствующий профиль

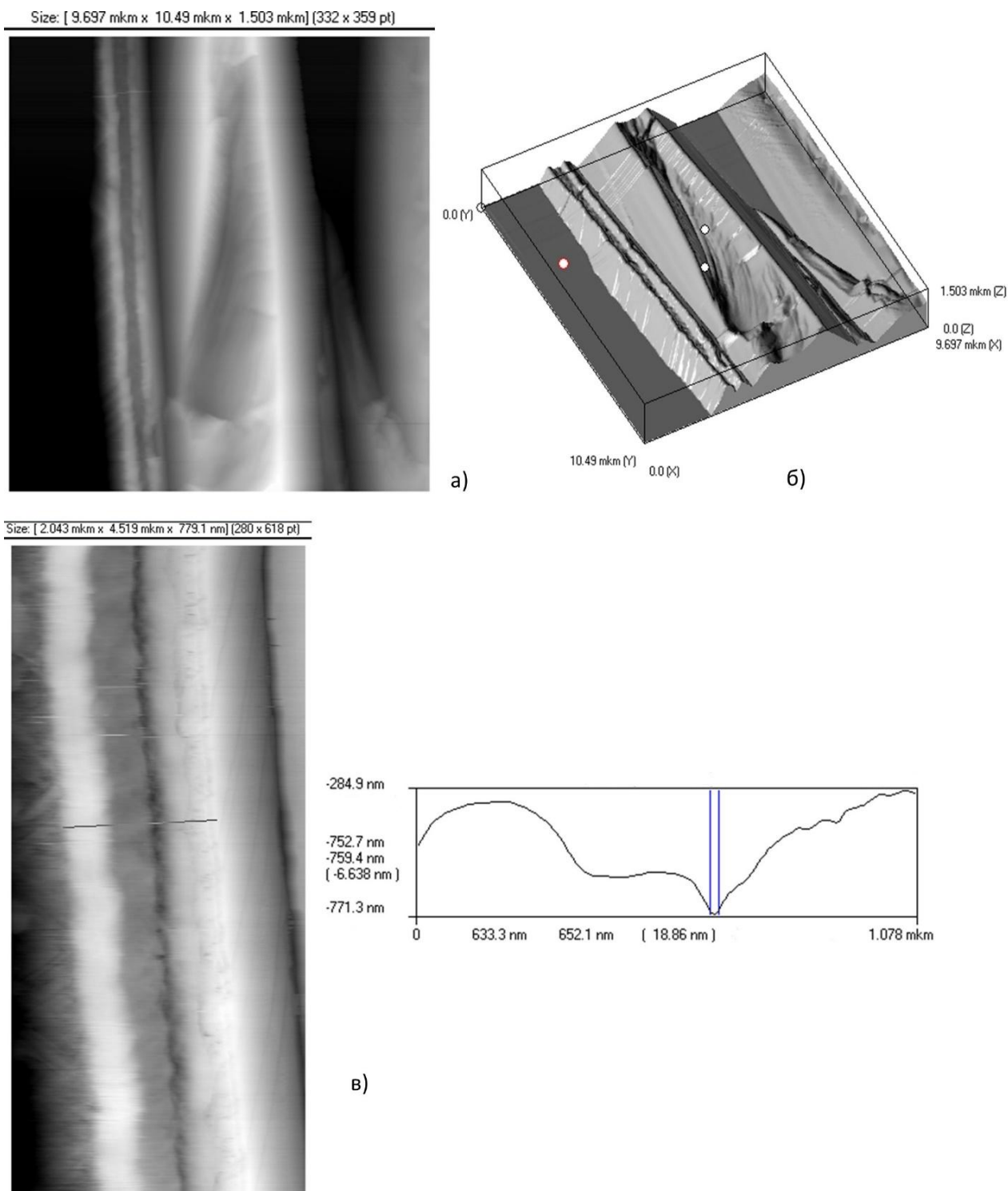


Рис. 4. Визуализация двух полимерных слоев, наблюдение поверхности излома подложки с полимерной пленкой: *a* – общий вид торца полимерной пленки после механического деформирования (слева), рядом на этом же рисунке видна поверхность излома кремниевой подложки; *б* – трехмерное представление изображения рис. 4, *а*; *в* – увеличенное изображение излома полимерной пленки и профиль

Таким образом, АСМ-исследования позволяют утверждать, что внутри двухслойной полимерной пленки существует граница раздела, которая по своим механическим свойствам отличается от объема полимерных слоев.

