

ОСОБЕННОСТИ РАСПЫЛЕНИЯ КРЕМНИЕВЫХ И УГЛЕРОДНЫХ МИШЕНЕЙ УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ ФУЛЛЕРЕНА C_{60}

М. В. Малеев, Е. Н. Зубарев, В. Е. Пуха, А. Н. Дроздов, А. С. Вус,
А. Ю. Девизенко

*Национальный технический университет
«Харьковский политехнический институт» (НТУ «ХПИ»),
Харьков, Украина*

Поступила в редакцию 26.03.2015

В работе исследованы закономерности роста пленок и эрозии поверхности при облучении мишеней из углерода и кремния пучком ускоренных ионов C_{60} с энергией в интервале 2,5–24 кэВ при температуре мишеней 373 К. Установлено, что рост углеродных пленок на поверхности облучаемых кремниевых мишеней наблюдается до энергий ионов 7 кэВ, а на поверхности углерода до 19 кэВ. При энергии ионов выше указанных значений пленка на поверхности не формируется и наблюдается эрозия материала мишеней. Исследованы структура и механические свойства углеродных пленок, выращенных в интервале энергий ионов фуллерена 2,5–11,5 кэВ.

Ключевые слова: углерод, кремний, фуллерен, эрозия, распыление, ускоренный ион C_{60} , структура пленок.

ОСОБЛИВОСТІ РОЗПИЛЕННЯ КРЕМНІЄВИХ І ВУГЛЕЦЕВОГО МІШЕНЕЙ ПРИСКОРЕННЯ ІОНАМИ ФУЛЛЕРЕНУ C_{60}

М. В. Малєєв, Є. М. Зубарєв, В. Є. Пуха, А. М. Дроздов, О. С. Вус,
О. Ю. Девізенко

У роботі досліджено закономірності росту плівок і ерозії поверхні при опроміненні мішеней з вуглецю і кремнію пучком прискорених іонів C_{60} з енергією в інтервалі 2,5–24 кеВ при температурі мішеней 373 К. Встановлено, що зростання вуглецевих плівок на поверхні опромінюються кремнієвих мішеней спостерігається до енергій іонів 7 кеВ, а на поверхні вуглецю до 19 кеВ. При енергії іонів вище зазначених значень плівка на поверхні не формується і спостерігається ерозія матеріалу мішеней. Досліджено структуру та механічні властивості вуглецевих плівок, вирощених в інтервалі енергій іонів фуллерену 2,5–11,5 кеВ.

Ключові слова: вуглець, кремній, фуллерен, ерозія, розпилення, прискорений іон C_{60} , структура плівок.

THE FEATURES OF SPUTTERING SILICON AND CARBON TARGETS WITH ACCELERATED FULLERENE C_{60} IONS

M. V. Maleyev, E. N. Zubarev, V. E. Pukha, A. N. Drozdov, A. S. Vus,
A. Y. Devizenko

We studied patterns of film growth and surface erosion during irradiation of carbon and silicon beam of accelerated ions with energies of C_{60} in the range of 2,5–24 keV at a temperature of 373 K. targets established that the growth of carbon films on the surface of the irradiated silicon target is observed to energies 7 keV ions and at 19 to the surface of carbon keV. When the ion energy above the specified values on the surface of the film is not formed and there is erosion of the target material. The structure and mechanical properties of carbon films grown in the range of ion energies fullerene 2,5–11,5 keV.

Keywords: carbon, silicon, fullerene, erosion, sputtering, ion accelerated C_{60} , film structure.

ВВЕДЕНИЕ

Ионно-лучевые технологии нашли широкое применение в науке и технике. Традиционно для многих технологических процессов (нанесение пленок распылением, травление, полировка и модификация поверхности,

имплантация и т. д.) используются пучки ионов инертных и активных газов, которые имеют относительно небольшую молекулярную массу. Однако, в течение последних двух десятилетий для этих целей стали интенсивно развиваться направления, связанные

с использованием ионизированных многоатомных кластеров, либо молекул с большой массой [1–4]. Использование кластерных ионно-лучевых технологий дает возможности, реализация которых сложна или практически недостижима традиционными ионными технологиями. К ним относятся, например, формирование ультразвуковых стыков между границами структур [1, 5], травление и полировка поверхности с высокой скоростью и минимальными повреждениями структуры [6–8], инфузионное легирование [9].

Основные особенности взаимодействия многоатомных ионов с поверхностью твердого тела заключаются в относительно небольшом количестве энергии, приходящейся на один атом в ионе, по сравнению с общей энергией, приносимой на поверхность, а также в определяющем вкладе коллективных а не парных взаимодействий между атомами в момент удара. Столкновение многих атомов на относительно малой площади поверхности характеризуется высокой плотностью энергии, что является причиной возникновения ряда нелинейных процессов в передаче энергии атомам мишени и распылении ее поверхности [4, 10]. При энергиях иона составляющих сотни эВ на атом, формируется ударная волна и полностью разрушается структура в тонком слое, окружающем место удара (локальное плавление) [11]. Через короткий период времени (10^{-12} с) возникает сильно разогретая область (тепловой пик) вблизи поверхности. В результате этих явлений пространственное и энергетическое распределение распыленных частиц отличается от распределений характерных для каскада бинарных столкновений [12, 13], а коэффициент распыления может на порядок превышать величины для моноатомных ионов [14]. Кроме того, в области теплового пика возникают условия (давление сотни ГПа, температуры порядка 10^4 К [11, 15]), при которых возможно формирование новых фаз, в том числе метастабильных, что также может влиять на коэффициент распыления мишени [16].

Многоатомные ионы для кластерных ионно-лучевых технологий формируются объемной конденсацией в вакууме [1, 3]

с последующей ионизацией электронным ударом. Более простым методом получения многоатомных ионов является ионизация больших молекул, например, $B_{10}H_{14}$, $C_2B_{10}H_{12}$, которые используются для имплантации бора в кремниевые шайбы [17]. Ионные пучки фуллерена C_{60} нашли применение для распыления анализируемого вещества в методиках вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) [18, 19], и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) [20]. Из молекул фуллерена могут быть сформированы сверхтвердые нанокompозитные покрытия [21–23]. Использование ионов фуллерена C_{60} для распыления и модификации поверхности связано в первую очередь с тем, что он легко переводится в газообразную фазу, состоит только из атомов углерода и относительно простыми методами может быть ионизирован [19].

При облучении мишеней ионами C_{60} наблюдается переход от роста углеродных пленок к эрозии мишени при энергии $\sim 10^4$ эВ [24–25]. Моделирование процесса взаимодействия ускоренного иона C_{60} с поверхностью предсказывает ряд интересных явлений, характерных для этого диапазона энергий. Это «сеточный» рост поверхностных фаз карбида кремния и «сеточное» распыление для кремниевых мишеней [24, 26], которые приводят к развитию рельефа поверхности. Значение энергии ионов, соответствующее переходу от конденсации углеродной пленки к эрозии мишени может зависеть как от характеристик вещества мишени (энергия связи, температура [24]), так и от угла падения ионов [27]. Несмотря на практическое применение ионов C_{60} для распыления в аналитических приборах, процессы на мишени в диапазоне энергий ионов, близких к этому переходу, слабо исследованы даже для элементарных мишеней Si и C, которые наиболее часто используются в качестве подложек для анализируемого вещества.

