

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМ ТЕРМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИЙ C/SI

И. А. Журавель¹, Е. А. Бугаев¹, А. В. Пеньков², Е. Н. Зубарев¹, В. А. Севрюкова¹,
В. В. Кондратенко¹

¹*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»
Украина, Харьков*

²*Center for Nano-Wear Yonsei University
Seoul, Republic of Korea*

Поступила в редакцию 27. 01. 2014

Исследована структура и фазовый состав многослойных периодических композиций C/Si при помощи малоугловой рентгеновской дифракции, просвечивающей электронной микроскопии и Рамановской спектроскопии при температурах 50—1050 °С. В исходном состоянии композиция C/Si представляет собой аморфные слои углерода и кремния, разделенные аморфными перемешанными зонами различной плотности. С ростом температуры происходит изменение периода композиции вследствие роста зон и графитизации углерода. При 700 °С начинается кристаллизация кремния. При 800 °С на основе кристаллического кремния формируется кристаллический SiC кубической модификации. При 900—1000 °С происходит разрушение периодической структуры композиции.

Ключевые слова: наноразмерные композиции, экстремальный ультрафиолет, многослойная оптика, структурно-фазовые превращения, межслоевое взаимодействие, термостабильность.

ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ І МЕХАНІЗМ ТЕРМІЧНОГО РУЙНУВАННЯ БАГАТОШАРОВИХ КОМПОЗИЦІЙ C/SI

І. О. Журавель, Є. А. Бугаєв, О. В. Пеньков, Є. М. Зубарєв, В. А. Севрюкова,
В. В. Кондратенко

Досліджено структуру та фазовий склад багат шарових періодичних композицій C/Si за допомогою малокутової рентгенівської дифракції, просвічувальної електронної мікроскопії та Раманівської спектроскопії при температурах 50—1050 °С. У початковому стані композиція C/Si є аморфними шарами вуглецю та кремнію, розділеними аморфними змішаними зонами різної густини. Зі зростанням температури відбувається змінення періоду композиції внаслідок зростання зон та графітизації вуглецю. При 700 °С починається кристалізація кремнію. При 800 °С на основі кристалічного кремнію формується кристалічний SiC кубічної модифікації. При 900—1000 °С відбувається руйнування періодичної структури композиції.

Ключові слова: нанорозмірні композиції, екстремальний ультрафіолет, багат шарова оптика, структурно-фазові перетворення, міжшарова взаємодія, термостабільність.

EVOLUTION OF STRUCTURE AND MECHANISM OF THERMAL DECOMPOSITION OF C/SI MULTILAYERS

I. A. Zhuravel, Ye. A. Bugayev, A. V. Penkov, E. N. Zubarev, V. A. Sevryukova,
V. V. Kondratenko

Structure and composition of C/Si periodical multilayers were investigated by means of low-angle X-ray diffraction, transmission electron microscopy and Raman spectroscopy at temperatures within 50—1050 °C range. In as-deposited state C/Si multilayer presents amorphous carbon and silicon layers divided by amorphous intermixing layers of different density. As the temperature increases, multilayer period changes as a result of increase of intermixing layers and carbon graphitization. At 700 °C silicon crystallization begins. At 800 °C crystalline SiC of cubic modification forms on basis of crystalline silicon. At 900—1000 °C destruction of multilayer periodical structure takes place.

Keywords: nanoscale compositions, extreme ultraviolet, multilayer optics, structural and phase transformations, layer interaction, thermostability.

ВВЕДЕНИЕ

Диапазон длин волн экстремального ультрафиолета 17—35 нм является одним из наиболее интересных для современной астрофизики. Работающие в данном диапазоне приборы — телескопы, спектрометры, коронографы — позволяют проводить исследования Солнца [1—3] и атмосферы планет Солнечной системы [4, 5]. Такие приборы требуют отражающей оптики, обладающей высокой отражательной способностью, а также временной и термической стабильностью.

Многослойные зеркала — единственные оптические элементы, обеспечивающие высокий коэффициент отражения в данном спектральном диапазоне [6]. В настоящее время актуальной задачей является поиск оптимальной пары материалов для указанного диапазона длин волн.

По оптическим характеристикам в исходном состоянии наиболее перспективными выглядят системы на основе кремния, алюминия и, для длин волн больше 25 нм ($L_{2,3}$ — край поглощения Mg), магния. К настоящему времени для ряда зеркал получены экспериментальные данные об отражательной способности и установлены температурные интервалы, в которых сохраняются оптические свойства. В некоторых случаях исследованы механизмы термического разрушения.

Магний обладает низкой (648,8 °C) температурой плавления. А зеркала на его основе деградируют еще при более низких температурах. В настоящее время созданы зеркала SiC/Mg [7, 8], Co/Mg [8, 9], Zr/Mg [8]. Из них наиболее термостабильны зеркала Zr/Mg. Они сохраняют коэффициент отражения $R \sim 20\%$ после отжига при 400 °C в течение 1 часа. При этом в исходном состоянии коэффициент отражения у них самый низкий, $R \sim 27\%$. Многослойные зеркала SiC/Mg и Co/Mg демонстрируют $R \sim 40\%$ в исходном состоянии.