Обсуждение результатов. Механическая деформация полимерной пленки позволяет получить поверхность, отражающую ее внутреннее строение, то есть вполне обоснованно можно говорить о фрактографии полимерной пленки. АСМ изображения поверхности разрушения свидетельствуют о том, что происходит хрупкое разрушение материала по межзерненным границам. Такая ситуация для полимерного материала может быть реализована, если скол пленки был произведен при температуре, значительно ниже температуры стеклования, что соответствует условиям настоящего эксперимента.

Хрупкое разрушение позволяет выявлять тип надмолекулярной структуры полимеров. Например, в работе [12] представлены результаты исследования надмолекулярной структуры полимера методом просвечивающей электронной микроскопии. Реплику с поверхности замороженного хрупкого полимера рассматривают под электронным микроскопом и таким образом устанавливают надмолекулярное строение полимера. Предполагается, что прочность хрупких материалов ограничивается наличием дефектов в образце и эти дефекты так искажают поле напряжения, что вызывают начало процесса разрушения.

В то время как с помощью методов селективного травления можно получить только представление о морфологическом состоянии материала, фрактография в состоянии соединить морфологию непосредственно с поведением материала преимущественно при механической нагрузке и перегрузке. Фрактографически исследуемая поверхность не возникает вследствие подготовительной обработки, а получается из естественной реакции материала при механической перегрузке из-за образования разделения. Поверхность излома представляет собой в некоторой степени носитель данных, на котором отображаются влияния на материал в процессе его изготовления и нагружения в ходе разрушения.

Результаты АСМ-исследования надмолекулярной структуры полимерных пленок свидетельствуют о том, что полимерный слой является структурно неоднородным. Границы раздела между элементами надмолекулярной структуры

имеют прочность меньше, чем сам полимер. Это вполне логично объясняется предположением, что межмолекулярные связи в ПДФ существенно слабее, чем внутримолекулярные.

АСМ-изображения, представленные на рис. 3, позволяют пронаблюдать протяженное углубление в поверхности скола двухслойной полимерной пленки, которое расположено параллельно поверхности образца. Выше и ниже этого углубления (в пределах каждого из полимерных слоев) регистрируется зернистая поверхность, характерная для надмолекулярной структуры, обсуждавшейся в предыдущем параграфе. Определенная по соответствующему профилю ширина переходного слоя составляет ~ 25 нм (рис. 3, б). Следует отметить, что данное значение представляется сильно завышенным. Наблюдение происходит на поверхности скола, который формируется случайным образом. Наилучшим образом изображение формируется, когда угол, характеризующий скол, достаточно мал. В результате расстояние, которое мы наблюдаем, соответствует гипотенузе треугольника, у которого размер малого катета соответствует толщине переходного слоя. То есть истинная толщина переходного слоя при угле скола меньше 30° составляет величину меньше 12 нм.

Методами математического моделирования было установлено, что энергетически наиболее выгодными конфигурациями макромолекул ПДФ являются линейная синдиотактическая и спиральная изотактическая. Полимерные молекулы со спиральной структурой в исходном растворе объединяются в ассоциаты с преимущественной ориентацией боковых фрагментов на поверхности ассоциата. В частности, для полигетероариленов боковым является фталидный фрагмент, одна из связей которого может поляризоваться при захвате низкоэнергетического электрона. При этом основная часть макромолекул должна содержаться внутри ассоциата, а граница раздела между ассоциатами характеризуется конечной толщиной.

