

УДК 541.64:539.3

ОБ ОЦЕНКЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НАНОРАЗМЕРНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ НА ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТНЫЕ ПЛЕНКИ¹

© 2011 г. Д. А. Панчук*, Ж. К. Садакбаева*, Д. В. Багров **, А. В. Большакова *,
Л. М. Ярышева*, И. Б. Мешков***, А. М. Музафаров***, А. Л. Волынский*, Н. Ф. Бакеев*

Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова.

Химический и физический** факультеты*

119992 Москва, Ленинские горы

****Учреждение Российской академии наук*

Институт синтетических полимерных материалов им. Н.С. Ениколопова РАН

117393 Москва, Профсоюзная ул., 70

Поступила в редакцию 08.04.2010 г.

Принята в печать 08.11.2010 г.

Исследованы особенности поверхностного структурообразования, имеющего место при деформировании пленок ПЭТФ с нанесенными на них нанометровыми покрытиями. В отличие от проведенных ранее исследований в данной работе использовали неметаллические покрытия (углерод, нанесенный методом испарения в вакууме, и модифицированный кремнезем, нанесенный методом испарения из раствора). Обнаружено, что в обоих случаях при деформировании полимера-подложки наблюдается фрагментация нанесенных на ПЭТФ покрытий и возникновение регулярного микрорельефа. Указанные особенности свидетельствуют, во-первых, об общности явлений, происходящих при деформировании полимерных пленок с нанометровыми покрытиями; во-вторых, они позволили впервые провести количественную оценку деформационно-прочностных свойств использованных покрытий (модифицированного кремнезема и аморфного углерода) в нанометровых слоях.

ВВЕДЕНИЕ

Исследование физико-механических свойств полимерных пленок с тонкими твердыми слоями нанометровой толщины имеет очевидное научное и прикладное значение. Эти материалы используют в качестве кислородоизолирующих материалов, гибких зеркал, электропроводящих, сенсорных и магнитных материалов. Объемы их производства непрерывно растут. Например, пленки ПЭТФ с покрытием из оксида кремния отлично зарекомендовали себя как кислородоизолирующие материалы в пищевой и фармацевтической промышленности [1]. Металлизованные полимерные пленки находят широкое применение в микроэлектронике [2]. Очевидно, что, с одной стороны, для практического использования указанных материалов важнейшее значение имеет понимание механизмов разрушения нанесенных покрытий. С другой стороны, такие исследования необходимы для изучения фундаментальных свойств вещества, измельченного до на-

норазмеров. Нанотехнологический бум, переживаемый мировым научным сообществом, требует установления связи между наноструктурой и свойствами этих материалов. Однако, несмотря на исключительную важность сведений о свойствах вещества в наносостоянии, проблема их оценки пока далека от своего решения. В частности, недостаточно сведений о деформационно-прочностных свойствах твердого тела, имеющего размеры единицы-десятки нанометров, что объясняется экспериментальными трудностями испытаний материалов столь малого размера. Поэтому развитие новых методов изучения таких материалов весьма актуально.

С учетом сказанного кажутся перспективными результаты недавних исследований по оценке деформационно-прочностных свойств нанометровых покрытий, нанесенных на полимерные пленки, основанные на изучении структурных параметров их разрушения в ходе растяжения полимера-подложки. Напомним, что деформация полимерных пленок с тонкими твердыми покрытиями сопровождается самопроизвольным возникновением на их поверхности регулярного периодического микрорельефа и фрагментацией покрытия. Данное явление имеет общий характер

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке гранта государственной поддержки Ведущих научных школ (НШ-4371.2010.3) и Госконтракта № 02.740.11.0143.

E-mail: panda85@rambler.ru (Панчук Дарья Аркадьевна).

и наблюдается во всех системах, независимо от их масштабов, построенных по принципу “твердое покрытие на податливом основании”. Во всех случаях, когда удается реализовать указанную систему (путем нанесения тонких покрытий на полимеры [3, 4] или некоторых природных процессов [5]), ее деформация сопровождается самопроизвольным возникновением регулярного рельефа. Именно эти структурные особенности систем “твердое покрытие на податливом основании” и определяют описанное выше явление, механизм которого подробно изложен в работах [6–9]. Напомним основные структурные особенности систем “твердое покрытие на податливом основании”: покрытие должно иметь толщину, пренебрежимо малую по сравнению с толщиной подложки; модуль упругости покрытия должен быть хотя бы на порядок выше модуля упругости материала подложки.