Вследствие взаимодействия магния с кремнием и кобальтом отражательная способность и того, и другого вида зеркал существенно снижается уже после отжига в течение 1 часа при 250—300 °C, а при 400—500 °C периодическая структура полностью

разрушается и коэффициент отражения стремится к нулю. Зеркала на основе алюминия также термически неустойчивы. Так многослойное зеркало Zr/Al [10] обладает $R \sim 40\%$ в исходном состоянии. Но он существенно падает при 300 °C вследствие кристаллизации цирконий-алюминиевого сплава на границах раздела, и периодическая структура окончательно исчезает при 500 °C.

Многослойные зеркала SiC/Al [11] существенно теряют в коэффициенте отражения при нагреве до 300 °C. Это происходит вследствие развития шероховатости за счет неоднородного роста зерен алюминия. Среди многослойных зеркал, которые создаются в настоящее время для данного диапазона, следуют особо отметить C/Si и SiC/Si [12]. Именно эти две системы выглядят наиболее перспективными для создания термически стабильной многослойной оптики. Углерод и кремний являются тугоплавкими материалами (температура плавления 3700 и 1415 °C соответственно). В системе углерод-кремний существует лишь один карбид SiC, который образуется при довольно высоких температурах [13].

В данной работе рассматриваются результаты исследования композиций C/Si. Проведенная ранее работа показала, что, несмотря на структурно-фазовые превращения в данной системе, многослойные зеркала C/Si обладают высокой отражательной способностью вплоть до 800 °C [14]. Разрушение периодической структуры в таких зеркалах происходит в диапазоне температур 900—1000 °C. Вместе с тем остается невыясненной причина, по которой происходит деградация структуры и оптических свойств. Потому целью работы являлось подробное изучение структурно-фазовых превращений и механизма термического разрушения зеркал C/Si.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Многослойные пленочные покрытия C/Si и однослойные пленки углерода были получены методом магнетронного распыления при постоянном токе. В качестве рабочего газа использовался аргон, рабочее давление в камере составляло 0,27 Па. В процессе нанесения

покрытий температура подложки была не выше 50 °С. Периодические композиции наносились на подложки из монокристаллического (100) кремния и плавленого кварца. Для улучшения адгезии подложки предварительно очищались пучком ионов аргона.

Кривые малоугловой рентгеновской дифракции снимались на рентгеновском дифрактометре общего назначения в геометрии $\theta/2\theta$ в излучении $\text{Cu-K}_{\alpha 1}$ ($\lambda = 0,15406$ нм). Кососрезанный кремниевый (110) монохроматор обеспечивал расходимость пучка 0,1 мрад. Подгонка теоретических кривых малоугловой рентгеновской дифракции осуществлялась основываясь на методе рекуррентных соотношений [15, 16] с применением формул Френеля [17].

Для получения электронной микродифракции и электронно-микроскопических изображений поперечных срезов использовался просвечивающий электронный микроскоп ПЭМ-У.

Молекулярные связи в углероде изучались методом Рамановской спектроскопии. Спектры Рамановского рассеяния измерялись при помощи интегральной конфокальной микро-Рамановской системы JY Horiba Labram Aramis. Математическая обработка осуществлялась с использованием пакета анализа данных и технической графики Origin®.

Образцы отжигались в оснащенной шестью галогенными лампами мощностью по 500 Вт каждая вакуумной печи при давлении $\sim 10^{-3}$ Па. Данная печь позволяет проводить отжиг образцов при температурах до 1050 °С включительно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Структура и фазовый состав многослойных периодических композиций (МПК) C/Si в исходном состоянии были подробно исследованы ранее [14, 18]. Аморфные слои углерода и кремния разделены аморфными прослойками — перемешанными зонами — толщиной $\sim 0,6$ нм (рис. 1, а, б), которые имеют более высокую плотность, чем слои кремния и углерода. При этом, как показывает моделирование кривых малоугловой рентгеновской дифракции (рис. 2, а), эти прослойки имеют различную плотность. При осаждении

углерода на кремний формируется перемешанная зона плотностью 2,75 г/см³, а при осаждении кремния на углерод — плотностью 2,4 г/см³. Шероховатость слоев многослойной композиции не превышает 5 % от ее периода, что допустимо при создании эффективной многослойной оптики [6]. Оценка усадки периода МПК в процессе роста [18] показала, что средняя атомная концентрация атомов углерода в обеих перемешанных зонах составляет ~ 60 %, а кремния, соответственно, ~ 40 %. Так как единственный существующий в данной системе карбид SiC практически не имеет области гомогенности [13], был сделан вывод, что при осаждении данной композиции имеет место радиационное перемешивание.