Процесс формирования полимерной пленки представляется следующим образом. При центрифугировании ассоциаты макромолекул, существующие первоначально в растворе, не разрушаются за время формирования пленочного образца и потому наблюдаются при изучении внутренней структуры полимерной пленки. Можно предположить, что скол пленки происходит в основном по границам агрегатов в результате нарушения межмолекуляр-

ных, а не внутримолекулярных связей. Наблюдаемый в области интерфейса переходный слой имеет толщину порядка 10–20 нм, что существенно больше, чем размер бокового фталидного фрагмента макромолекулы полимера (~ 1 нм). Это связано, по-видимому, с некоторым растворением первого слоя полимера при нанесении второго слоя.

Заключение. Все органические полимерные материалы отличаются от неорганических материалов высокими коэффициентами электрон-фононного взаимодействия. Это является причиной тюнинга электронной подсистемы при изменении внешних условий или локальных деформационных изменений структуры. Подобные свойства могут усиливаться, когда речь идет о тонких и сверхтонких полимерных слоях, когда роль поверхностных или интерфейсных свойств становится преобладающей по сравнению с объемными. В этой ситуации ориентирующее и упорядочивающее действие поверхностных или граничных молекулярных слоев может стать определяющим для электронных свойств сложной многослойной органико-неорганической системы. Особенно это должно быть заметно при наличии функциональных групп, обладающих такими дополнительными свойствами, как сегментальная подвижность и локальный дипольный момент.

Методами атомно-силовой микроскопии были исследованы интерфейсы между элементами надмолекулярной структуры и между последовательно нанесенными полимерными слоями, то есть структуры, в которых наблюдаются аномальные электрофизические свойства. Деформация полимерной пленки позволяет визуализировать ее внутреннее строение, то есть вполне обоснованно можно говорить о фрактографии полимерной пленки. АСМ изображения скола поверхности свидетельствуют о том, что происходит хрупкое разрушение материала по межзеренным границам.

Полученные данные важны для интерпретации результатов электрофизических измерений в субмикронных пленках полимера и позволяют целенаправленно влиять на состав и надмолекулярную структуру полимера при изучении свойств резистивного переключения.

Работа выполнена при поддержке проекта «Зеркальные лаборатории» Национального исследовательского университета «Высшая школа

экономики», а также проекта «Создание и исследование полимер-полимерных интерфейсов» Башкирского государственного педагогического университета им. М. Акмуллы.

Литература

1. Ohtomo A. and Hwang H.Y. // Nature. 427, 423 (2004). DOI: org/10.1038/nature02308
2. Nakagawa N., Hwang H.Y., and Muller D.A. // Nature Mater. 5. 204 (2006). DOI: org/10.1038/nmat1569
3. Thiel S., Hammerl G., Schmehl A., Schneider C.W., Mannhart J. // Science. 313. 1942–1945 (2006). DOI: 10.1126/science.1131091
4. Kirtley J., Mannhart J. // Nature Mater. 7. 520 (2008). DOI: org/10.1038/nmat2211
5. Gadiev R.M., Lachinov A.N., Salikhov R.B., Rakhmiev R.G., Kornilov V.M., Yusupov A.R. // Appl. Phys. Lett. 98. 173305 (2011). DOI: 10.1063/1.3584135
6. Yusupov A.R., Gadiev R.M., Lachinov A.N., Kornilov V.M., Kalimullina L.R., Galiev A.F., Kian Mohammadamin, Salazkin S.N. // Synthetic Metals. 274. 116733 (2021). DOI: org/10.1016/j.synthmet.2021.116733
7. Корнилов В.М., Лачинов А.Н., Карамов Д.Д., Набиуллин И.Р., Кульвелис Ю.В. // ФТТ. 58. 1030 (2016) DOI: 10.1134/S1063783416050115
8. Kukhta A., Kukhta I., Salazkin S. // Mater. Sci. (Medziagotyra). 2011. V. 17. № 3. P. 266.
9. Карамов Д.Д., Корнилов В.М., Лачинов А.Н., Крайкин В.А., Ионова И.А. // ЖТФ. 2016. Т. 86. 124 с.
10. Лачинов А.Н., Воробьева Н.В. // УФН. 176. 1249 (2006). DOI: 10.3367/UFNr.0176.200612a.1249
11. Карамов Д.Д., Киселев Д.А., Малинкович М.Д., Корнилов В.М., Лачинов А.Н., Гадиев Р.М. Атомарно гладкая поверхность и поверхностная поляризация субмикронных пленок полидифенилфталида // Известия Уфимского научного центра РАН. 2017. № 4. С. 26–32.
12. Гуль В.Е. Структура и прочность полимеров. М.: Химия, 1978. 328 с.