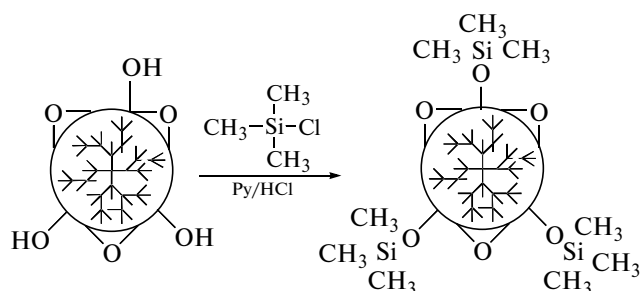
Предлагаемый подход к оценке механических свойств покрытий нанометрового размера основан на установленной в работах [6–9] взаимосвязи между параметрами микрорельефа, возникающими при деформировании полимерных пленок с покрытиями, и свойствами материала покрытия и подложки. Практически все оценки деформационно-прочностных свойств нанометровых твердых тел с помощью методов [10, 11] были проведены с использованием покрытий на основе благородных металлов, нанесенных методом ионно-плазменного напыления. В то же время в работе [12] было показано, что метод нанесения золота (ионно-плазменное или термическое напыление) на подложку ПЭТФ влияет на структуру, а, следовательно, и на свойства образующихся покрытий. Отметим, что сформулированные выше условия возникновения систем “твердое покрытие на податливом основании” не содержат ограничений по природе нанесенных покрытий, что позволяет надеяться на применимость развитого в работе [10, 11] подхода для анализа деформационно-прочностных свойств покрытий любой природы, в том числе и на основе неметаллических веществ.

В этой связи целью данной работы явилось выяснение влияния природы нанометрового покрытия и метода его нанесения на полимерную подложку на характер поверхностного структурообразования при деформировании полимерной подложки ПЭТФ, а также оценка деформационно-прочностных характеристик покрытий.

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектами исследования служили промышленные пленки аморфного неориентированного ПЭТФ толщиной 100 мкм. Образцы вырубали в виде двусторонних лопаток с размером рабочей части 6 × 20 мм. На поверхность указанных пле-

нок наносили слои модифицированного триметилсилильными группами молекулярного силиказоля, полученного по следующей общей схеме [13]:



Этот продукт, называемый силиказолом, представляет собой растворимую форму модифицированного кремнезема [14]. Если такой силиказоль нанести на подложку и испарить растворитель, то образуется аморфное покрытие на основе модифицированного кремнезема. В дальнейшем такое покрытие будем называть модифицированный кремнезем или *m*-кремнеземное покрытие. Полимерные пленки с *m*-кремнеземным покрытием получали, погружая ПЭТФ в 3%-ный раствор силиказоля в гептане. Толщину нанесенного покрытия регулировали числом погружений пленки в раствор и определяли по увеличению массы пленок до и после погружения в раствор силиказоля. Растворитель удаляли сушкой пленок на воздухе до постоянной массы.

Тонкие слои углерода наносили на поверхность пленок методом термического напыления в вакууме. Чтобы найти толщину углеродных покрытий, использовали следующий прием. В вакуумной напылительной установке типа Jee 4B (Japan Electron Optics Lab Co. LTD, Tokyo) располагали полимерную пленку рядом с покровным стеклом. После нанесения углеродного покрытия термическим испарением в вакууме в нанесенном на стекло покрытие деревянным острием делали царапину, и полученный разрыв исследовали с помощью атомно-силового микроскопа “Nanoscope-2” (“Digital Instruments”, Санта-Барбара, США) в режиме контактных сил. Профилограммы изображений позволяли оценить толщину нанесенных покрытий с высокой точностью. Структуру слоев изучали с помощью трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ). Поскольку толщина подложек была значительной (около 100 мкм), для электронно-микроскопических наблюдений методом ТЭМ предварительно готовили срезы толщиной ~100 нм на микротоме (“Reichert-Jung”) с алмазным ножом.

Деформацию образцов осуществляли с помощью динамометра “Instron-1122” при 20 и 90°C. Скорость деформирования составляла 10 мм/мин. Образцы после растяжения при температурах выше T_c полимера охлаждали в зажимах

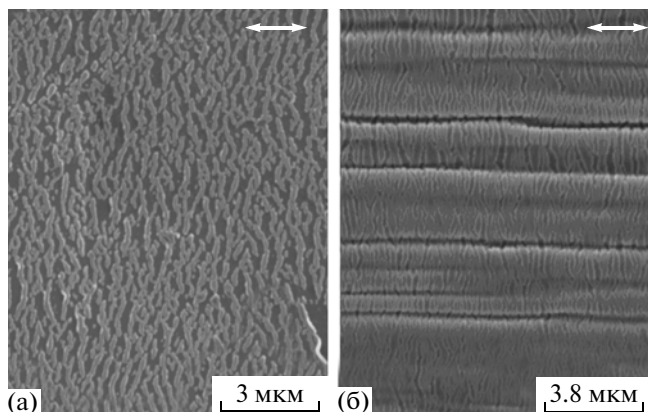


Рис. 1. СЭМ-микрофотографии разрушения модифицированного кремнеземного покрытия толщиной 77 (а) и 100 нм (б) на подложке ПЭТФ после одноосного растяжения при 20 и 90°С соответственно. Направление вытяжки полимера указано стрелкой.