Анализ изменения картины малоугловой рентгеновской дифракции при различных температурах отжига (рис. 2, б) позволяет установить, до каких температур МПК сохраняет периодичность, а также проследить изменение периода композиции (рис. 3) по угловым положениям пиков. Периодичность в МПК C/Si сохраняется вплоть до 1000 °С, о чем свидетельствует наличие максимумов на картине малоугловой рентгеновской дифракции. Однако, уже начиная с температуры 900 °С происходит резкое уменьшения числа порядков отражения. Как было показано [18] наблюдается возрастание шероховатости межслоевых границ и нарушение однородности слоев, являющееся следствием структурно-фазовых превращений. В результате формулы Френеля, на основе которых проводилось моделирование экспериментальных кривых, становились неприменимыми. При температурах ниже 900 °С с помощью моделирования кривых малоугловой рентгеновской дифракции удалось установить [14] как зависят от температуры толщина слоев многослойной композиции (рис. 4 а, б) и их плотность (рис. 4 в, г).

Зависимость периода композиции от температуры нагрева имеет разнонаправленный характер. До температуры 700 °С происходит увеличение периода. При последующем нагреве — уменьшение. Рост периода обусловлен увеличением толщин перемешанных зон и процессом графитизации углеродных

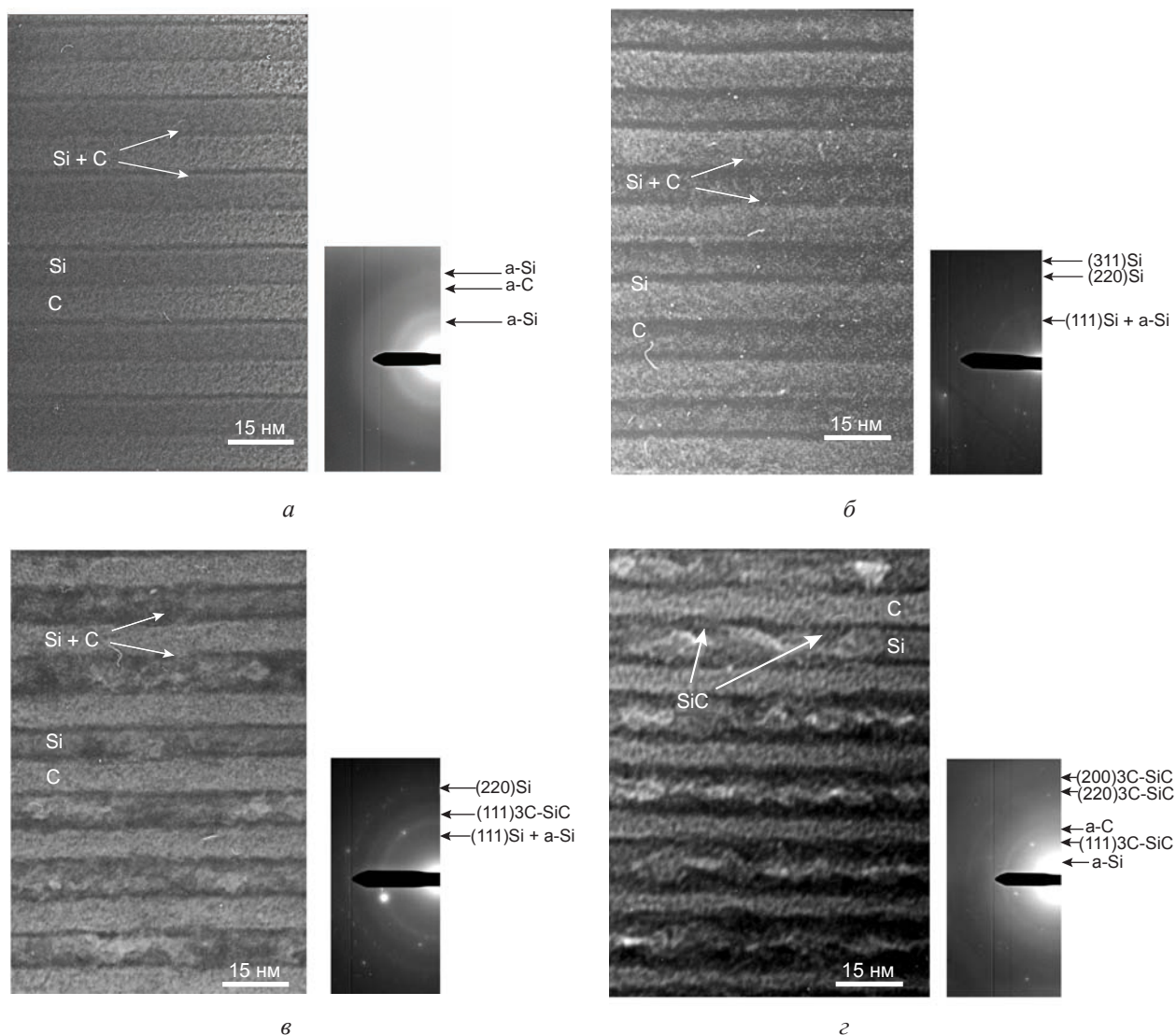


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза и электронная микродифракция МПК C/Si в исходном состоянии — *a* и после отжига при 700° — *б*, 800°C — *в*, 950°C — *г*

