

ХИМИЧЕСКАЯ ФИЗИКА, ФИЗИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА И ФИЗИКА ПЛАЗМЫ

Структура тонких пленок углерода, осажденных под EUV-излучением 13.5 нмЕ. М. Малыхин^а, В. А. Кривченко, Д. В. Лопаев, Т. В. Рахимова, С. М. Зырянов*Научно-исследовательский институт ядерной физики имени Д. В. Скобельцына (НИИЯФ МГУ).**Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2.**E-mail: ^аmalykhin.evdotkim@gmail.com*

Статья поступила 19.07.2010, подписана в печать 03.11.2010

Исследованы структура и состав тонких нанометровых пленок углерода, осажденных на подложку под мощным EUV-излучением 13.5 нм в условиях высокого вакуума. Структура пленки исследовалась методом рамановской спектроскопии в сравнении с известными структурными формами углерода — алмазом, одно- и многостенными нанотрубками, нано- и микрокристаллическим графитом, а также аморфным углеродом. Кроме этого для изучения возможных ИК-активных химических связей, прежде всего водородных была использована ИК фурье-спектроскопия поглощения. Показано, что пленки, осаждаемые на поверхности под воздействием EUV-излучения, являются аморфными углеродными пленками, основу которых составляет sp^2 -углерод. Кратко обсуждается механизм образования этих пленок. Знание структуры и состава подобных углеродных пленок представляется крайне важным в EUV-литографии.

Ключевые слова: аморфный углерод, рамановская спектроскопия, EUV-литография, фотопроцессы на поверхности.

УДК: 539.2. PACS: 81.15.Aa, 61.48.Gh, 39.30.+w.

Введение

Известно [1], что даже в условиях высокого вакуума на поверхности под воздействием интенсивного EUV-излучения могут осаждаться тонкие (нанометровой толщины) пленки углерода. Такие пленки оказывают существенное влияние на отражательную способность EUV-зеркал и масок в EUV-литографии. Поэтому изучение структуры этих углеродных пленок представляет не только фундаментальный, но и значительный прикладной интерес.

Многослойные зеркала (Multilayer Mirrors, MLM) являются ключевыми элементами в схемах сбора и управления EUV-излучением в разрабатываемой 13.5 нм литографии, которая, как предполагается Международной программой развития полупроводниковых технологий (International Technology Roadmap for Semiconductors, ITRS), станет базой для развития наноэлек-

троники с разрешением менее 22 нм. Эти зеркала состоят из нескольких десятков слоев Mo:Si (40–60 слоев) толщиной ~ 6.8 нм, покрытых, как правило, верхним защитным слоем Ru толщиной ~ 1.5 –2 нм [2–4]. На рис. 1 представлены соответственно ТЕМ-фотографии структуры многослойного Mo:Si зеркала (рис. 1, а) и коэффициент отражения в области 13.5 нм при нормальном падении излучения (рис. 1, б).

При типичных размерах EUV-ML зеркала более десяти сантиметров грубость их поверхности не превышает 0.2–0.3 нм, т.е. порядка одного атомного слоя. Столь совершенные и сложные в изготовлении зеркала являются достаточно дорогими и вносят существенный вклад в стоимость оборудования для EUV-литографии. Однако довольно быстрый рост углеродной пленки на поверхности многослойных Mo:Si зеркал под действием EUV-фотонов в настоящее время значительно ограничивает возможности 13.5 нм EUV-литографии. Углерод

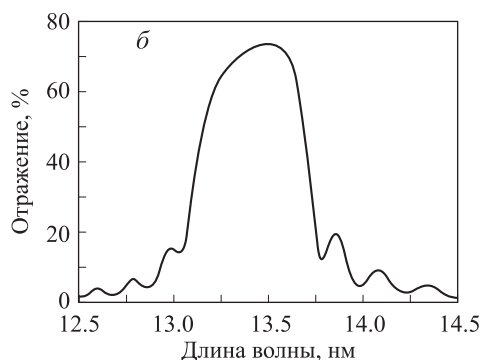
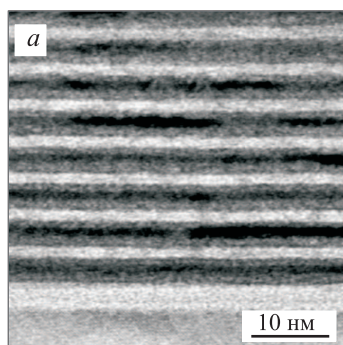