Целью данной работы стало определение закономерностей распыления и осаждения вещества при бомбардировке поверхности кремния и углерода ускоренными ионами C_{60} в диапазоне энергий от 2,5 кэВ до 24 кэВ, в котором наблюдается переход от роста

пленок к эрозии мишени, а также установление влияния энергии ионов на структурное состояние осаждаемого вещества и его механические свойства. Исследование проводилось при больших дозах облучения и нормальном падении пучка.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Измерение коэффициента осаждения и распыления

Для экспериментального исследования процессов осаждения и распыления при взаимодействии ускоренных ионов C_{60} с поверхностью использовался модифицированный вакуумный пост ВУП-5М. Рабочее давление в камере во время эксперимента составляло $\sim 10^{-4}$ Па. Ионный пучок генерировался при помощи ионного источника с седловидным электрическим полем при ускоряющем напряжении в диапазоне от 3 до 6 кВ. В качестве рабочей среды для ионного источника использовались пары фуллерена C_{60} . Фуллереновый порошок (C_{60} чистотой 99,5 %, NeoTechProduct, Saint Petersburg, Russia) загружался в две эффузионные ячейки, расположенные на противоположных боковых сторонах ионного источника. Для предотвращения конденсации C_{60} на внутренние стенки, температура корпус источника во время его работы поддерживалась вблизи 673 К. Схема экспериментальной установки приведена на рис. 1.

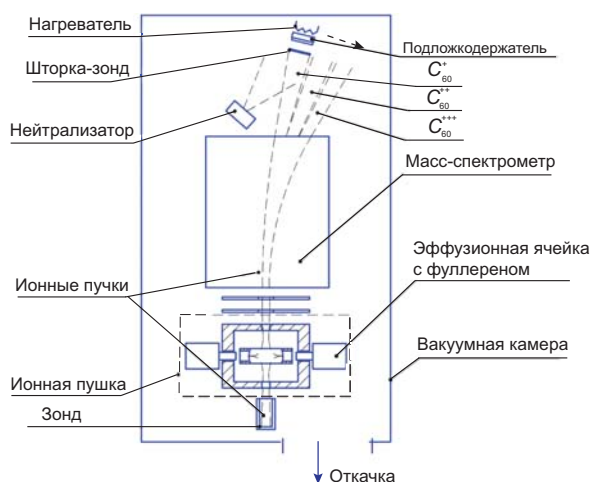


Рис. 1. Схема экспериментальной установки

Ионный пучок после выхода из источника фокусировался и ограничивался системой электростатических линз и щелей

и направлялся в магнитный сепаратор, где пространственно разделялся на пучок заряженных димеров и пучки одно- двух- и трехзарядных положительно ионизированных молекул. Конструкция магнитного сепаратора с индукцией магнитного поля 0,6 Т исключала выход из сепаратора потока нейтральных молекул и ионов с существенно большими значениями отношения заряда к массе по сравнению с ионами C_{60} . Пространственное распределение ионов после магнитного сепаратора приведено на рис. 2. Для определения соотношения заряженных частиц в потоке на выходе из масс-спектрометра была использована аппроксимация пространственного распределения ионов функциями Гаусса и Лоренца, при этом последняя более точно описывает результирующую экспериментальную кривую. В табл. 1 приведены соотношения между компонентами пучка на выходе магнитного сепаратора. Для распыления мишени использовались одно либо двухзарядные ионы фуллерена.

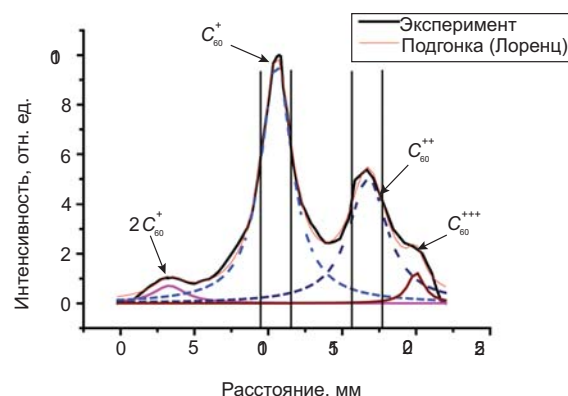


Рис. 2. Пространственное распределение пучка после магнитного сепаратора

Мишень, заключенная в полый цилиндрический заземленный корпус из нержавеющей стали, выставлялась на центральную часть одного из пучков перпендикулярно его направлению и облучалась ионами фуллерена через отверстие в диафрагме, закрывающей торец цилиндра. Стенки цилиндра и мишень прогревались до температуры 373 К. Для получения высоких энергий пучка (свыше 5 кэВ) на мишень подавалось отрицательное смещение. Пространственные границы пучков ионов C_{60}^+ и C_{60}^{++} , направляемых на мишень, на рис. 2 показаны вертикальными линиями.

Состав ионного пучка C_{60} после масс-спектрометра

Частицы	$2C_{60}^+$	C_{60}^+	C_{60}^{++}	C_{60}^{+++}
%	4,7	71,8	22	1,5

Энергетическое распределение ионов рассчитывалось путем дифференцирования кривых задержки [28], измеренных при помощи многосеточного зонда, который устанавливался на место мишени. Экспериментально установлено, что средние энергии двухзарядных ионов в два раза превышают среднюю энергию однозарядных ионов. Энергетические распределения ионов C_{60} при ускоряющих потенциалах 3 кВ, 4 кВ, 5 кВ и 6 кВ приведены на рис. 3.

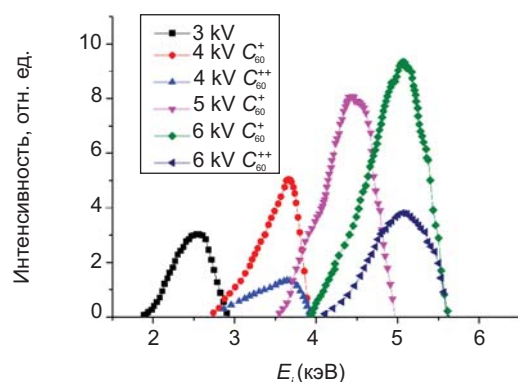


Рис. 3. Энергетические распределения одно- и двухзарядных ионов C_{60} . При ускоряющих потенциалах 3 кВ, 4 кВ, 5 кВ и 6 кВ. Для двухзарядных ионов приведены энергетические распределения для 4 кВ и 6 кВ (значения нижней шкалы в этом случае необходимо удвоить)

Там же приведены энергетические распределения для двухзарядных ионов при ускоряющих потенциалах 4 кВ и 6 кВ. Значения средних энергий ионов в пучках, измеренные при различных ускоряющих потенциалах, приведены в табл. 2. Определение вторичной электронной эмиссии производилось по разнице полного тока пучка на мишень и тока с подачи потенциала на сетку, задерживающей вторичные электроны.

Для однозарядных ионов при ускоряющих напряжениях 3 кВ и 6 кВ коэффициент вторичной эмиссии составил 3 % и 10 % соответственно, для двухзарядных ионов при ускоряющем напряжении 6 кВ коэффициент вторичной эмиссии составил около 20 %.

Коэффициенты эрозии вещества мишени и поверхности углеродных пленок (Y) определялись как отношение числа испускаемых мишенью атомов к числу бомбардирующих мишенью ионов фуллерена. Количество бомбардирующих ионов C_{60} определялось по величине ионного тока на мишень с учетом вторичной электронной эмиссии. Количество испускаемых эродирующей мишенью атомов определялось исходя из данных измерения глубины слоя травления мишени, либо толщины пленки, нарастающей на ее поверхности. При этом, в случае наблюдаемой эрозии мишени количество испускаемых атомов вычислялось путем суммирования атомов мишени в слое травления с количеством атомов углерода, приходящих на поверхность в виде молекулы C_{60} . В случае роста пленки на поверхности мишени количество испускаемых ею атомов углерода определялось как разность между числом поступающих на поверхность атомов углерода и числом атомов в пленке измеренной толщины. Для этого на мишень в качестве маски накладывалась никелевая сетка покрытая проводящим углеродным покрытием. Покрытие предотвращало загрязнение никелем поверхности мишени. Размер ячейки сетки $0,35 \times 0,35$ мм, шаг 0,4 мм. Ступенька на границе затенения измерялась при помощи интерферометра МИИ-4. Результаты

Таблица 2

Зависимость средних энергий ионов в пучке от величины ускоряющего потенциала (U_a — ускоряющее напряжение на электродах ионного источника, E_i — средняя энергия ионов).