слоев. Причем процесс графитизации, сопровождающийся возрастанием толщины углеродных слоев, в отличие от многослойных композиций металл/углерод [19, 20] не связан с каталитическим действием кремниевых слоев по аналогии с металлическими. Подтверждениями этому служат исследования изменения химических связей в однослойной пленке аморфного углерода толщиной $\sim 0,8$ мкм, отожженной при различных температурах, проведенные методом Рамановской спектроскопии (рис. 5, *a* — *г*). Математическая обработка позволила нам разделить *G* и *D* пики на картинах рассеяния и оценить соотношение между ними. Влияние структуры углерода на картину Рамановского рассеяния подробно описано в работе [21]. Волновое положение *G*-пика

в исходном состоянии (рис. 5, *д*) характерно для аморфного углерода. Его смещение в сторону больших длин волн свидетельствует об образовании новой фазы.

Это может быть нанокристаллический графит либо тетраэдральный аморфный углерод. Рост соотношения интегральных интенсивностей пиков *D/G* свидетельствует об увеличении количества sp^2 связей, характерных для графитоподобного углерода, по сравнению с sp^3 связями, характерными для графитоподобного. То есть, в нашем случае имеет место образование нанокристаллического графита. Моделирование кривых малугловой дифракции однослойных пленок углерода в исходном и отожженном состоянии ($T = 400^\circ\text{C}$) показало, что увеличение толщины пленки в результате графитизации

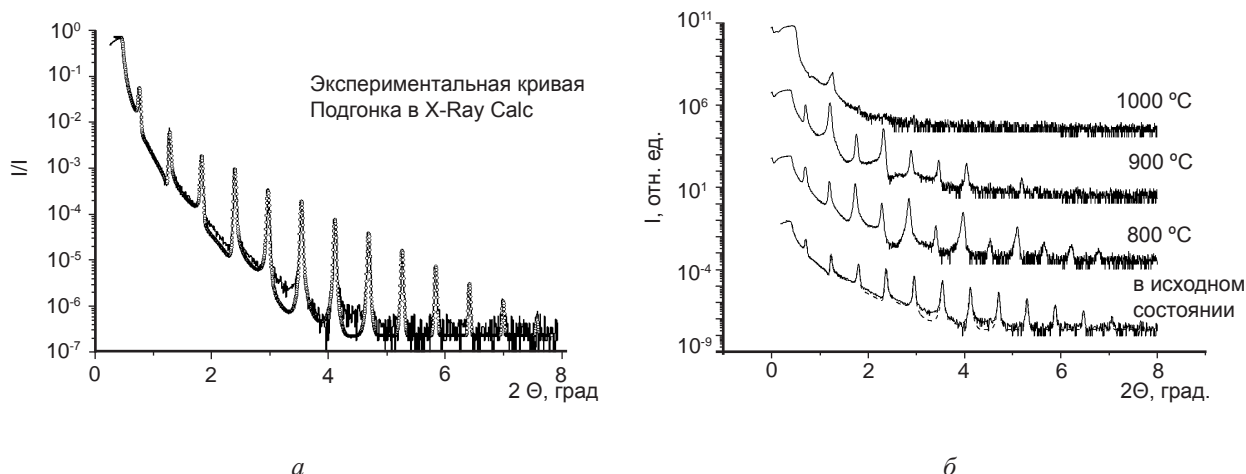


Рис. 2. Моделирование кривой малоугловой рентгеновской дифракции МПК C/Si: в исходном состоянии на основе метода рекуррентных соотношений с применением формул Френеля в программе X-Ray_Calc — а и изменение спектра малоугловой рентгеновской дифракции с ростом температуры — б

составило 4,7 %. При этом прирост толщины углеродного слоя в многослойной композиции C/Si при такой же температуре достигает 3,9 %. Сравнение этих данных позволяет предположить, что рост перемешанных зон при нагреве происходит не только за счет диффузии атомов Si, а и атомов углерода.

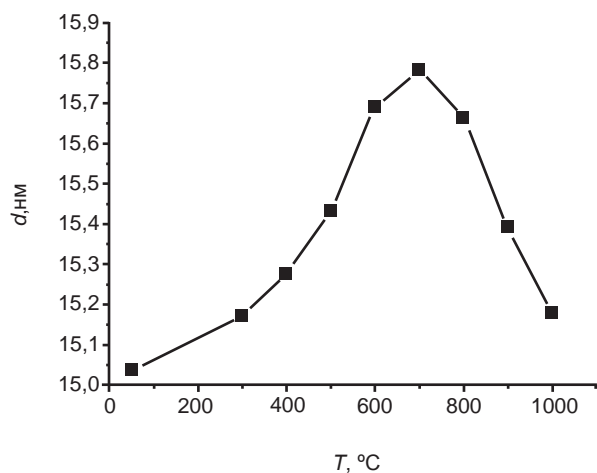


Рис. 3. Изменение периода МПК C/Si с ростом температуры

До температуры нагрева 700 °C основными процессами, происходящими в МПК C/Si, являются графитизация слоев углерода, а также рост толщины и плотности перемешанных зон. При температуре 700 °C происходит кристаллизация кремния.