Рис. 1. а — ТЕМ-фотография структуры многослойного Mo:Si зеркала [5]. б — коэффициент отражения в области 13.5 нм при нормальном падении излучения [6]

осаждается при разложении углеводородов, которые присутствуют даже при высоком вакууме, под воздействием EUV-фотонов и энергичных вторичных электронов, выбиваемых с поверхности зеркала. Следует отметить, что в проекционной EUV-литографии оптическая схема состоит как минимум из 10–11 ML зеркал. По этой причине осаждение углерода на поверхности зеркал способно существенно снизить мощность излучения и четкость получаемого на выходе литографа изображения. Так, даже небольшое снижение отражательной способности каждого зеркала всего на ~1.5% (что соответствует осаждению всего 2–3 нм углерода) способно блокировать работу EUV-литографа в целом. Как показали различные эксперименты с использованием как импульсного (разрядная или лазерная плазма), так и непрерывного (синхротронное излучение) EUV-излучения, загрязнение поверхности ML зеркал даже в сверхчистых камерах происходит с довольно высокой скоростью. В зависимости от чистоты вакуумной системы скорость роста углеродной пленки составляет ~0.01–0.1 нм/ч при средней мощности EUV-излучения порядка 1 Вт/см² [7–9]. Для использования EUV-литографии в технологии сверхбольших интегральных схем (СБИС) уровня < 32 нм необходимо обеспечить достаточно большой ресурс работы EUV-литографа, а значит, и многослойной оптики (~30 000 ч) [10–12]. Таким образом, необходимо иметь технологию эффективной, но исключительно точной и аккуратной очистки поверхности ML зеркал от возникающих загрязнений. Естественно, данная технология не должна затрагивать верхнего защитного слоя зеркала и тем более многослойной Mo:Si структуры. Натурные эксперименты с реальными ML зеркалами в камере, моделирующей условия литографической EUV-камеры, являются достаточно дорогими. Поэтому ключевую роль в разработке эффективных методов контроля чистоты зеркала играет понимание процессов образования пленок и знание их структуры [13].

Цель настоящей работы — исследование структуры тонких пленок углерода, образующихся под мощным EUV-излучением. Детальное знание структуры этих пленок позволит разработать принципы технологии эффективной очистки многослойных зеркал.

1. Эксперимент

В настоящей работе в качестве основного инструмента исследования структуры углеродных пленок использовалась спектроскопия рамановского рассеяния. Как известно, углерод может образовывать множество структурных форм. Поэтому для сравнительного анализа на одной и той же установке измерялись рамановские спектры различных модификаций углерода. Учитывая, что толщина изучаемых углеродных пленок была намного меньше длины поглощения лазерного излучения, рамановская спектроскопия использовалась также и для измерения толщины самих пленок [14].

Сложность подобных измерений состоит в том, что предметом исследования являются пленки нанометровой толщины, вследствие чего число рассеянных пленкой фотонов, т.е. рамановский сигнал, исключительно мало. Поэтому для данных измерений была создана специальная установка, оптическая схема которой

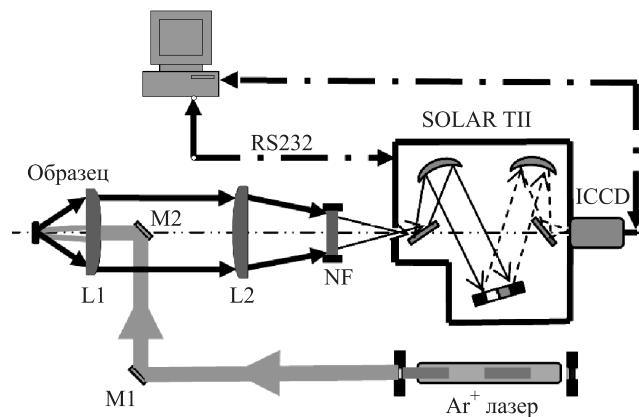


Рис. 2. Схема установки для рамановской спектроскопии тонких пленок

позволяла эффективно собрать значительную часть рассеянного лазерного излучения, детектирование которого при этом осуществлялось практически в режиме счета отдельных фотонов. Схема данной экспериментальной установки приведена на рис. 2.