растягивающего устройства до комнатной температуры и только после этого их извлекали.

Структуру поверхности деформированных пленок исследовали на сканирующем электронном микроскопе “Hitachi S-520”, трансмиссионного электронного микроскопа “LEO 912AB” с OMEGA-фильтром и атомно-силового микроскопа “Nanoscope-IIIa”. Численные значения средних размеров фрагментов разрушения покрытия и период микрорельефа определяли из электронных микрофотографий с помощью программы Femtoscan Online [14].

Прочность нанесенных покрытий оценивали по формуле [10, 11]

$$\sigma^* = L\sigma_0/3h, \tag{1}$$

где L – размер фрагмента разрушения покрытия в направлении оси растяжения полимера-подложки, h – толщина покрытия, σ^* – предел его прочности, σ_0 – напряжение в подложке.

Величину пластической деформации покрытия определяли из соотношения [10, 11]

$$\varepsilon_{\text{покp}} = \frac{L_{\text{покp}}}{L_{\text{общ}}} \lambda_{\text{полиm}} - 1 \tag{2}$$

Здесь $\varepsilon_{\text{покp}}$ – величина необратимой (пластической) деформации в покрытии; $L_{\text{покp}}$ – сумма длины фрагментов разрушения покрытия в направлении оси растяжения полимера-подложки; $L_{\text{общ}}$ – длина части образца, для которой измерена величина $L_{\text{покp}}$; $\lambda_{\text{полиm}}$ – степень вытяжки полимера. Подробности метода расчетов изложены в работах [7–9].

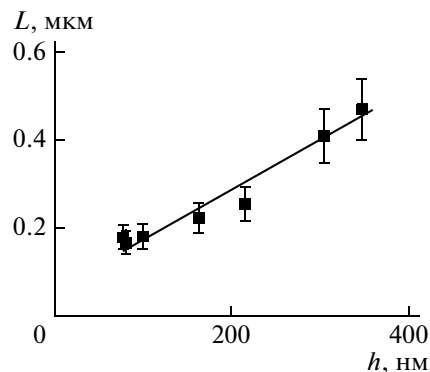


Рис. 2. Зависимость средней ширины фрагментов разрушения кремнеземного покрытия от толщины нанесенного покрытия при 20°С.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Нанометровые покрытия на основе м-кремнезема

Основные результаты исследования прочности покрытий с помощью подхода, развитого в работах [6–9], были получены ранее для металлических покрытий.

Согласно целям данной работы, были использованы покрытия на основе *м*-кремнезема, способ нанесения которых на пленки ПЭТФ подробно описан в экспериментальной части. На рис. 1 представлены микрофотографии разрушения *м*-кремнеземного покрытия на подложке ПЭТФ толщиной 77 нм после одноосного растяжения при 20°С и толщиной 100 нм при 90°С. Видно, что деформация ПЭТФ с *м*-кремнеземным покрытием сопровождается разрушением покрытия и приводит, как и в случае металлических покрытий, к образованию фрагментов разрушения, расположенных перпендикулярно оси вытяжки полимера. Для каучукоподобного состояния полимерной подложки (деформация ПЭТФ при 90°С) помимо дробления покрытия на фрагменты наблюдается еще и образование микрорельефа в виде нерегулярных складок, расположенных в направлении растяжения образца. Следует отметить, что в результате деформации ПЭТФ с кремнеземным покрытием (толщина покрытия ~100 нм) появляются очень крупные складки и значительно более мелкие фрагменты разрушения. Этот факт отличает поведение кремнеземного покрытия от металлических, для которых размер фрагментов разрушения и период микрорельефа сопоставимы по размерам.

Для ПЭТФ с различной толщиной покрытия на основе *м*-кремнезема на поверхности была определена ширина фрагментов разрушения. На рис. 2 показана зависимость средней ширины фрагментов разрушения *м*-кремнеземного покрытия от толщины нанесенного покрытия при

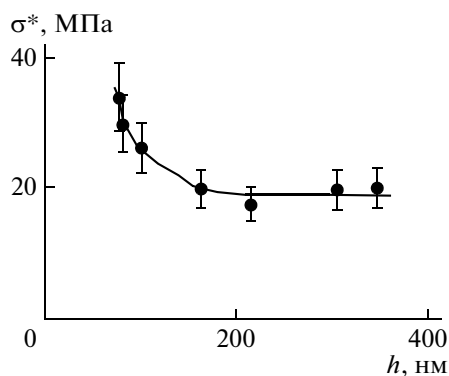


Рис. 3. Зависимость прочности кремнеземного покрытия от толщины нанесенного покрытия при 20°C.

20°C. Из данных рисунка следует, что с увеличением толщины покрытия, как и в случае металлических покрытий, ширина фрагментов разрушения увеличивается. Данный факт указывает на общность исследуемых явлений разрушения покрытия при растяжении полимерной подложки независимо от природы покрытия.