Это подтверждается данными электронной микродифракции. На электронно-микроскопических изображениях в кремниевых слоях появляется дифракционный контраст (рис. 1, б). Процесс идет неоднородно вдоль

и по толщине слоя (кристаллы образуются в основном в центре слоя).

При 800 °C (рис. 1, в) на микродифракции помимо рефлексов от Si появляются рефлексы от плоскости (111) 3C-SiC, что свидетельствует о начале формирования карбида кремния. Зерна SiC образуются в слое кремния. Таким образом при температуре 800 °C сосуществует кристаллический Si и кристаллический SiC.

Кроме того согласно данным микродифракции присутствует также аморфный кремний. Дальнейшее повышение температуры (950 °C) сопровождается исчезновением рефлексов кристаллического Si.

На картине электронной микродифракции присутствует только одна кристаллическая фаза — 3C-SiC. Темнопольное изображение в рефлексе (111) показывает, что кристаллы карбида кремния имеют размер ~3,5—4,5 нм и находятся внутри кремниевого слоя.

Формирование кристаллического SiC сопровождается качественными изменениями картины малоугловой рентгеновской дифракции (рис. 2, б). Как было отмечено выше, моделирование кривых малоугловой рентгеновской дифракции МПК C/Si после отжига при температурах 900 °C и выше осуществить не удалось. Тем не менее, дифракционная картина (см. рис. 2, б) позволяет сделать определенные выводы о структуре композиции. Видно, что четные Брэгговские максимумы значительно превосходят нечетные по интенсивности. Это можно объяснить