Для возбуждения рамановского спектра использовалось излучение Ar^+ лазера на длинах волн 488 и 514 нм. Для эффективного сбора рассеянного излучения использовалась так называемая схема обратного рассеяния (см. рис. 2). Рассеянное образцом излучение проходило через узкополосный интерференционный «notch»-фильтр (NF) с шириной полосы пропускания в несколько нанометров, который подавлял почти на пять порядков излучение, рассеянное на лазерной длине волны. Прошедшее через фильтр излучение далее попадало в изображающий монохроматор Solar TII и затем регистрировалось ICCD системой (У-ячейки CCD-матрицы работали в режиме «binding mode», что позволяло быстро и более эффективно накапливать полезный сигнал). На рис. 3 представлены рамановские спектры углерода в различных модификациях, измеренные с помощью вышеописанной установки на длинах волн 488 и 514 нм.

Как известно, монокристалл углерода, находящегося в фазе sp^3 , известный как алмаз, имеет кубическую кристаллическую решетку. При этом в спектре рамановского рассеяния наблюдается единственный пик на 1332 cm^{-1} , который соответствует собственным колебаниям этой решетки. Измеренный рамановский спектр кристалла алмаза приведен на рис. 3, а). В поликристаллических алмазных пленках с микронными размерами кристаллитов (кристаллических зерен) данный пик лишь несколько уширяется, но не происходит какой-либо другой серьезной модификации спектра. В случае поликристаллических алмазных пленок с кристаллитами нанометровых размеров этот пик не только значительно уширяется, но и смещается. В спектре нанокристаллического алмаза, когда размер алмазных кристаллитов не превышает ~1–3 нм, появляется еще один широкий Т-пик на ~1100 cm^{-1} вследствие исчезновения запрета (правила отбора), связанного с кристаллической симметрией. Этот пик характеризует наличие большого числа дефектов в кристаллической решетке алмаза, и поэтому по нему можно судить о наличии разупорядоченной (в некотором смысле аморфной) sp^3 -фазы углерода в материале [15].

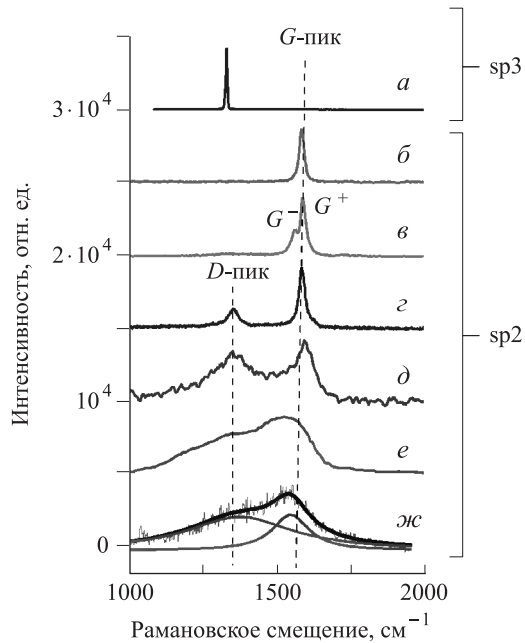


Рис. 3. Рамановские спектры углерода в различных фазах: *a* — кристаллический алмаз, *б* — высокоориентированный пиролитический графит (НОРГ), *в* — одностенная нанотрубка, *г* — микрополикристаллический графит (glassed graphite), *д* — нанографит (нанополикристаллический графит), *е* — аморфный углерод, осажденный под действием мощного EUV-излучения, *ж* — аморфный углерод, осажденный магнетронным напылением. Спектр аморфного углерода *ж* аппроксимирован суммой двух гауссиан (перекрывающиеся штриховые линии — гауссианы, толстая сплошная линия — сумма гауссиан)