U_a , кВ	3	4	5	6
E_i , кэВ	2,5	3,6	4,4	5

измерений в каждой ячейке сетки усреднялись по всей облучаемой поверхности мишени. В качестве мишеней использовались кремниевые шайбы КЭФ-1 с ориентацией (100) и стеклоуглерод марки СУ-2000, плотность которого 1,5 г/см³.

Расчет коэффициента эрозии облучаемой поверхности производился по формуле:

$$Y_C = \frac{\frac{I \cdot t \cdot 60}{q \cdot S} \pm \frac{h \cdot S \cdot \rho \cdot N_A}{M}}{\frac{I \cdot t}{q \cdot S}} \text{ [ат/ион]}, \quad (1)$$

где: I — величина ионного тока на мишень, S — облучаемая площадь, t — время облучения ионами, q — заряд иона, N_A — число Авогадро. При травлении мишени суммируется количества атомов вытравленного вещества мишени и количества атомов углерода приходящих на мишень в виде ионов фуллерена которые тоже удаляются при распылении (знак плюс в числителе). В этом случае, h — глубина травления поверхности, ρ и μ — плотность и молекулярная масса вещества мишени. Количество атомов распыленного вещества в случае конденсации равна разнице количество атомов углерода приходящих на мишень в виде ионов фуллерена и атомов остающихся на поверхности мишени в виде пленки (знак минус в числителе, ρ и μ относятся к веществу пленки h — ее толщина). В знаменателе, в обоих случаях, количество ионов фуллерена пришедших на мишень.

Плотность пленок определялась по углу полного внешнего отражения рентгеновских лучей. Регистрация кривых малоуглового рентгеновского отражения осуществлялась на дифрактометре ДРОН-3М в излучении $\text{Cu-K}_{\alpha 1}$ ($\lambda = 0,15406$ нм) с использованием кососрезанного кремниевого монохроматора (110). Моделирование кривых малоугловой рентгеновской дифракции проводилось в программе IMD Д. Виндта [29], позволяющей моделировать кривые зеркального отражения и незеркального рассеяния на основе DWBA теории взаимодействия рентгеновских лучей с твердым телом [30]. Кроме плотности определялась и толщина тонких углеродных пленок путем подгонки

формы кривых малоугловой рентгеновской дифракции (θ - 2θ -сканирование) в программе IMD. На рис. 4. приведена зависимость плотности углеродных пленок, полученных при энергиях 2,5; 5; 7,5; 10 и 11,5 кэВ. Данные по плотности углеродных пленок для промежуточных значений и более высоких энергий определялись путем линейной интерполяции и экстраполяции графика зависимости плотности пленок от энергии. Когда наблюдался процесс травления мишени (углеродная пленка отсутствовала) для расчетов использовалась плотность стеклоуглерода либо плотность кремния.

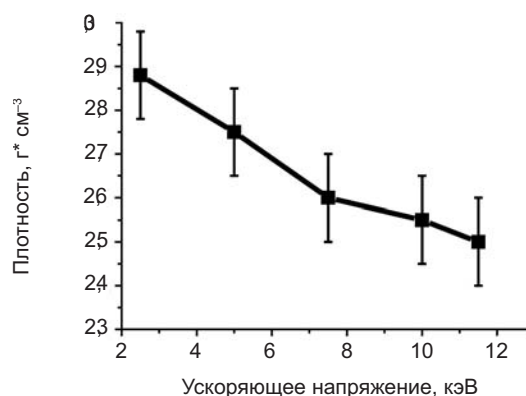


Рис. 4. График изменения плотности пленок в зависимости от энергии ионов для образцов, полученных при температуре 373 К

Исследование структуры и механических свойств пленок

Исследование структуры пленок производилось при помощи просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) PEM-U (SEMI, Ukraine) с типичным разрешением по точкам 0,2 нм. Препарирование образцов для ПЭМ производилось следующим образом: после нанесения пленок кремниевая подложка стравливалась в смеси кислот $\text{HF}:\text{HNO}_3 = 1 : 10$, затем пленка отмывалась в деионизированной воде и вылавливалась на медную сеточку.

Нанотвердость (H) и модуль Юнга (E) осажденных на кремнии покрытий были измерены при помощи наноиндентора MTS G200, используя алмазный индентор Берковича ($R < 20$ нм), методом непрерывного измерения жесткости (CSM), который позволяет регистрировать твердость и модуль Юнга как функцию глубины внедрения. Для указанных измерений были использованы

пленки толщиной около 1 мкм. Величина H была взята для глубины индентирования (100–120) нм, составляющей 10 % от толщины пленки. Результаты усреднялись после 6 измерений для данного образца.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Осаждение и распыление углерода при облучении ионами фуллера поверхности стеклоуглерода

При облучении поверхности стеклоуглерода ионами C_{60} с энергией в интервале 2,5–19 кэВ наблюдался рост углеродной пленки, однако коэффициент конденсации углерода (η) при этом не равен единице. Как известно, (смотри, например, [31]), при энергиях свыше 1 кэВ молекулы фуллера полностью разрушаются при соударении с поверхностью. В результате, в зависимости от температуры осаждения, формируется аморфная либо нанокристаллическая углеродная пленка, не содержащая молекул C_{60} [21–23]. Очевидно, что при полном разрушении молекулы, энергия, приходящаяся на углеродный атом, входящий в ее состав, в момент удара превышает энергию связи атома в молекуле. Это и является первопричиной того, что коэффициент $\eta < 1$. Неполная конденсация может быть обусловлена как термическим испарением атомов из «теплового пика», образующегося в месте удара молекулы с высокой энергией [32], так и физическим распылением. Эти процессы объединяются в общее понятие эрозии мишени.

Измерение толщины углеродной пленки и подстановка в формулу (1) экспериментальных значений с учетом вторичных эффектов, указывает на то, что при энергии ионов C_{60} 2,5 кэВ каждый удар иона приводит к удалению в среднем 9,6 атомов углерода (формально коэффициент распыления углерода $Y_C = 9,6$). Если рассматривать этот процесс в терминах осаждения углеродной пленки, то можно заключить, что коэффициент осаждения углеродных атомов не превышает 84 %.

При увеличении энергии осаждаемых частиц значение коэффициента распыления Y_C возрастает по закону близкому к экспоненте $Y_C = a^* \exp(b^* E_i)$ с константами $a = 5,8$

и $b = 0,11$. Зависимость коэффициента распыления углерода Y_C от энергии бомбардирующих ионов приведена на рис 4. Экспоненциальный характер зависимости Y_C от энергии ионов указывает на существенный вклад термического испарения в процесс распыления поверхности, так как скорость испарения пропорциональна давлению насыщенных паров над поверхностью, а давление имеет экспоненциальную зависимость от температуры поверхности. Температура малой области поверхности, после удара иона C_{60} , определяется энергией ионов. Простейшая оценка из модели «теплового пика», который описывает распространение тепла из точечного источника, [33–34] показывает, что температуру T области с характерным размером r через время t после удара частицы с энергией E можно оценить как [34]:

$$T = E (C\rho)^{1/2} / 8(\pi Kt)^{3/2} \exp(-C\rho r^2 / 4Kt),$$

где K — коэффициент теплопроводности, C — теплоемкость, ρ — плотность материала пленки.

Эта зависимость дает прямую пропорциональность температуры возбужденной области после бомбардировки мишени ускоренной частицей от ее энергии.