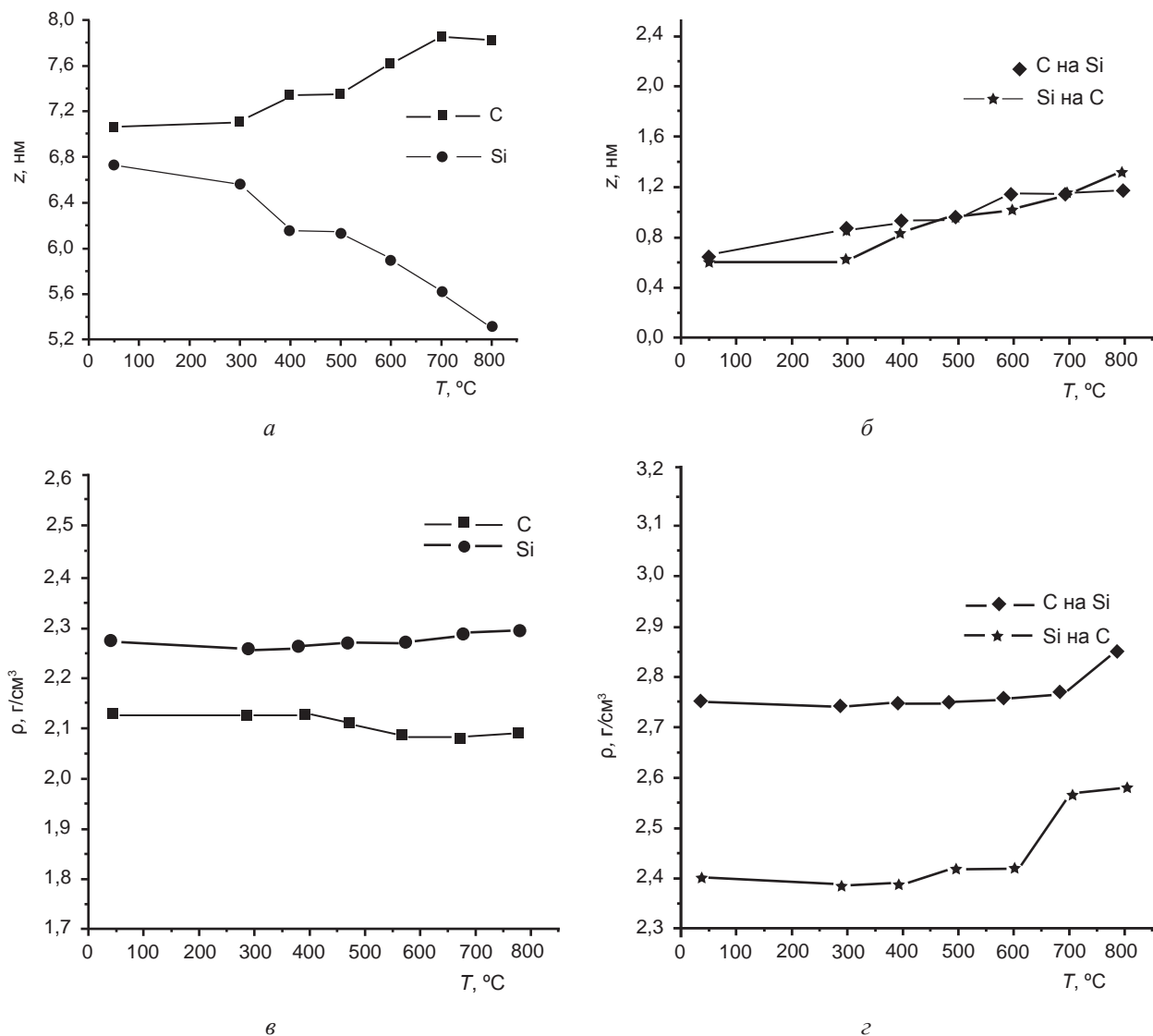


Рис. 4. Изменение толщин слоев Si, C и перемешанных зон C на Si и Si на C (а, б) и их плотностей (в, г) МПК C/Si с ростом температуры

значительным уменьшением плотности кремниевых слоев и уплотнением перемешанных зон. В результате перемешанные зоны чередуются с «легкими» слоями углерода и кремния с периодом в два раза меньшим исходного.

Подобное уже наблюдалось нами ранее в системе Sc/Si при введении в нее вольфрамовых диффузионных меток [22]. В этом случае причиной послужило нанесение «тяжелых» слоев вольфрама на границы раздела «легких» слоев скандия и кремния. Такая интерпретация особенностей малоуглового рентгеновского спектра противоречит данным электронной микроскопии, согласно которым в слое кремния формируются кристаллы SiC, плотность которого, как известно, выше, чем плотность углерода, кремния

и перемешанных зон. Это противоречие снимается если детально исследовать структуру при недо- и перефокусировке объективной линзы. Проведенный таким образом анализ изображений кубического SiC показал, что наряду с кристаллами карбида кремния в слое присутствуют области пониженной плотности (ОПП на рис. 6, б, в).

Из рис. 6, б и в, видно, что отдельные области в кремниевом слое более светлые по сравнению с соседними участками при недофокусировке, а при перефокусировке эти же области более темные. Подобное изменение контраста является характерной для малых образований, имеющих меньшую по сравнению с матрицей плотность, к примеру, мелких пор [23]. Соответственно, присутствие в слое пор приводит к понижению его средней