На рис. 3 представлены результаты расчетов с использованием описанного ранее подхода для *m*-кремнеземного покрытия. Таким образом, здесь показана зависимость прочности покрытия от его толщины. Видно, что происходит рост прочности при уменьшении толщины нанесенного слоя (в области толщины менее 150 нм). Полагая, что в области больших значений толщины прочность покрытия соответствует его прочности в блоке, можно считать, что прочность модифицированного кремнеземного покрытия составляет ~20 МПа.

В этой связи необходимо отметить, что похожий эффект наблюдали для покрытия из оксида кремния (немодифицированного кремнезема) в работе [15]. Таким образом, можно оценить, какие изменения в механические свойства вносит модификация кремнезема. В цитируемой работе, согласно построенной аналитической модели и выведенной формуле, были рассчитаны прочность и энергия разрушения для начальной стадии процесса. Обнаружено, что в области малой толщины наблюдается рост указанных параметров. На рис. 4 представлен результат их вычислений [15].

Похожие данные, характерные для начальной стадии разрушения покрытия из оксида кремния, нанесенного на подложку ПЭТФ (степень вытяжки не более 2%), получены в работах [16, 17]. Была определена зависимость когезионной и адгезионной прочности кремнийорганического покрытия от толщины пленки. Напомним, что адгезионная прочность — характеристика соединения покрытия и подложки. Она измеряется при нормальном

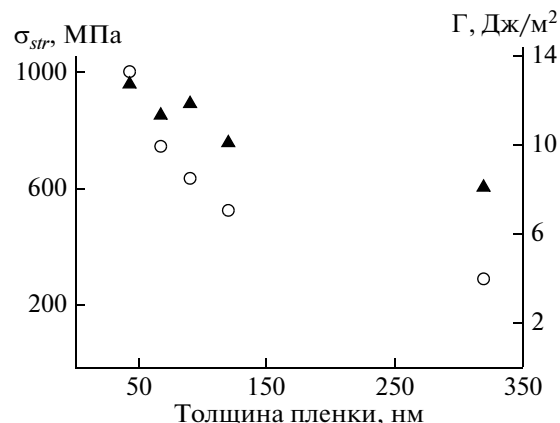


Рис. 4. Вычисленная прочность пленки σ_{str} (светлые точки) и энергия разрушения Γ (темные) для покрытия SiO_x на ПЭТФ-субстрате. Вычисления основаны на измерении критической нагрузки на этапах начального разрушения покрытия.

отрыве или касательном сдвиге в единицах силы на единицу площади (МПа). Когезионная прочность — это механическая прочность материала, обусловленная молекулярным сцеплением под действием сил притяжения (сил межмолекулярного взаимодействия, водородных и химических связей) между находящимися в контакте поверхностями двух однородных по составу тел. Приведенные данные также были получены с использованием теоретических моделей, которые связывают характеристики разрушения покрытия и свойства покрытия и подложки. Было установлено, что вычисленная величина адгезия близка к 75 МПа и не зависит от толщины покрытия. Когезионная прочность уменьшается с увеличением толщины покрытия. Результаты вычислений приведены на рис. 5, где хорошо видна тенденция к уменьшению прочности с увеличением толщины покрытия. Отметим, что немодифицированный кремнезем в отличие от *m*-кремнезема является более прочным.

Следовательно, независимо от химической природы покрытия (является ли оно модифицированным кремнеземом или нет) в области малой толщины наблюдается увеличение прочностных характеристик. Отметим, что в обоих случаях речь идет об аморфном покрытии, и в литературе отсутствуют теоретические предсказания о росте прочности при уменьшении его толщины.

Кроме оценки прочности покрытия при разрушении описанный структурный подход позволяет определить еще одну характеристику покрытия — его пластическую деформацию. Таким образом, была вычислена величина пластической деформации *m*-кремнеземного покрытия, возникающая при деформировании полимера-подложки.

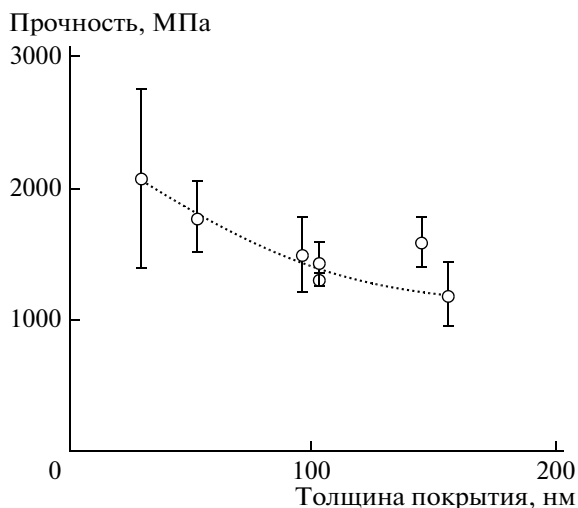


Рис. 5. Зависимость когезионной прочности кремнеземного покрытия от его толщины.