Вклад термического испарения при бомбардировке поверхности большими молекулами и кластерами высоких энергий подтверждается наличием в распыленном потоке так называемых квазитепловых ионов [13]. Таким образом, можно предполагать, что эрозия поверхности, в основном, является суперпозицией процессов физического распыления и испарения вещества из области локального перегрева поверхности, включая, по-видимому, и явление радиационно-ускоренной сублимации [32].

Кроме того существенный вклад в нелинейность зависимости коэффициента распыления пленки от энергии могут вносить изменения ее структуры. На возможные изменения в структуре пленки указывает уменьшение плотности пленок с 2,9 г/см³ до 2,5 г/см³ при увеличении энергии ионов от 2,5 до 11,5 кэВ (рис. 4) Влияние структурного состояния мишени на процессы ее распыления рассмотрено в работе [16],

где на основе молекулярно-динамического моделирования установлено, что при бомбардировке ионами C_{60} с энергией 20 кэВ коэффициенты распыления алмазной структуры и графита отличаются больше чем на порядок.

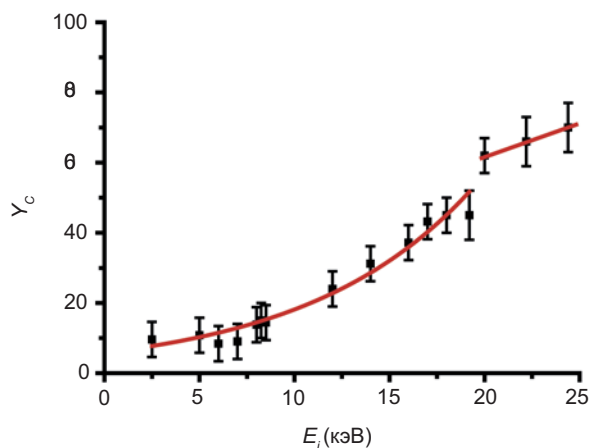


Рис. 5. Коэффициент распыления Y_C углерода

При энергии бомбардирующих ионов выше 19 кэВ рост пленки прекращается и начинается ионное травление поверхности стеклоуглерода. В интервале энергий ионов между 19 и 20 кэВ, наблюдается резкий скачок коэффициента распыления. Плотность углеродной пленки, полученная линейной экстраполяцией из графика на рис. 4 составляет при 19 кэВ около $2,2 \text{ г/см}^3$, а стеклоуглерода $1,5 \text{ г/см}^3$. То есть, стеклоуглерод имеет более рыхлую и менее связанную структуру, по сравнению с углеродной пленкой.

Дальнейшее повышение энергии приводит к линейному росту Y_C с коэффициентом пропорциональности $1,8 \text{ ат/ион на кэВ}$. Естественно предположить, что увеличение энергии ионов приводит к увеличению глубины проникновения иона в мишень и к переносу энергетического воздействия на более глубокие слои мишени [35] вследствие этого вклад термического испарения в величину коэффициента эрозии может уменьшаться с увеличением энергии.

Распыление кремния при облучении ионами фуллерена

Облучение кремниевой мишени ионами C_{60} с энергией $2,5\text{--}7 \text{ кэВ}$ приводит к росту на ее поверхности углеродной пленки, которая формируется при разрушении молекул

фуллерена. Дальнейшее повышение энергии ионов приводит к резкому скачку интегрального коэффициента распыления, при этом процесс роста пленки сменяется интенсивным процессом травления поверхности кремния (рис. 6). До скачка интегральный коэффициент распыления (Y_{Si+C}), являющийся суммой парциальных коэффициентов распыления углерода и кремния, в пределах ошибки измерения, совпадает с коэффициентом распыления углерода (Y_C), который определен нами в экспериментах по распылению мишени из стеклоуглерода. Это свидетельствует о том, что не стационарная фаза облучения кремниевой мишени, характеризуемая наличием открытой поверхности кремния, с увеличением дозы облучения быстро завершается и мишень зарастает углеродной пленкой.

В интервале энергий ионов $7\text{--}8 \text{ кэВ}$ коэффициент распыления возрастает в $\sim 6,5$ раз (от 13 до 84 атомов на ион). То есть кроме углеродных атомов, входящих в состав иона фуллерена, при энергии 8 кэВ с мишени удаляется еще ~ 24 атома кремния. При средней энергии ионов вблизи $7,5 \text{ кэВ}$ возможен как процесс роста пленок, так и распыление поверхности. Преобладание того или иного процесса на поверхности мишени может быть связано как с небольшими флуктуациями средней энергии пучка, так и с вероятностными процессами возникновения небольших островков углеродной пленки. Такие островки растут в процессе бомбардировки из-за низкого коэффициента распыления углерода (рис. 5), постепенно заполняя поверхность. В некоторых экспериментах наблюдалось сильное развитие рельефа, из-за которого сложно было определить глубину травления поверхности и определить коэффициент распыления. Подобные явления авторами [24, 26] описываются как «сеточный» рост поверхностных фаз карбида кремния и «сеточное» распыление для кремниевых мишеней. Мы считаем, что развитие рельефа в первую очередь связано с возникновением островков углеродной пленки и большой разницей коэффициента распыления кремния и углерода.

Дальнейшее повышение энергии ионов приводит к последовательному росту Y_{Si} ,

который достигает при энергии 20 кэВ величины 100 атомов кремния на ион фуллера, а с учетом углеродных атомов общий Y_{C+Si} составляет 160 ат/ион. Полный коэффициент распыления в области 7,5–20 кэВ имеет линейную зависимость от энергии с коэффициентом пропорциональности $\sim 6,3$ ат/ион на кэВ. Линейный характер зависимости Y_{C+Si} от энергии в этом диапазоне позволяет сделать заключения о близких механизмах распыления стеклоуглерода и кремния в области высоких энергий.

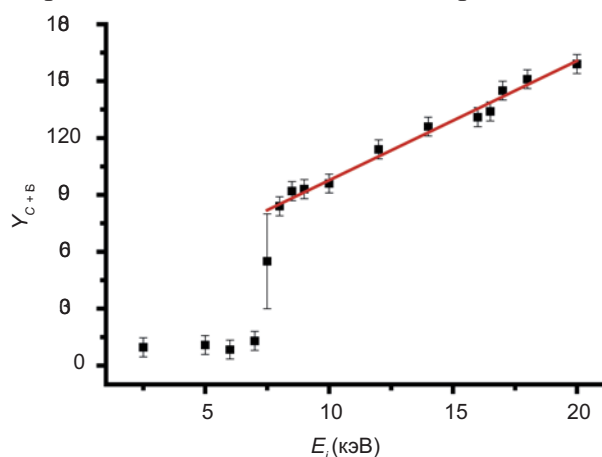


Рис. 6. Полный коэффициент распыления Y_{C+Si} для кремния и углерода

Для определения причин появления скачка и «неустойчивости» Y_{C+Si} в области энергий 7–8 кэВ, предварительно на поверхность кремниевых пластин при ускоряющем потенциале 6 кВ (энергия ионов 5 кэВ), была нанесена углеродная пленка толщиной 2 нм. Толщина пленки была определена по осцилляциям на кривых малоугловой рентгеновской дифракции. Эти пластины использовались в качестве мишени при энергиях ионов от 8 до 20 кэВ. До энергии 19 кэВ на поверхности осаждалась углеродная пленка так же, как на стеклоуглероде. При увеличении энергии происходило травление кремниевых пластин.

Таким образом, можно говорить о точке бифуркации для кремневых мишеней в интервале энергий ионов 7–8 кэВ, когда небольшие поверхностные загрязнения углеродом могут приводить к скачкообразному уменьшению Y , прекращению процесса травления и появлению толстой углеродной пленки на поверхности мишени.