Как известно, атомы углерода в sp^2 -фазе могут быть организованы в высокоупорядоченную структуру, напоминающую «пчелиные соты». Такая структура, называемая графеновым слоем, может иметь в атомных масштабах достаточно большие размеры. Множество таких графеновых слоев образует структуру высокоупорядоченного sp^2 -углерода, которую иногда называют кристаллическим графитом, или высокоориентированным пиролитическим графитом (highly oriented pyrolytic graphite, НОРГ). В соответствии с правилами отбора выше 1000 см^{-1} в рамановском спектре графенового монослоя и кристаллического графита возможна только одна колебательная мода, называемая G -модой, на 1581 см^{-1} [14]. G -мода имеет симметрию E_{2g} , и ее собственный вектор соответствует движению пар sp^2 -атомов углерода в плоскости графенового листа, при котором, условно говоря, деформируется форма «пчелиных сот» из атомов углерода. Следует отметить, что G -мода не требует обязательно шестиугольной структуры расположения атомов углерода. G -мода появляется всегда, когда есть атомы углерода в sp^2 -фазе. Поэтому даже в случае, когда графеновая структура значительно разупорядочена и имеет множество дефектов, G -пик отчетливо виден в рамановских спектрах. С появлением дефектов в кристаллической sp^2 -структуре (граница графенового листа также является естественным дефектом), в спектре наблюдается D -пик в районе $\sim 1360\text{ см}^{-1}$. Он соответствует так называемой «дышащей» D -моды симметрии A_{1g} ; эта

мода запрещена в идеальном кристаллическом графите и становится активной только в разупорядоченных углеродных структурах в присутствии дефектов и границ графеновых слоев [16]. Таким образом, расположение, ширина и относительная интенсивность G - и D -пиков рамановского спектра позволяет достаточно определенно характеризовать фазовое состояние sp^2 -углерода и его структуру.

Измеренный рамановский спектр высокоориентированного пиролитического графита показан на рис. 3, *б*. В рамановском спектре присутствует фактически только G -пик на 1581 см^{-1} , что свидетельствует о высокой степени кристаллическости структуры sp^2 -атомов углерода в НОРГ.

Как известно, в первом приближении одностенная нанотрубка (single-wall nanotube, SWNT) может быть представлена как свернутый графеновый лист. Поэтому можно выделить два выраженных направления: вдоль трубы и перпендикулярно ей (без учета хиральности трубки). Вследствие этого G -пик в рамановском спектре SWNT разделяется на две компоненты, соответствующие этим двум направлениям — G^+ и G^- . Измеренный рамановский спектр углеродного покрытия, образованного из одностенных нанотрубок, показан на рис. 3, *в*.

По мере увеличения количества дефектов в кристаллическом графите растет число атомов углерода, расположенных на границе дефектов решетки и графеновых щитов, интенсивность и ширина D -пика также значительно увеличиваются. Это становится заметным уже в микрокристаллическом графите, где размеры кристаллитов порядка микрометров. Спектр микрополикристаллического графита показан на рис. 3, *г*. По мере дальнейшего увеличения количества дефектов и уменьшения характерного размера графеновых щитов до нанометрового масштаба (нанополикристаллический графит, или нанографит) интенсивность D -пика уже становится сравнимой с интенсивностью G -пика. При этом пики D и G заметно перекрываются, хотя они по-прежнему видны как отдельные пики. На рис. 3, *д* приведен измеренный рамановский спектр нанографита.

Если плотность дефектов достигает предела, когда практически каждая элементарная ячейка в графеновом слое имеет дефект, можно говорить о переходе в аморфную sp^2 -фазу. В этом случае G - и D -пики рамановского спектра уширяются настолько, что становятся практически неразличимыми. На рис. 3, *е* представлен рамановский спектр тонкой ($\sim 9\text{ нм}$ толщины) углеродной пленки, осажденной на кремниевой подложке в вакууме (остаточное давление $\sim 6 \cdot 10^{-8}$ торр) под воздействием 3.5 нм EUV -излучения (средняя мощность $\sim 0.2\text{ Вт/см}^2$ в спектральной полосе шириной $\sim 2\text{ нм}$). Ниже на рис. 3, *ж* показан спектр магнетронно-напыленной углеродной пленки толщиной $\sim 12\text{ нм}$. Видно, что оба спектра практически идентичны. На рис. 3, *ж* приведено также разложение спектра магнетронно-напыленной пленки на сумму двух гауссианов. Как видно, эти гауссианы хорошо соотносятся с уширенными D - и G -пиками примерно одинаковой интенсивности, что характеризует абсолютную плотность дефектов и является свидетельством аморфной фазы sp^2 -углерода [16]. Известно [16], что sp^2 -углерод даже в аморфной фазе «пытается» сохранить свою sp^2 -гибридизацию. В этом смысле можно говорить об аморфном состоянии

графитизированного углерода. Поскольку рамановские спектры EUV- и магнетронно-осажденных углеродных пленок фактически одинаковы, можно предположить, что и структура этих пленок подобна. Это подтверждается тем, что графитизированный аморфный углерод на поверхности MLM осаждается под действием EUV-излучения действительно без образования полимерных или гидрогенизированных углеродных связей (C-H_x). Для того чтобы проверить наличие C-H_x-связей в EUV-осажденном углероде, были измерены ИК спектры поглощения EUV-осажденных пленок. Так как эти пленки очень тонкие и сигнал от них очень слабый, то для этих измерений использовался вакуумный ИК фурье-спектрометр Bruker IFS-66 со специальным аппретурным держателем.