Зависимость величины пластической деформации от толщины *m*-кремнеземного покрытия представлена на рис. 6. Видно, что при уменьшении толщины слоя величина пластической деформации кремнеземного покрытия увеличивается.

В работе показано, что исследуемое покрытие является пластичным и имеет меньшее разрывное удлинение, чем полимер-подложка, поэтому его можно изучать с помощью использованного структурно-механического подхода. Получены количественные оценки механических свойств *m*-кремнезема и показано, что в отличие от обычного, немодифицированного, кремнезема он не является хрупким покрытием, а по сути представляет собой полимер, имеющий типичные полимерные механические характеристики (низкую прочность и высокое удлинение при разрыве).

Нанометровые покрытия на основе аморфного углерода

Как было отмечено ранее, в работе также исследованы пленки ПЭТФ с углеродным покрытием. Углерод был выбран в связи с тем, что в отличие от металлов, способных к существенным пластическим деформациям (до 50%) [10, 11], его разрушение не сопровождается значительной деформацией. Выбор углерода в качестве покрытия также представлял интерес в связи с тем, что он наносится иным способом, нежели металлическое покрытие, а именно термическим методом. Это, согласно работе [12], может влиять на структуру конечного материала. Анализ неметаллического покрытия, нанесенного другим методом, также необходим, чтобы проверить универсальность разрабатываемого подхода определения де-

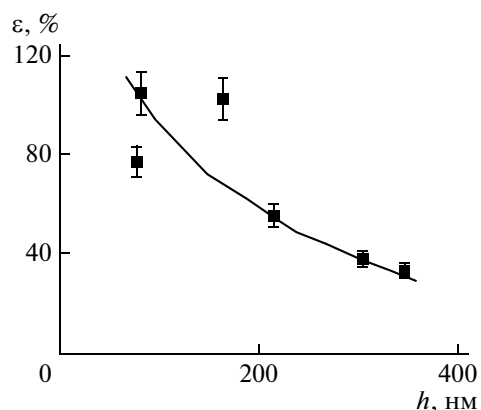


Рис. 6. Зависимость пластичности кремнеземного покрытия от толщины нанесенного покрытия при 20°C.

формационно-прочностных характеристик нанослоев на полимерном основании.

Изучение свойств углеродных пленок имеет особое значение в связи с разнообразием их применения. Тонкие слои углерода рассматривают как перспективные материалы для широкого круга биомедицинского назначения: регенерации ткани, контролируемой доставки лекарств, поверхностного покрытия для имплантатов костей, повышения иммунитета и т.п. Ультратонкие пленки углерода также используют для аналитических целей [18]. В работе [19] было показано, что присутствие структур, содержащих углерод, благоприятно влияет на биосовместимость полимеров с живой клеткой. Углеродные слои могут иметь различную структуру и наноситься разными методами; в зависимости от этого они обладают различными свойствами. Напыление термическим методом позволяет, согласно литературным данным, получить слои аморфного углерода, свойства которого зависят от условий напыления, в частности, от температуры [19].

Рассмотрим теперь, к каким последствиям приводит растяжение полимерной пленки с углеродным покрытием. На рис. 7а представлена микрофотография поверхностного слоя ПЭТФ с углеродным покрытием, деформированного на 50% выше температуры стеклования полимера-подложки. Наблюдается разрушение покрытия с образованием фрагментов в виде лент, ориентированных перпендикулярно оси вытяжки, и регулярное рельефообразование, связанное с боковой контракцией полимера при вытяжке. На рис. 7б, 7в представлены микрофотография и АСМ-изображения (соответствующее сечение и трехмерная реконструкция) ПЭТФ с углеродным покрытием, деформируемых при комнатной температуре. Как следует из приведенных данных, при деформировании образца при 20°C покрытие отслаивается от полимерной матрицы. Важно отметить, что от-