В некоторой мере это объясняет появление скачка коэффициента распыления на кремнии. Коэффициент распыления имеет малые значения до тех пор, пока значительная часть углеродных атомов принесенных ионом C_{60} накапливается на поверхности и образует углеродную пленку. С увеличением энергии иона, его глубина проникновения в кремневую мишень увеличивается, атомы углерода и кремния перемешиваются и наступает момент, когда на поверхности кремния вместо углеродных остатков молекулы фуллера присутствуют только кремний и его соединения с углеродом [36]. Причиной скачка в этом случае является сильное различие коэффициентов распыления компонентов поверхностного слоя мишени. Так как термическое испарение вносит существенный вклад в процесс распыления поверхности, то коэффициент распыления связан с теплотой сублимации материала. Следует учесть, что теплота сублимации углерода 171,6 ккал на моль, у кремния 88 ккал на моль [37], а теплота сублимации SiC ~ 145 ккал на моль [38]. Коэффициент распыления для вещества со связями Si-Si и Si-C должен иметь гораздо большую величину, чем для вещества со связями между углеродными атомами. Таким образом, при увеличении энергии ионов C_{60} есть пороговое значение, выше которого в процессе бомбардировки не формируются отдельные участки углеродной пленки, а происходит перемешивание атомов кремния и углерода. В результате скачком возрастает коэффициент распыления.

Структура и механические свойства углеродных пленок растущих на поверхности мишени

Как показывают расчеты на основе молекулярно-динамического моделирования [16] структурное состояние углеродной мишени оказывает сильное влияние на коэффициент распыления, поэтому мы произвели исследование структуры и механических свойств углеродных пленки, растущих на поверхности мишени.

ТЕМ исследования структуры углеродных пленок были проведены на образцах

толщиной от 10 до 100 нм, полученных на поверхности кремниевых мишеней с подслоем толщиной 2 нм полученном при энергии ионов 5 кэВ (рис. 7 и 8). Пленки исследовались в свободном состоянии после растворения подложек в растворах кислот.

Структура углеродных пленок, полученных из пучка ионов фуллерена при темпера-

для α -C (соответствующим межплоскостным расстояниям 0,112 нм и 0,207 нм [40]). При энергии пучка 10 кэВ на картине SAED кроме гало характерного для АП вблизи первичного пучка появляется дополнительного гало, которое можно считать началом формирования sp^2 слоев структур состоящих из базисных плоскостей графита [21]. Уве-

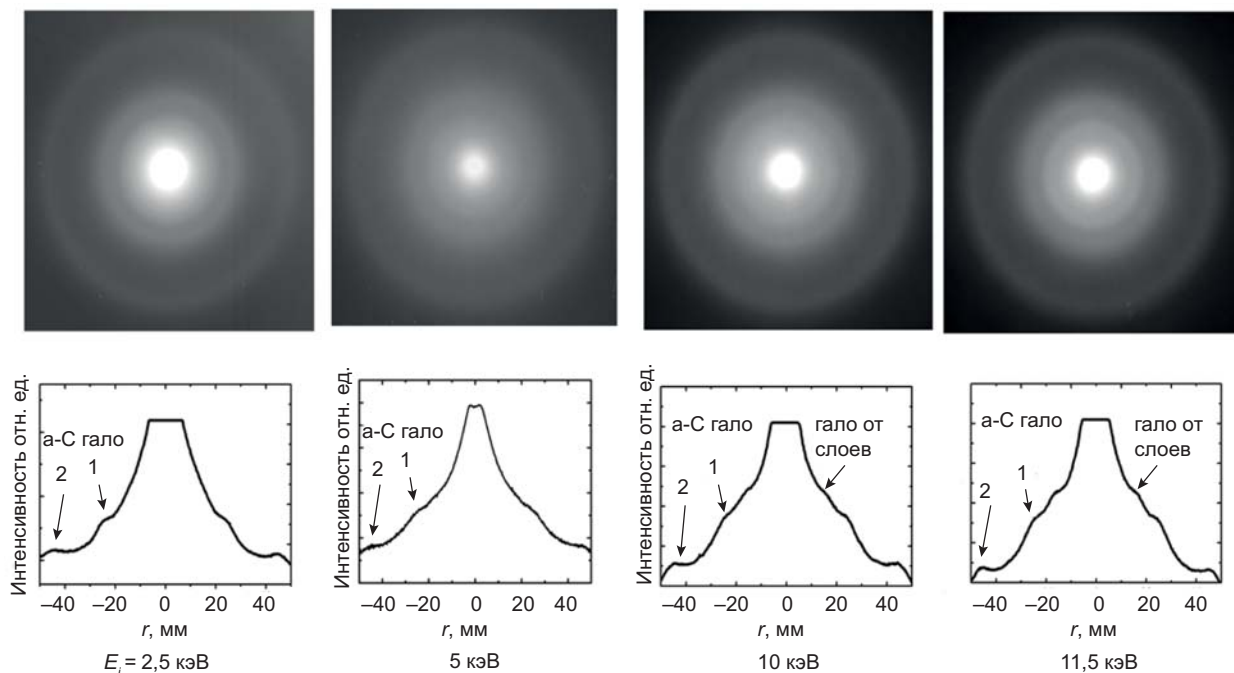


Рис. 7. Вид электронной дифракции углеродных пленок в зависимости от энергии ионов C_{60} (E_i). Приведены также результаты фотометрирования электронограмм

туре 373 К близка к аморфной. При энергиях ионов вплоть до 10 кэВ ТЕМ изображения от этих пленок характеризуются контрастом, обычным для аморфных алмазоподобных (АП) пленок, который формируется дефокусированной объективной линзой микроскопа.

Микродифракция (рис. 7) представляла собой гало с максимумами, характерными

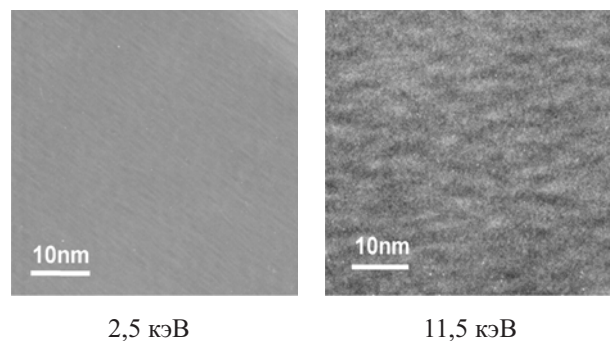


Рис. 8. Светлопольные электронно-микроскопические изображения пленок, полученных при энергии ионов C_{60} 2,5 и 11,5 кэВ

личению энергии до 11,5 кэВ приводит к сужению гало и началу формирования кольца (002) графита. То есть в пленке появляются нанокристаллы графита. При этом наблюдается на светлопольных изображениях (рис. 8) появление полосчатого контраста, связанного с графеновыми плоскостями нанокристаллов.

Для исследования механических свойств пленок при высоких энергиях ионов на кремниевые шайбы также предварительно наносилась тонкая (~2 нм) углеродная пленка при энергии ионов C_{60} 5 кэВ, а затем пленка наращивалась до толщины 1 мкм.

Зависимость твердости и модуля Юнга от энергии ионов приведены на рис. 9. При малых энергиях, когда формируется аморфная алмазоподобная структура, твердость достигает 55 ГПа, повышение энергии пучка приводит к почти монотонному падению твердости вплоть до энергии 10 кэВ

(42 ГПа). Дальнейшее повышение энергии ионов приводит к более резкому уменьшению твердости (до 35 ГПа). Модуль Юнга также ведет себя похожим образом — падает с повышением энергии пучка (от 433 ГПа при 2,5 кэВ до 304 ГПа при 11,5 кэВ). Более резкое падение твердости и модуля Юнга при энергиях свыше 10 кэВ связано с образованием графитовых нанокристаллов в пленке.