На рис. 4 приведен пример ИК-спектра поглощения углеродных пленок, осажденных в вакууме (остаточное давление $\sim 6 \cdot 10^{-8}$ торр, парциальное давление тяжелых углеводородов $< 10^{-11}$ торр) под воздействием импульсного 13.5 нм EUV-излучения (средняя мощность ~ 0.2 Вт/см² в полосе шириной 2 нм). Приведенный ИК-спектр почти не имеет особенностей, за исключением пика очень низкой интенсивности на ~ 1620 см⁻¹, соответствующего ароматическим C-C-связям. Хорошо известная полоса в районе 2850–3000 см⁻¹, соответствующая «stretching» моде связей C-H_x и очень интенсивная в полимерных структурах и даже в аморфных гидрогенизированных пленках *a*-C:H [17], полностью отсутствует (вставка на рис. 4). Это также подтверждает, что углерод, осажденный под EUV-излучением, практически не содержит водорода и фактически является графитизированным аморфным *sp*²-углеродом, хотя небольшое число атомов углерода, очевидно, может иметь ароматические связи (которые являются, наиболее вероятно, фрагментами углеводородных молекул, разрушенных на поверхности под действием EUV-излучения). Известно, что облучение как полимерных, так и гидрогенизированных углеродных пленок жесткими фотонами, например EUV-излучением, ведет к интенсивному удалению водорода из пленки. Поэтому вполне можно ожидать, что водород полностью удаляется из углеводородной пленки во время

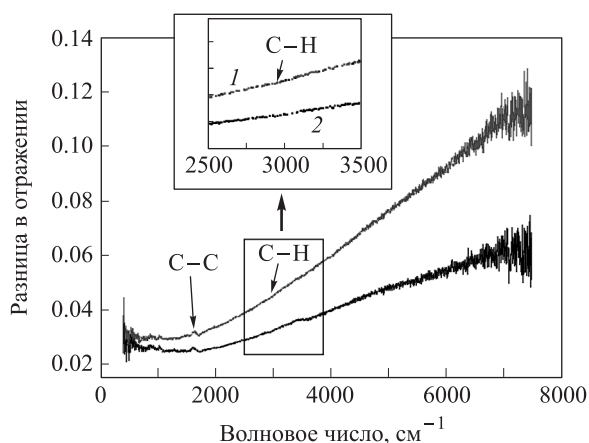


Рис. 4. FTIR-спектры углеродных пленок, осажденных под 13.5 нм EUV-излучением из пульсирующего DPP Sn источника (z-pinch, средняя мощность ~ 0.2 Вт/см² в полосе шириной 2 нм). Отсутствие C-H-связей указывает на отсутствие атомов водорода в пленках

ее длительного EUV-облучения, а оставшиеся атомы углерода вместо водородных связей образуют между собой так называемые связи «cross-link». Известно, что углеродные связи «cross-link» практически всегда имеют *sp*²-природу. Все вышеизложенное во многом согласуется с моделью образования углеродного слоя под действием жесткого излучения, принятой на сегодняшний день в Национальном институте стандартов и технологий США (NIST) [18, 19].

2. Модель роста углеродной пленки на поверхности под воздействием EUV-излучения

Согласно существующим представлениям [18, 19], механизм роста углеродной пленки на поверхности под воздействием EUV-излучения можно представить следующим образом.