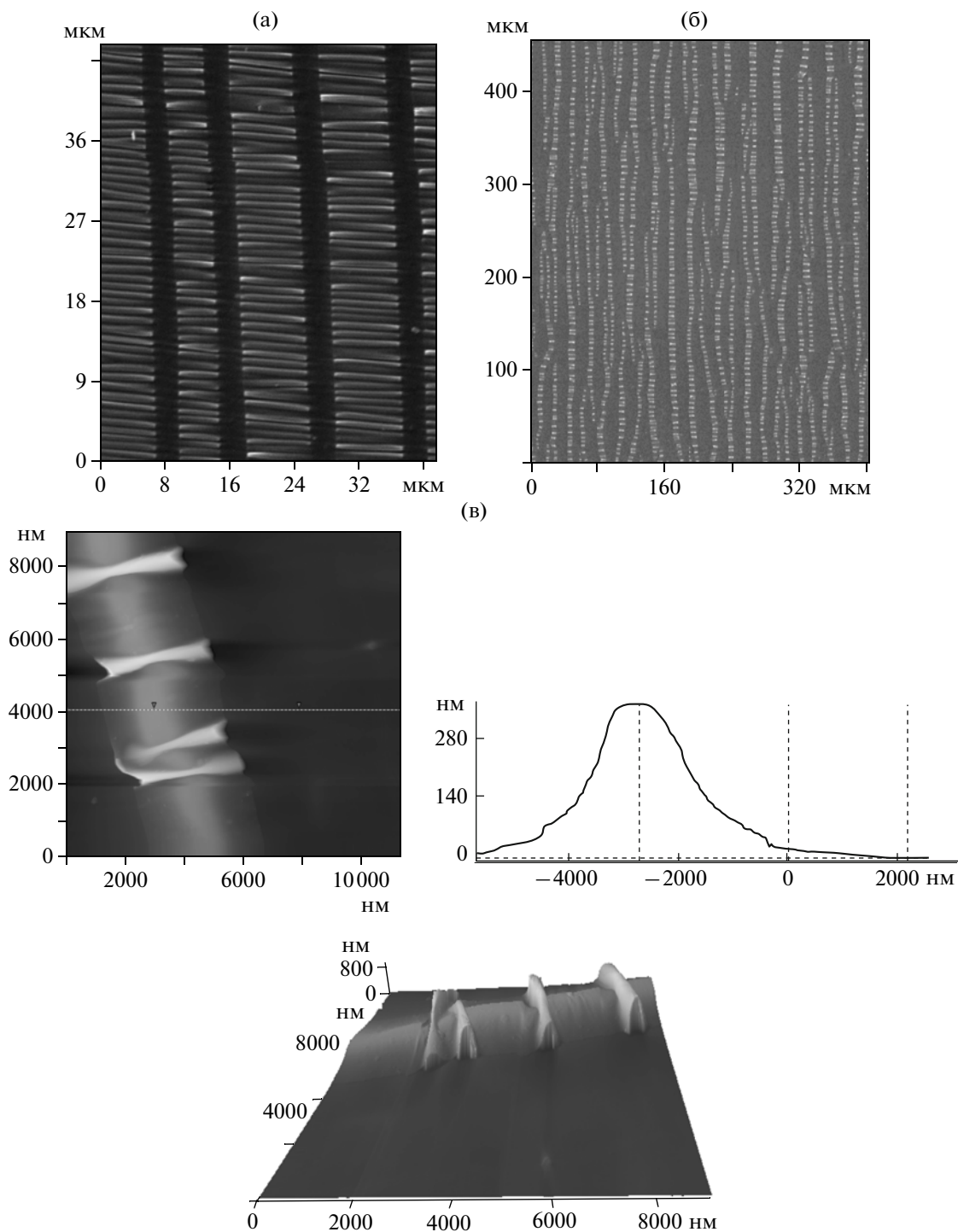


Рис. 7. Микрофотография ПЭТФ с углеродным покрытием толщиной 22 нм, деформированного на воздухе на 50% при 90°C (а); микрофотографии ПЭТФ с углеродным покрытием толщиной 40 нм, деформированного при 20°C (б); атомно-силовое изображение, профиль по сечению и трехмерная реконструкция отдельного фрагмента разрушения (в).

слаивание происходит вследствие контракции пленки ПЭТФ при растяжении (отслаиваются элементы регулярного микрорельефа). В то же время видна регулярная фрагментация покрытия.

Это свидетельствует о том, что адгезии достаточно для фрагментации, так что можно использовать предлагаемый подход для оценки прочности покрытия.

В работе была изучена структура углеродного покрытия. Для этого с помощью ТЭМ были исследованы срезы ПЭТФ с покрытиями разной толщины. На рис. 8 показан типичный срез образца ПЭТФ с углеродным покрытием. Видно, что покрытие является непрерывным. Доказательством непрерывности покрытия может являться и тот факт, что при растяжении полимера подложки наблюдаются фрагментация покрытия и рельефообразование. В частности, в работе [20] показано, что если покрытие не является сплошным, то его фрагментации при растяжении полимера не происходит, частицы разъезжаются относительно друг друга. Другими словами, фрагментация покрытия осуществляется только в том случае, если покрытие является непрерывным.

Прежде чем перейти к непосредственному расчету прочности покрытия, были исследованы параметры структуры, образующейся в результате деформации, в зависимости от толщины покрытия. На рис. 9 представлена зависимость среднего размера фрагментов разрушения углеродного покрытия от толщины покрытия, деформированного при 90°C. Анализ ширины фрагментов разрушения проводили только для температуры растяжения выше температуры стеклования ПЭТФ, поскольку, как было отмечено выше, при деформировании образца при комнатной температуре покрытие отслаивается от полимерной матрицы (рис. 7б, 7в).