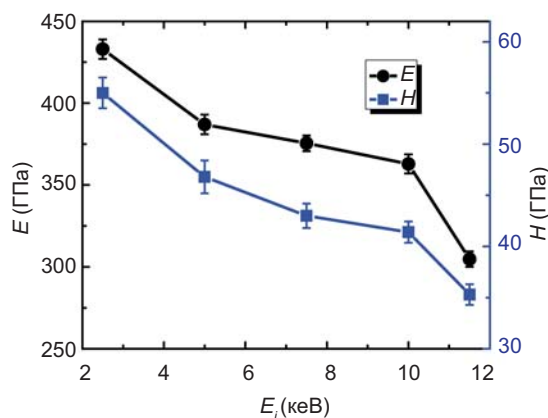


Рис. 9. Зависимость модуля Юнга E и твердости H углеродных пленок от энергии (E_i) ионов C_{60}

Механические свойства углеродных пленок как показано в работе [40] являются функцией содержания sp^3 связей в образце. Фракция sp^3 связей F , может быть рассчитана по эмпирической формуле:

$$E(\text{ГПа}) = 478,5(F + 0,4)^{1,5}, \quad (2)$$

где, $E(\text{ГПа})$ — модуль Юнга в ГПа.

Используя уравнение (2) мы оценили F долю sp^3 связей в образцах (рис. 10).

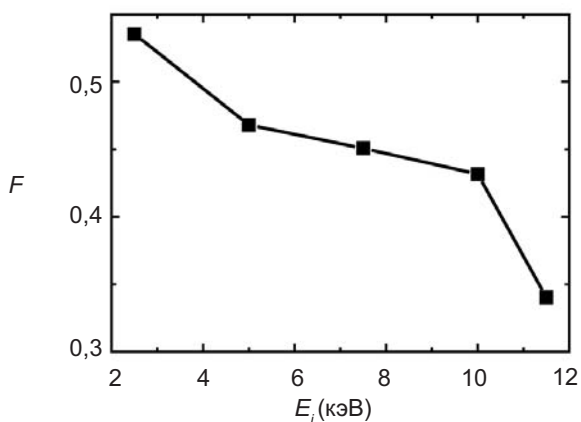


Рис. 10. Зависимость доли sp^3 связей в углеродной пленке (F) от энергии (E_i) ионов фуллерена, бомбардирующих поверхность мишени

Как оказалось, при уменьшении энергии ионов от 2,5 кэВ до 11,5 кэВ доля sp^3 связей уменьшается более чем в 1,5 раза (от 0,54 до 0,34). Таким образом, учитывая данные работы [21], можно говорить о возможном существенном влиянии на коэффициент распыления изменений в структуре пленки при увеличении энергии ионов.

ВЫВОДЫ

В работе были рассмотрены процессы эрозии поверхности мишеней из углерода и кремния при облучении их пучком ускоренных ионов C_{60} в диапазоне энергий 2,5–24 кэВ, а также определены коэффициенты распыления Y для кремния и углерода.

Показано, что при облучении ионами C_{60} поверхности мишени из стеклоуглерода вплоть до энергии ионов 19 кэВ коэффициент распыления не превышает 60 атомов углерода на ион и на поверхности мишени растет углеродная пленка. Коэффициент распыления Y_C в этом диапазоне с повышением энергии ионов возрастает по экспоненциальному закону, что можно связать со значительным вкладом испарения из термических пиков в эрозию поверхности. Структура углеродной пленки с повышением энергии ионов изменяется от аморфной алмазоподобной, с долей sp^3 около 0,54, до нанокристаллической (нанографит). Доля sp^3 связей при этом непрерывно уменьшается, и при энергии 11,5 кэВ не превышает 0,34. Структурные изменения в углеродной пленке достаточно велики и могут оказывать влияние на Y_C . Пленки формируемые при энергиях ионов C_{60} в интервалах 2,5–11,5 кэВ имеют высокую твердость до 55 ГПа (2,5 кэВ). Повышение энергии пучка приводит к уменьшению твердости вплоть до 35 ГПа (11,5 кэВ). Модуль Юнга ведет себя схожим образом, изменяясь от 433 ГПа при 2,5 кэВ до 304 ГПа при 11,5 кэВ.

Между 19 и 20 кэВ происходит скачок коэффициента распыления с 45 до 62 атомов на ион, который соответствует началу распыления поверхности стеклоуглерода. Дальнейшее повышение энергии приводит к линейному росту Y_C , с коэффициентом пропорциональности 1,8 ат/ион на кэВ ($1,8 \text{ кэВ}^{-1}$).

Бомбардировка мишени из кремния ионами C_{60} при энергии ионов, не превышающей 7 кэВ, приводит к росту на поверхности Si углеродной пленки (интегральный коэффициент распыления меньше единицы). Коэффициент распыления этой пленки в пределах ошибки измерения совпадает с коэффициентом распыления углеродной пленки (Y_C), формируемой на мишени из стеклоглерода. Это свидетельствует, что переходные процессы, в начальный момент распыления, когда определяющую роль играет чистая поверхность кремния, с увеличением дозы облучения быстро завершаются и мишень зарастает углеродной пленкой.

В интервале энергий от 7 кэВ до 8 кэВ коэффициент распыления возрастает в ~6,5 раз (от 13 до 84 атомов на ион). При средней энергии ионов вблизи 7,5 кэВ возможен как процесс роста пленки, так и распыление поверхности. Показано, что переход от распыления поверхности к росту углеродной пленки, а также развитие рельефа поверхности Si мишени может быть связаны с поверхностными загрязнениями углеродом. Такие загрязнения могут приводить к скачкообразному уменьшению Y , прекращению процесса травления и росту углеродной пленки на поверхности мишени вплоть до энергии ионов 19 кэВ.

Интегральный коэффициент эрозии мишени Y_{C+Si} в области 8–20 кэВ имеет линейную зависимость от энергии с коэффициентом пропорциональности ~6,3 кэВ⁻¹. При увеличении энергии ионов C_{60} до 20 кэВ интегральный коэффициент эрозии достигает значения 160, а парциальный коэффициент эрозии кремния 100. Линейный характер зависимости Y_{C+Si} от энергии, после его скачкообразного увеличения, свидетельствует о сходных механизмах распыления стеклоглерода и кремния в области высоких энергий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Toyoda N., Yamada I. Gas cluster ion beam equipment and applications for surface processing // *Plasma Science, IEEE Transactions on*. — 2008. — Vol. 36, No. 4. — P. 1471–1488.
2. Utke I., Moshkalev S., Russell P. (ed.). Nanofabrication using focused ion and electron beams: principles and applications. — Oxford University Press, 2012. — 840 p.
3. Majeski M. W., Bolotin I. L., Hanley L. Cluster Beam Deposition of Cu₂ — XS Nanoparticles into Organic Thin Films // *ACS applied materials & interfaces*. — 2014. — Vol. 6, No. 15. — P. 12901–12908.
4. Popok V. N. et al. Cluster — surface interaction: From soft landing to implantation // *Surface Science Reports*. — 2011. — Vol. 66, No. 10. — P. 347–377.
5. Kawasaki Y., Shibahara K. Effects of B18Hx + and B18Hx dimer ion implantations on crystallinity and retained B dose in silicon // *Journal of Vacuum Science & Technology A*. — 2012. — Vol. 30, No. 1. — P. 011601.
6. Toyoda N. et al. Refilling and Planarization of Patterned Surface with Amorphous Carbon Films by Using Gas Cluster Ion Beam Assisted Deposition // *Japanese Journal of Applied Physics*. — 2010. — Vol. 49, No. 6S. — P. 06GH13.
7. Bourelle E. et al. Sidewall polishing with a gas cluster ion beam for photonic device applications // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. — 2005. — Vol. 241, No. 1. — P. 622–625.
8. Seki T. Nano — processing with gas cluster ion beams // *Surface and Coatings Technology*. — 2009. — Vol. 203, No. 17. — P. 2446–2451.
9. MacCrimmon R. et al. Gas cluster ion beam infusion processing of semiconductors // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. — 2006. — Vol. 242, No. 1. — P. 427–430.
10. Yamada I. et al. Non — linear processes in the gas cluster ion beam modification of solid surfaces // *Materials Science and Engineering: A*. — 1998. — Vol. 253, No. 1. — P. 249–257.
11. Popok V. N., Campbell E. E. B. Beams of atomic clusters: Effects on impact with solids // *Rev. Adv. Mater. Sci*. — 2006. — Vol. 11, No. 1. — P. 19–45.
12. Yamada I. et al. Nano — processing with gas cluster ion beams // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. — 2000. — Vol. 164. — P. 944–959.
13. Морозов С. Н., Расулев У. Х. Эмиссия квазитепловых ионов при бомбардировке твердого тела кластерными ионами // *Журнал технической физики*. — 2009. — Т. 79. — №. 7.