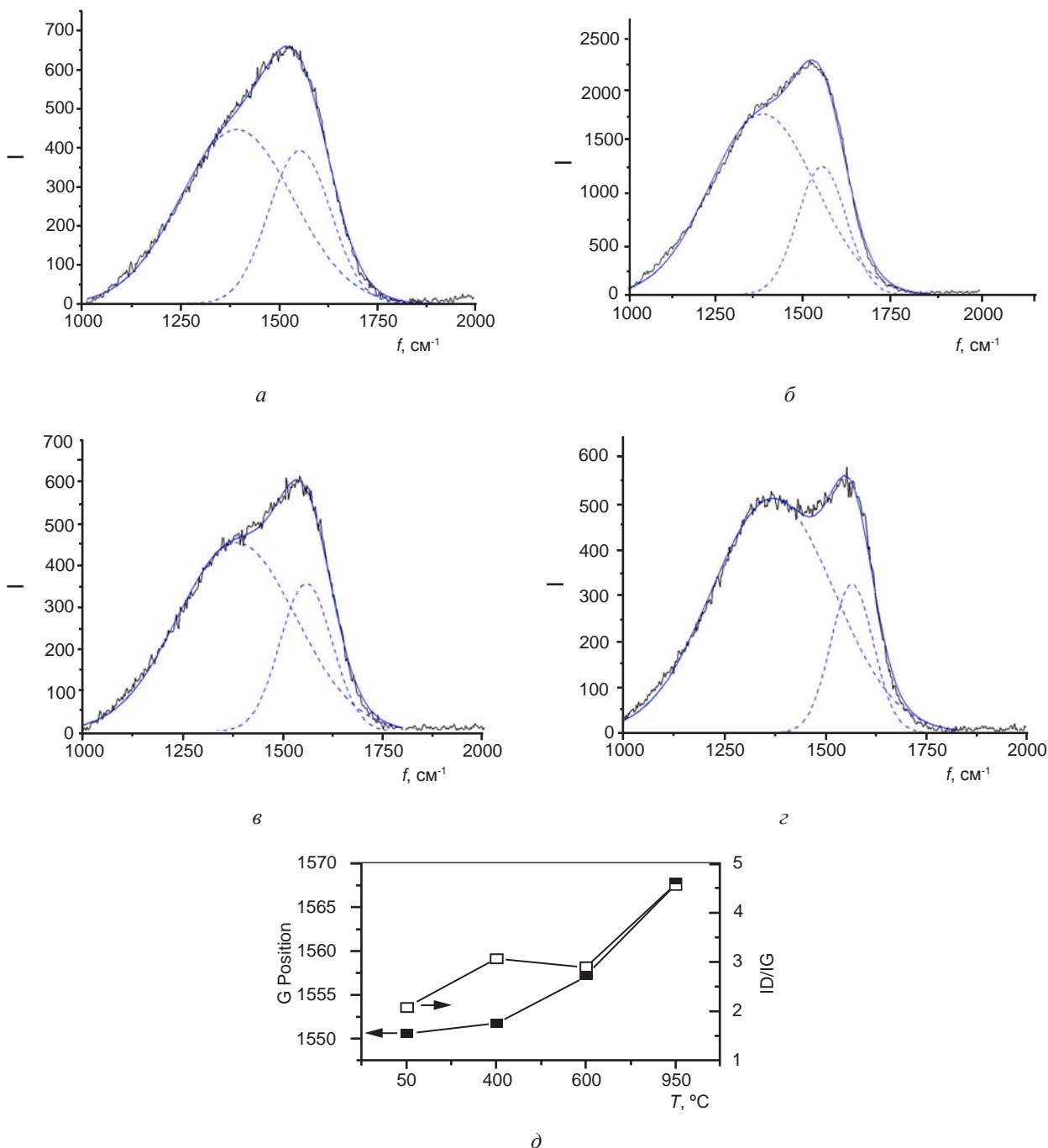


Рис. 5. Спектры Рамановского рассеяния пленки углерода толщиной 8 мкм в исходном состоянии — *a* и после отжига при 400 °C — *б*, 600 °C — *в*, 950 °C — *г*; зависимость положения G пика рассеяния и соотношения интенсивностей G и D пиков от температуры отжига — *д*

плотности несмотря на наличие в нем SiC, являющегося более плотным по отношению к Si. Формирование кристаллического SiC в кремниевом слое сопровождается переходом от роста периода композиции к его уменьшению при увеличении температуры нагрева (рис. 3).

Это изменение вызвано уменьшением вклада углеродного слоя в рост периода, поскольку часть углерода уходит на образование SiC, что приводит к уменьшению толщины

углеродного слоя. Это хорошо видно на электронно-микроскопическом изображении поперечного среза многослойной композиции после нагрева до 950 °C (рис. 1, г).

Полученные результаты по формированию нанокристаллического SiC при нагреве МПК C/Si находятся в хорошем соответствии с данными работ [24, 25], в которых наблюдалось образование кристаллов SiC. Авторы [24, 25] отмечают формирование SiC в трехслойных пленках Si/C/Si при несколько

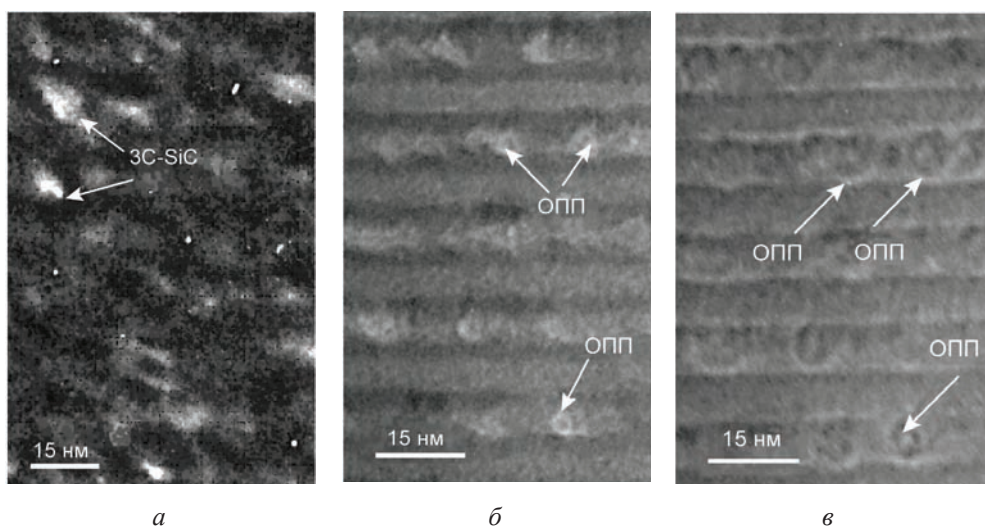


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза МПК C/Si после отжига при 950 °C в темном поле в рефлексе (111) SiC — *a*, при недофокусировке — *б* и при перефокусировке — *в* объективной линзы

более высоких температурах — 900 °C, чем в нашем случае. При этом формированию кристаллического карбида также предшествует кристаллизация слоев Si.

Таким образом, кристаллизация кремния, имеющего одинаковый тип кристаллической решетки с SiC — структурный тип сфалерита [26], является необходимым условием образования кристаллического SiC. Именно после образования первых кристаллов Si происходит формирование кристаллов SiC в результате диффузии углерода.