Даже в высоком вакууме присутствуют молекулы сложных углеводородов с относительно высокими молекулярными массами (остаточное давление $< 10^{-8}$ торр, парциальное давление тяжелых углеводородов $< 10^{-12}$ торр), схожие по структуре с такими углеводородами, как ММА (метаметилакрилат), ацетон и декан (C₁₀H₂₂). Эти молекулы выделяются, как правило, из материалов камеры — стали, других металлов и сплавов, присутствующих в камере полимеров и т.д. Естественно, что сложные углеводородные молекулы могут физадсорбироваться на поверхности. При этом они обладают достаточно большой энергией десорбции. Это объясняется тем, что молекулы сложных углеводородов имеют размеры, заметно превышающие характерные размеры сайтов физадсорбции ($\sim 0.2 \times 0.2$ нм), так что физадсорбция этих молекул происходит в нескольких сайтах. Это существенно увеличивает энергию десорбции сложных углеводородных молекул. Характерная энергия десорбции для молекул, адсорбирующихся за счет водородной связи (которая, как правило, обладает наибольшей поляризуемостью в молекулах) составляет ~ 0.4 эВ. Поэтому энергия десорбции пары связей будет близка к 0.8 эВ [20]. Такая достаточно большая энергия десорбции обеспечивает значительные времена десорбции сложных углеводородов на поверхности (время жизни на поверхности составляет 10–1000 с [19]). Таким образом, за свое время жизни на поверхности молекулы углеводородов подвергаются многократному воздействию как жестких EUV-фотонов, так и энергичных вторичных электронов, выбиваемых фотонами с поверхности. Фотоны и вторичные электроны способствуют последовательному разрыву C-H-связей (начиная с наиболее «слабых» связей с меньшей энергией), при этом водород уходит в газовую фазу, а вместо C-H-связей образуются хаотические связи «cross-link». При извлечении почти всего водорода эта фрагментарная углеродная структура уже релаксирует в аморфную структуру твердого тела, состоящую фактически только из атомов углерода, гибридованных в *sp*²-состоянии. В настоящее время именно такая модель роста углеродной пленки принята Национальным институтом стандартов и технологий США (NIST) [18, 19]. Как следует из этой модели, структура пленки углерода, осаждаемой в вакууме под действием EUV-излучения, не должна зависеть от материала поверхности [21], что, собственно, и подтверждается экспериментами. При этом средняя скорость

роста на поверхности углеродной пленки при мощности 13.5 нм EUV-излучения ~ 1 Вт/см² при остаточном давлении сложных углеводородов $\sim 10^{-12}$ – 10^{-13} торр составляет 0.01–0.1 нм/ч [19].

Добиться еще более чистых условий и существенным образом снизить давление сложных углеводородов в большой и насыщенной оборудованной камере EUV-литографа, используя известные стандартные вакуумные технологии, уже практически невозможно. Поэтому вопросы разработки технологии очистки поверхности от растущей под EUV-излучением углеродной пленки являются принципиально важными для развития EUV-литографии.

Закключение

В настоящей работе методами рамановской спектроскопии и ИК фурье-спектроскопии поглощения проведено исследование структуры и состава тонких нанометровых пленок углерода, осажденных на подложку под мощным 13.5 нм EUV-излучением в условиях высокого вакуума. Показано, что пленки, осаждаемые на поверхности под воздействием EUV-излучения, являются аморфными углеродными пленками, основу которых составляет sp^2 -углерод.

Пленки образуются вследствие адсорбции сложных углеводородов на поверхности (остаточное давление их паров $< 10^{-11}$ торр) и дальнейшего их полного разложения под воздействием EUV-фотонов и энергичных вторичных электронов. При этом происходит перестройка структуры углеводородов с экстракцией водорода и образованием кросс-линк-связей между атомами углерода, которые затем релаксируют в более плотную структуру аморфного графитизированного sp^2 -углерода. Таким образом, пленки, осаждаемые под 13.5 нм EUV-излучением, имеют структуру, очень близкую к структуре магнетронно-напыленного аморфного углерода. Поэтому при исследовании процессов, происходящих на поверхности пленок EUV-осажденного углерода, например очистки поверхности, в качестве модельных пленок можно использовать пленки магнетронно-напыленного аморфного углерода.

Structure of thin carbon films deposited under 13.5 nm EUV irradiation

E. M. Malykhin^a, V. A. Krivchenko, D. V. Lopaev, T. V. Rakhimova, S. M. Zyryanov

Department of Microelectronics, D. V. Skobeltsyn Institute of Nuclear Physics, M. V. Lomonosov Moscow State University, Moscow 119991, Russia.

E-mail: ^amalykhin.evdokim@gmail.com.