14. Matsuo J. et al. Sputtering of elemental metals by Ar cluster ions // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. — 1997. — Vol. 121, No. 1. — P. 459–463.
15. Pukha V. E. et al. Nanocrystalline diamond thin films deposited from C_{60} monoenergetic fullerene ion beam // Journal of nanoscience and nanotechnology. — 2007. — Vol. 7, No. 4–5. — P. 1370–1376.
16. Krantzman K. D., Webb R. P., Garrison B. J. Simulations of C_{60} bombardment of Si, SiC, diamond and graphite // Applied Surface Science. — 2008. — Vol. 255, No. 4. — P. 837–840.
17. Kulevoy T. V. et al. Molecular Ion Beam Transportation for Low Energy Ion Implantation // Ion implantation technology 2101: 18th International Conference on Ion Implantation Technology IIT 2010. — AIP Publishing, 2011. — Vol. 1321, No. 1. — P. 476–479.
18. Winograd N. Molecular depth profiling // Surface and Interface Analysis. — 2013. — Vol. 45, No. 1. — P. 3–8.
19. Winograd N. The magic of cluster SIMS // Analytical Chemistry. — 2005. — Vol. 77, No. 7. — P. 142 A–149 A.
20. Chen Y. Y. et al. X-ray photoelectron spectrometry depth profiling of organic thin films using C_{60} sputtering // Analytical chemistry. — 2008. — Vol. 80, No. 2. — P. 501–505.
21. Pukha V. E. et al. Growth of nanocomposite films from accelerated C_{60} ions // Journal of Physics D: Applied Physics. — 2012. — Vol. 45, No. 33. — P. 335302.
22. Pukha V. E. et al. Synthesis, structure and properties of superhard nanostructured films deposited by the C_{60} ion beam // Journal of nanoscience and nanotechnology. — 2012. — Vol. 12, No. 6. — P. 4762–4768.
23. Oleksiy V. Penkov, Volodymyr E. Pukha, Evgeniy N. Zubarev, Shin — Sung Yoo, Dae — Eun Tribological properties of nanostructured DLC coatings deposited by C_{60} ion beam // Tribology International. — 2013. — Vol. 60, — P. 127–135.
24. Krantzman K. D., Kingsbury D. B., Garrison B. J. Bombardment induced surface chemistry on Si under keV C_{60} impact // Applied surface science. — 2006. — Vol. 252, No. 19. — P. 6463–6465.
25. Krantzman K. D., Garrison B. J. Theoretical Study of the Role of Chemistry and Substrate Characteristics in C_{60} keV Bombardment of Si, SiC, and Diamond by Molecular Dynamics Simulations // The Journal of Physical Chemistry C. — 2009. — Vol. 113, No. 8. — P. 3239–3245.
26. Krantzman K. D., Kingsbury D. B., Garrison B. J. Cluster induced chemistry at solid surfaces: Molecular dynamics simulations of keV C_{60} bombardment of Si // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. — 2007. — Vol. 255, No. 1. — P. 238–241.
27. Kozole J., Winograd N. Controlling energy deposition during the C_{60} bombardment of silicon: The effect of incident angle geometry // Applied Surface Science. — 2008. — Vol. 255, No. 4. — P. 886–889.
28. Ионов Н. И. Исследование газоразрядной и космической плазмы с помощью многоэлектродных зондов // Ж. техн. физ. — 1964. — Т. 34. — 769 с.
29. Windt D. L. IMD — Software for modeling the optical properties of multilayer films // Computers in Physics — 1998. — Vol. 12. — P. 360–370.
30. Stearns D. G., Gaines D. P., Sweeney D. — W., Gullikson E. M. Nonspecular X-ray scattering in a multilayer-coated imaging system // J. of applied physics. — 1998. — Vol. 84. — P. 1003–1028.
31. Gaber H. et al. Carbon films of amorphous and oriented graphitic structure from fullerene ion beam deposition // The Journal of Physical Chemistry. — 1993. — Vol. 97, No. 31. — P. 8244–8249.
32. Бериш Р., Молчанов В. А. (ред.). Распыление твердых тел ионной бомбардировкой: Физическое распыление одноэлементных твердых тел. — Мир, 1984. — Вып. 1. — 253 с.
33. Sigmund P. Recollections of fifty years with sputtering // Thin Solid Films. — 2012. — Vol. 520, No. 19. — P. 6031–6049.
34. Weissmantel C. et al. Preparation and properties of hard i C and i — BN coatings // Thin Solid Films. — 1982. — Vol. 96, No. 1. — P. 31–44.
35. Aoki T. et al. Molecular dynamics simulation of a carbon cluster ion impacting on a carbon surface // Materials chemistry and physics. — 1998. — Vol. 54, No. 1. — P. 139–142.
36. Krantzman K. D., Briner C. A., Garrison B. J. Investigation of Carbon Buildup in Simulations of Multi — Impact Bombardment of Si with 20 keV C_{60} Projectiles // J. Phys. Chem. A. — 2014. — Vol. 118, No. 37. — P. 8081–8087.
37. Никольский Б. П. Справочник химика: «Химия», 1966. — Т. 1. — 1072 с.

38. Лебедев А. А., Давыдов С. Ю. Вакансионная модель процесса гетерополитипной эпитаксии SiC // Физика и техника полупроводников. — 2005. — Т. 39. — № 3. — С. 296–299.
39. Dawson J. C., Adkins C. J. Conduction mechanisms in amorphous carbon prepared by ion — beam sputtering // Journal of Physics: Condensed Matter. — 1995. — Vol. 7, No. 31. — 6297 p.
40. Donnet C., Erdemir A. Tribology of diamond — like carbon films: fundamentals and applications. — Springer, 2007. — 662 p.