References

1. Ohtomo A. and Hwang H.Y. // Nature. 427, 423 (2004). DOI: org/10.1038/nature02308
2. Nakagawa N., Hwang H.Y., and Muller D.A. // Nature Mater. 5. 204 (2006). DOI: org/10.1038/nmat1569
3. Thiel S., Hammerl G., Schmehl A., Schneider C.W., Mannhart J. // Science. 313. 1942–1945 (2006). DOI: 10.1126/science.1131091
4. Kirtley J., Mannhart J. // Nature Mater. 7. 520 (2008). DOI: org/10.1038/nmat2211
5. Gadiev R.M., Lachinov A.N., Salikhov R.B., Rakhmiev R.G., Kornilov V.M., Yusupov A.R. // Appl. Phys. Lett. 98. 173305 (2011). DOI: 10.1063/1.3584135

6. Yusupov A.R., Gadiev R.M., Lachinov A.N., Kornilov V.M., Kalimullina L.R., Galiev A.F., Kian Mohammadamin, Salazkin S.N. // *Synthetic Metals*. 274. 116733(2021). DOI: org/10.1016/j.synthmet.2021.116733

7. Kornilov V.M., Lachinov A.N., Karamov D.D., Nabiullin I.R., Kulvelis Yu.V. // *FTT*. 58. 1030 (2016) DOI: 10.1134/S1063783416050115]

8. Kukhta A., Kukhta I., Salazkin S. // *Mater. sci. (Medziagotyra)*, 2011, vol. 17, no. 3, 266 p.

9. Karamov D.D., Kornilov V.M., Lachinov A.N., Kraikin V.A., Ionova I.A. // *JTF*. 86. 124 (2016).

10. Lachinov A.N. and Vorob'eva N.V. // *Phys.* 176. 1249 (2006). DOI: 10.3367/UFNr.0176.200612a.1249

11. Karamov D.D., Kiselev D.A., Malinkovich M.D., Kornilov V.M., Lachinov A.N., Gadiev R.M. Atomically smooth surface and surface polarization of submicron films of polydiphenylenephthalide // *News of the Ufa Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2017, no. 4, pp. 26–32.

12. Gul V.E. *Structure and strength of polymers*. Moscow: Chemistry, 1978. 328 p.



INVESTIGATION OF POLYMER-POLYMER INTERFACES BY ATOMIC FORCE MICROSCOPY

© V.M. Kornilov¹, D.D. Karamov², A.N. Abakumov¹, T.R. Khusainov¹, A.R. Yusupov¹

¹ Akmullah Bashkir State Pedagogical University
3a, ulitsa Oktyabrskoy Revolutsii, 450008, Ufa, Russian Federation

² Institute of Molecule and Crystal Physics – Subdivision of the Ufa Federal Research Centre
of the Russian Academy of Sciences,
151, prospekt Oktyabrya, 450075, Ufa, Russian Federation

The results of an experimental study of polymer-polymer interfaces in submicron films of polydiphenylene phthalide are presented. Using atomic force microscopy, it was found that polymer films have an internal structure, and the structural elements have the shape of spheroids. The properties of the polymer and the nature of the observed images made it possible to use a model of brittle polymer fracture to describe the results. A model of the formation of interface layers at the interface between the elements of the supramolecular structure and between sequentially deposited polymer layers is proposed. It was found that a transition layer with a thickness of about 10–20 nm formed by lateral fragments of polymer molecules is formed in the interface region.

Keywords: thin polymer films, atomic force microscopy, supramolecular structure, fractography.