Хорошо видно, что, несмотря на некоторый разброс экспериментальных данных, наблюдается рост среднего размера фрагментов разрушения по ширине с увеличением толщины слоя углерода, что согласуется с уравнением (1) и свидетельствует о правомерности его использования для определения прочности углеродного покрытия.

Зависимость прочности углеродного покрытия от толщины слоя приведена на рис. 10. Данные получены с использованием уравнения (1). Как видно, в области малой толщины (5–15 нм) увеличивается прочность при растяжении образца. Для слоев толщиной более 20 нм прочность покрытия становится постоянной.

Аморфный углерод без примесей других компонентов (металлов, водорода и т.д.), а также аморфных материалов, но с определенной структурой (например, тетраэдральный аморфный углерод [21, 22], аморфный алмазоподобный углерод [23, 24]) получают либо в виде пленок, нанесенных на субстраты (например, на кремний, полимеры), либо в виде нанопорошков. Пленки аморфного углерода обычно формируют методами термовакуумного осаждения из паровой фазы, такими как дуговой разряд, распыление частиц, импульсный лазер [19]. Нанопорошки аморфного углерода получают под действием высокого давления из других модификаций углерода, в частности из графита [25], фуллерита [26]. Систематиче-

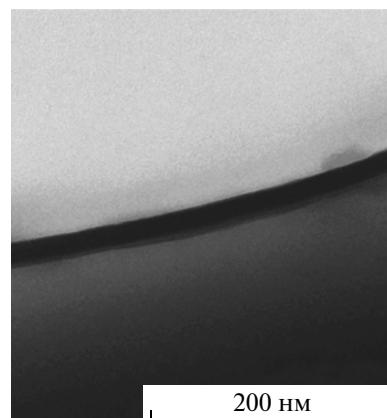


Рис. 8. ТЭМ-микрофотография слоя углерода толщиной 20 нм, нанесенного термическим методом в вакууме на подложку ПЭТФ.

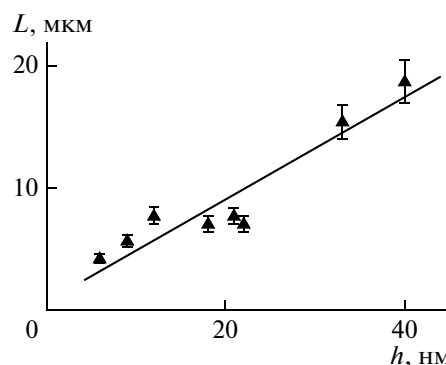


Рис. 9. Зависимость ширины фрагментов разрушения углеродного покрытия от толщины покрытия при растяжении подложки ПЭТФ на 50% при 90°C.

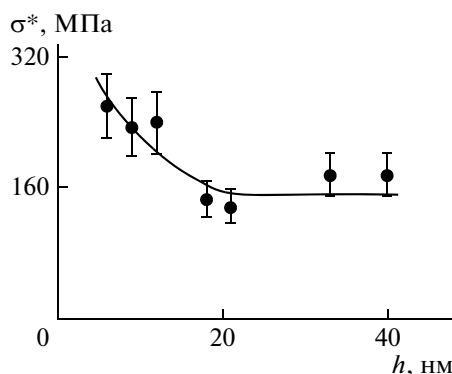


Рис. 10. Зависимость прочности углеродного покрытия от толщины напыленного слоя при растяжении подложки ПЭТФ на 50% при 90°C.

ские однозначные данные о прочности покрытий из аморфного углерода в литературе отсутствуют. Анализ механических свойств сводится в основном к определению модуля Юнга и жестко-