Structure and chemistry of thin nm-thickness carbon films deposited on substrate under strong 13.5 nm EUV irradiation in high vacuum was studied. Film structure was studied by Raman spectroscopy in comparison with Raman spectra of well-known carbon phases: diamond, single-wall nanotube, nano- and microcrystalline graphite and amorphous carbon. Besides, FTIR spectroscopy was used to study possible IR-active chemical bonds, first of all hydrogen bonds. It was shown, that films deposited on a surface under EUV irradiation consists of amorphous sp^2 -carbon. Mechanisms of deposition discussed briefly. Knowledge about structure and chemistry of such carbon films seems to be very important for EUV lithography.

Keywords: amorphous carbon, Raman spectroscopy, EUV lithography, surface photo processes.

PACS: 81.15.Aa, 61.48.Gh, 39.30.+w.

Received 19 July 2010.

English version: Moscow University Physics Bulletin 1(2011).

Сведения об авторах

1. Малахын Евдоким Михайлович — мл. науч. сотр.; тел.: (495) 939-40-64, email: malykhin.evdokim@gmail.com.
2. Кривченко Виктор Александрович — канд. физ.-мат. наук, мл. науч. сотр.; тел.: (495) 939-40-64.
3. Лопав Дмитрий Викторович — канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотр.; тел.: (495) 939-40-64.
4. Рахимова Татьяна Викторовна — канд. физ.-мат. наук, вед. науч. сотр.; тел.: (495) 939-49-57.
5. Зырянов Сергей Михайлович — канд. физ.-мат. наук, мл. науч. сотр.; тел.: (495) 939-40-64.

Список литературы

1. Nakayama T., Miyake A., Takase H. et al. // Proc. SPIE. 2009. **7271**. P. 72713.
2. Barbee T.W., Jr, Mrowka S., Hettrick M.C. // Appl. Optics. 1985. **24**, N 6. P. 883.
3. Bajt S., Chapman H.N., Nguyen N. et al. // Appl. Optics. 2003. **42**, N 28. P. 5750.
4. Slaughter J.M., Schultze D.W., Hills C.R. et al. // J. Appl. Phys. 1994. **76**. P. 2144.
5. Bienert M., Göhnemeier A., Natt O. et al. // J. Micro/Nanolith. MEMS MOEMS. 2009. **8**, N 4. P. 041509.
6. Kaiser N., Yulin S., Perske M., Feigl T. // Proc. SPIE. 2008. **7101**. P. 71010.
7. Hill S.B., Faradzhev N.S., Tarrío C.S. et al. // Proc. SPIE. 2009. **7271**. P. 727113.
8. Malinowski M., Grunow P., Steinhaus C. et al. // Proc. SPIE. 2001. **4343**. P. 347.
9. Nakayama T., Takase H., Terashima Sh. et al. // Proc. SPIE. 2008. **6921**. P. 69213.
10. Silverman P.J. // J. Microlith., Microfab., Microsyst. 2005. **4**, N 1. P. 011006.
11. Seisyan R.P. // Techn. Phys. 2005. **50**, N 5. P. 535.
12. Huh S., Kim H., Yoon G. et al. // Proc. SPIE. 2008. **6921**. P. 692115.
13. Hill S.B., Faradzhev N.S., Tarrío C. et al. // Proc. SPIE. 2008. **6921**. P. 692117.
14. Gupta A., Chen G., Joshi P. et al. // Nano Lett. 2006. **6**, N 12. P. 2667.
15. Hong C.F., Tu J.P., Li R.L. et al. // J. Phys. D. 2009. **42**. P. 1.
16. Ferrari C., Robertson J. // Phys. Rev. B. 2000. **61**. P. 14095.
17. Kuptsov A.H., Zhizhin G.N. Handbook of Fourier transform Raman and infrared spectra of polymers. Amsterdam, 1998.
18. Hill S., Ermanoski I., Tarrío C., Lucatorto T.B. // IEUVI-2007.
19. Nakayama T., Miyake A., Takase H. et al. // Proc. SPIE. 2009. **7271**. P. 72713.
20. Cabrera A.L., Morales E., Armor J.N. // J. Mater. Res. 1995. **10**, N 3. P. 779.
21. Matsunari S., Aoki T., Murakami K., Gomei Y. // Proc. SPIE. 2007. **6517**. P. 65172.