LITERATURA

1. Toyoda N., Yamada I. Gas cluster ion beam equipment and applications for surface processing // Plasma Science, IEEE Transactions on. — 2008. — Vol. 36, No. 4. — P. 1471–1488.
2. Utke I., Moshkalev S., Russell P. (ed.). Nanofabrication using focused ion and electron beams: principles and applications. — Oxford University Press, 2012. — 840 p.
3. Majeski M. W., Bolotin I. L., Hanley L. Cluster Beam Deposition of Cu₂-XS Nanoparticles into Organic Thin Films // ACS applied materials & interfaces. — 2014. — Vol. 6, No. 15. — P. 12901–12908.
4. Popok V. N. et al. Cluster-surface interaction: From soft landing to implantation // Surface Science Reports. — 2011. — Vol. 66, No. 10. — P. 347–377.
5. Kawasaki Y., Shibahara K. Effects of B18Hx⁺ and B18Hx dimer ion implantations on crystallinity and retained B dose in silicon // Journal of Vacuum Science & Technology A. — 2012. — Vol. 30, No. 1. — P. 011601.
6. Toyoda N. et al. Refilling and Planarization of Patterned Surface with Amorphous Carbon Films by Using Gas Cluster Ion Beam Assisted Deposition // Japanese Journal of Applied Physics. — 2010. — Vol. 49, No. 6S. — 06GH13 p.
7. Bourelle E. et al. Sidewall polishing with a gas cluster ion beam for photonic device applications // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. — 2005. — Vol. 241, No. 1. — P. 622–625.
8. Seki T. Nano-processing with gas cluster ion beams // Surface and Coatings Technology. — 2009. — Vol. 203, No. 17. — P. 2446–2451.
9. MacCrimmon R. et al. Gas cluster ion beam infusion processing of semiconductors // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. — 2006. — Vol. 242, No. 1. — P. 427–430.
10. Yamada I. et al. Non-linear processes in the gas cluster ion beam modification of solid surfaces // Materials Science and Engineering: A. — 1998. — Vol. 253, No. 1. — P. 249–257.
11. Popok V. N., Campbell E. E. B. Beams of atomic clusters: Effects on impact with solids // Rev. Adv. Mater. Sci. — 2006. — Vol. 11, No. 1. — P. 19–45.
12. Yamada I. et al. Nano-processing with gas cluster ion beams // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. — 2000. — Vol. 164. — P. 944–959.
13. Morozov S. N., Rasulev U. H. Emissiya kvaziteplovyyh ionov pri bombardirovke tverdogo tela klasternymi ionami // Zhurnal tehnicheckoj fiziki. — 2009. — Vol. 79. — No. 7.
14. Matsuo J. et al. Sputtering of elemental metals by Ar cluster ions // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. — 1997. — Vol. 121, No. 1. — P. 459–463.
15. Pukha V. E. et al. Nanocrystalline diamond thin films deposited from C₆₀ monoenergetic fullerene ion beam // Journal of nanoscience and nanotechnology. — 2007. — Vol. 7, No. 4–5. — P. 1370–1376.
16. Krantzman K. D., Webb R. P., Garrison B. J. Simulations of C₆₀ bombardment of Si, SiC, diamond and graphite // Applied Surface Science. — 2008. — Vol. 255, No. 4. — P. 837–840.
17. Kulevoy T. V. et al. Molecular Ion Beam Transportation for Low Energy Ion Implantation // Ion implantation technology 2101: 18th International Conference on Ion Implantation Technology IIT 2010. — AIP Publishing, 2011. — Vol. 1321, No. 1. — P. 476–479.
18. Winograd N. Molecular depth profiling // Surface and Interface Analysis. — 2013. — Vol. 45, No. 1. — P. 3–8.
19. Winograd N. The magic of cluster SIMS // Analytical Chemistry. — 2005. — Vol. 77, No. 7. — P. 142 A–149 A.
20. Chen Y. Y. et al. X-ray photoelectron spectrometry depth profiling of organic thin films using C₆₀ sputtering // Analytical chemistry. — 2008. — Vol. 80, No. 2. — P. 501–505.
21. Pukha V. E. et al. Growth of nanocomposite films from accelerated C₆₀ ions // Journal of Physics D: Applied Physics. — 2012. — Vol. 45, No. 33. — 335302 p.
22. Pukha V. E. et al. Synthesis, structure and

- properties of superhard nanostructured films deposited by the C_{60} ion beam // *Journal of nanoscience and nanotechnology*. — 2012. — Vol. 12, No. 6. — P. 4762–4768.
23. Oleksiy V. Penkov, Volodymyr E. Pukha, Evgeniy N. Zubarev, Shin-Sung Yoo, Dae-Eun Tribological properties of nanostructured DLC coatings deposited by C_{60} ion beam // *Tribology International*. — 2013. — Vol. 60, — P. 127–135.
24. Krantzman K. D., Kingsbury D. B., Garrison B. J. Bombardment induced surface chemistry on Si under keV C_{60} impact // *Applied surface science*. — 2006. — Vol. 252, No. 19. — P. 6463–6465.
25. Krantzman K. D., Garrison B. J. Theoretical Study of the Role of Chemistry and Substrate Characteristics in C_{60} keV Bombardment of Si, SiC, and Diamond by Molecular Dynamics Simulations // *The Journal of Physical Chemistry C*. — 2009. — Vol. 113, No. 8. — P. 3239–3245.
26. Krantzman K. D., Kingsbury D. B., Garrison B. J. Cluster induced chemistry at solid surfaces: Molecular dynamics simulations of keV C_{60} bombardment of Si // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. — 2007. — Vol. 255, No. 1. — P. 238–241.
27. Kozole J., Winograd N. Controlling energy deposition during the C_{60} bombardment of silicon: The effect of incident angle geometry // *Applied Surface Science*. — 2008. — Vol. 255, No. 4. — P. 886–889.
28. Ionov N. I. Issledovanie gazorazryadnoj i kosmicheskoy plazmy s pomosh'yu mnogoelektroodnyh zondov // *Zh. tehn. fiz.* — 1964. — Vol. 34. — 769 p.
29. Windt D. L. IMD — Software for modeling the optical properties of multilayer films // *Computers in Physics* — 1998. — Vol. 12. — P. 360–370.
30. Stearns D. G., Gaines D. P., Sweeney D. — W., Gullikson E. M. Nonspecular X-ray scattering in a multilayer-coated imaging system // *J. of applied physics*. — 1998. — Vol. 84. — P. 1003–1028.
31. Gaber H. et al. Carbon films of amorphous and oriented graphitic structure from fullerene ion beam deposition // *The Journal of Physical Chemistry*. — 1993. — Vol. 97, No. 31. — P. 8244–8249.
32. Berish R., Molchanov V. A. (red.). Raspylenie tverdyh tel ionnoj bombardirovkoj: Fizicheskoe raspylenie odnoelementnyh tverdyh tel. — Mir, 1984. — Vyp.1. — 253 p.
33. Sigmund P. Recollections of fifty years with sputtering // *Thin Solid Films*. — 2012. — Vol. 520, No. 19. — P. 6031–6049.
34. Weissmantel C. et al. Preparation and properties of hard i C and i-BN coatings // *Thin Solid Films*. — 1982. — Vol. 96, No. 1. — P. 31–44.
35. Aoki T. et al. Molecular dynamics simulation of a carbon cluster ion impacting on a carbon surface // *Materials chemistry and physics*. — 1998. — Vol. 54, No. 1. — P. 139–142.
36. Krantzman K. D., Briner C. A., Garrison B. J. Investigation of Carbon Buildup in Simulations of Multi-Impact Bombardment of Si with 20 keV C_{60} Projectiles // *J. Phys. Chem. A*. — 2014. — Vol. 118, No. 37. — P 8081–8087.
37. Nikol'skij B. P. Spravochnik himika: «Himiya», 1966. — Vol. 1. — 1072 p.
38. Lebedev A. A., Davydov S. Yu. Vakansionnaya model' processa geteropolitipnoj epitaksii SiC // *Fizika i tehnika poluprovodnikov*. — 2005. — Vol. 39. — No. 3. — P. 296–299.
39. Dawson J. C., Adkins C. J. Conduction mechanisms in amorphous carbon prepared by ion-beam sputtering // *Journal of Physics: Condensed Matter*. — 1995. — Vol. 7, No. 31. — 6297 p.
40. Donnet C., Erdemir A. Tribology of diamond-like carbon films: fundamentals and applications. — Springer, 2007. — 662 p.