сти/твердости образцов методом наноиндентации или с помощью компьютерного моделирования. В ряде работ оценивают зависимость указанных характеристик от глубины проникновения пуансона наноиндентора в образец, но не от толщины напыленного слоя покрытия [19, 27, 28]. Таким образом, данные, представленные в настоящей работе, являются первыми результатами такой оценки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследована общая картина фрагментации и образования рельефа *m*-кремнеземного и углеродного покрытий на подложке ПЭТФ. Картина разрушения покрытий аналогична структурообразованию металлических покрытий на полимерной подложке при растяжении. С помощью микроскопической методики фрагментации определены механические свойства *m*-кремнеземного и углеродного покрытий в слоях нанометровой толщины. Разрабатываемый подход к оценке механических свойств твердых тел в нанометровых слоях носит универсальный характер и применим к покрытиям различной (полимерной, неорганической) природы. Хотя причины увеличения прочности в области малой толщины могут быть сегодня неясными, тем не менее рост прочности и пластичности в этой области имеет место и, видимо, является общим свойством нанесенных на полимерные пленки нанометровых покрытий самой разной природы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Felts J.T. // J. Plast. Film. Sheet. 1993. V. 9. № 139. P. 201.
2. Suo Z., Vlassak J., Wagner S. // China Particuology. 2005. V. 3. № 6. P. 321.
3. Вольнский А.Л., Чернов И.В., Бакеев Н.Ф. // Докл. РАН. 1997. Т. 355. № 4. С. 491.
4. Вольнский А.Л., Баженов С.Л., Лебедева О.В., Яминский И.В., Озерин А.Н., Бакеев Н.Ф. // Высокомолек. соед. А. 1997. Т. 39. № 11. С. 1805.
5. Volynskii A.L., Bazhenov S.L. // Eur. Phys. J. E. 2007. V. 24. № 4. P. 317.
6. Вольнский А.Л., Баженов С.Л., Бакеев Н.Ф. // Рос. хим. журн. (ЖВХО им. Д.И. Менделеева). 1998. Т. 42. № 3. С. 57.
7. Volynskii A.L., Bazhenov S.L., Lebedeva O.V., Bakeev N.F. // J. Mater. Sci. 2000. V. 35. № 3. P. 547.
8. Volynskii A.L., Bazhenov S.L., Lebedeva O.V., Ozerin A.N., Bakeev N.F. // J. Appl. Polym. Sci. 1999. V. 72. № 10. P. 1267.
9. Bazhenov S.L., Volynskii A.L., Alexandrov V.M., Bakeev N.F. // J. Polym. Sci., Polym. Phys. 2002. V. 40. № 1. P. 10.
10. Вольнский А.Л., Панчук Д.А., Мусеева С.В., Ярышева Л.М., Бакеев Н.Ф. // Рос. нанотехнологии. 2008. Т. 3. № 1–2. С. 95.
11. Вольнский А.Л., Мусеева С.В., Ярышева Л.М., Бакеев Н.Ф. // Докл. РАН. 2006. Т. 409. № 1. С. 64.
12. Svorcik V., Slepicka P., Svorciková J., Spircova M., Zehntner J., Hnatowicz V. // J. Appl. Polym. Sci. 2006. V. 99. № 4. P. 1698.
13. Воронина Н.В., Мешков И.Б., Мякушев В.Д., Демченко Н.В., Лаптинская Т.В., Музафаров А.М. // Рос. нанотехнологии. 2008. Т. 3. № 5–6. С. 77.
14. Руководство пользователя пакета программного обеспечения для управления сканирующим зондовым микроскопом и обработки изображений “ФемтоСкан Онлайн”. Версия 2.0.5.1 А.С. Филонов, И.В. Яминский. М.: Центр перспективных технологий, 2004.
15. Hsueh C.H., Yanaka M. // J. Mater. Sci. 2003. V. 38. № 8. P. 1809.
16. Leterrier Y., Andersons J., Pitton Y., Manson J.-A. // J. Polym. Sci., Polym. Phys. 1997. V. 35. № 9. P. 1463.
17. Leterrier Y., Boogh L., Andersons J., Manson J.-A. // J. Polym. Sci., Polym. Phys. 1997. V. 35. № 9. P. 1449.
18. Svorcik V., Hubacek T., Slepicka P., Siegel J., Kolska Z., Blahova O., Mackova A., Hnatowicz V. // Carbon. 2009. V. 47. № 7. P. 1770.
19. Svorcik V., Kubova O., Slepicka P., Dvorankova B., Mackova A., Hnatowicz V. // J. Mater. Sci., Mater. Med. 2006. V. 17. № 3. P. 229.
20. Trent J.S., Palley I., Baer E. // J. Mater. Sci. 1981. V. 18. P. 331.
21. Martinez E., Andujar J.L., Polo M.C., Esteve J., Robertson J., Milne W.I. // Diamond Relat. Mat. 2001. V. 10. № 2. P. 145.
22. Lui D., Benstetter G., Lodermeier E. // Thin Solid Films. 2003. V. 436. № 2. P. 244.
23. Zhu J., Han J., Liu A., Meng S., Jiang C. // Surf. Coat. Technol. 2007. V. 201. № 15. P. 6667.
24. Bottani C.E., Lamperti A., Nobili L., Ossi P.M. // Thin Solid Films. 2003. V. 433. № 1–2. P. 149.
25. Гончаров А.Ф. // Письма в ЖЭТФ. 1990. Т. 51. № 7. С. 368.
26. Бражкин В.В., Ляпин А.Г., Антонов Ю.В., Попова С.В., Клюев Ю.А., Налетов А.М., Мельник Н.Н. // Письма в ЖЭТФ. 1995. Т. 62. № 4. С. 328.
27. Logothetidis S. // Int. J. Modern Phys. 2000. B. V. 14. № 2–3. P. 113.
28. Logothetidis S., Charitidis C., Gioti M., Panayiotatos Y., Handrea M., Kautek W. // Diamond Relat. Mater. 2000. V. 9. P. 756.