Важно отметить, что кристаллизация SiC в перемешанных зонах практически не наблюдается, несмотря на их рост и увеличение плотности с ростом температуры. Это может быть связано с тем, что состав перемешанных зон может иметь избыточное количество углерода, а также недостаточной температурой для кристаллизации аморфного SiC.

Согласно данным [27] кристаллизация аморфных пленок SiC в течение одного часа интенсивно происходит при температуре 975 °C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Многослойные пленочные композиции C/Si в исходном состоянии представляют собой чередующиеся слои аморфных углерода и кремния с прослойками, представляющими собой перемешанные зоны, толщиной ~0,6 нм. Период МПК изменяется с температурой

нелинейно, что связано со структурно-фазовыми превращениями в композиции. До температуры 800 °C сохраняется высокий уровень периодичности слоев. Межслоевая шероховатость близка к исходному состоянию.

Все изменения в структуре МПК C/Si сводятся к росту/падению периода, незначительному изменению отдельных толщин слоев в периоде, а также увеличению плотности перемешанных зон и уменьшению плотности углерода в результате графитизации.

Частичная кристаллизация кремния при 700 °C и начало формирования кристаллического SiC при 800 °C не оказывают существенного влияния на совершенство структуры МПК C/Si.

Сильные изменения в структуре композиции происходят при нагреве до 900 °C и выше. Они связаны с интенсивным формированием нанокристаллического SiC в результате взаимодействия углерода с закристаллизовавшимся кремнием. В итоге слои исходного кремния при 950 °C содержат аморфный кремний, нанокристаллический 3C-SiC и поры.

При этом процесс образования карбида и пор идет неоднородно как по толщине покрытия, так и в пределах одного слоя. В результате происходит разрушение периодичности, о чем свидетельствует исчезновение Брэгговских максимумов на картине малоугловой дифракции после отжига при температуре 1000 °C (рис. 2, б).

ЛИТЕРАТУРА

1. Soufli R., Spiller E., Windt D. L., Robinson J. C., Gullikson E. M., Marcos L. R., Fernández-Perea M., Baker S. L., Aquila A. L., Dollar F. J., Méndez J. A., Larruquert J. I., Golub L., Boerner P. In-band and out-of-band reflectance calibrations of the EUV multilayer mirrors of the Atmospheric Imaging Assembly instrument aboard the Solar Dynamics Observatory // *Proc. SPIE*. — 2012. — Vol. 8443. — P. 84433C1 — 84433C12.
2. Suman M., Pelizzo M. G., Windt D. L., Nicolosi P. Extreme-ultraviolet multilayer coatings with high spectral purity for solar imaging // *Applied Optics*. — 2009. — Vol. 48, No. 29. — P. 5432 — 5437.
3. Wülser J.-P., Lemen J. R., Tarbell T. D., Wolfson C. J., Cannon J. C., Carpenter B. A., Duncan D. W., Gradwohl G. S., Meyer S. B., Moore A. S., Navarro R. L., Pearson J. D., Rossi G. R., Springer L. A., Howard R. A., Moses J. D., Newmark J. S., Delaboudinière J.-P., Artzner G., Auchère F., Bougnet M., Bouyries P., Bridou F., Clotaire J.-Y., Colas G., Delmotte F., Jerome A., Lamare M., Mercier R., Mullot M., Ravet M.-F., Song X., Bothmer V., Deutsch W. EUVI: the STEREO-SECCHI extreme ultraviolet imager // *Proc. SPIE*. — 2004. — Vol. 5171. — P. 111 — 122.
4. Taguchi M., Fukunishi H., Watanabe S., Okano S., Takahashi Y., Kawahara T. D., Ultraviolet imaging spectrometer (UVS) experiment on board the NOZOMI spacecraft: Instrumentation and initial results // *Earth Planets Space*. — 2000. — Vol. 52. — P. 49 — 60.
5. Yoshikawa I., Murachi T., Kameda S., Yamazaki A., Okano S., Nakamura M. Development of an extreme ultraviolet imaging spectrometer for the Mercury mission // *Proc. SPIE*. — 2004. — Vol. 5193 — P. 164 — 171.
6. Spiller E. *Soft X-ray Optics*. — Washington: SPIE Optical Engineering Press, 1994 — 290 p.
7. Maury H., Jonnard P., Le Guen K., Andre J.-M., Wang Z., Zhu J., Dong J., Zhang Z., Bridou F., Delmotte F., Hecquet C., Mahne N., Giglia A., Nannarone S. Thermal cycles, interface chemistry and optical performance of Mg/SiC multilayers // *The European Physical Journal B*. — 2008. — Vol. 64. — P. 193—199.
8. Zhu J., Zhou S., Li H., Huang Q., Jiang L., Wang F., Zhang Z., Wang Z., Zhou H., Huo T. Mg-based multilayers and their thermal stabilities for EUV range // *Proc. SPIE*. — 2012. — Vol. 8168. — P. 81681C1—81681C7.
9. Le Guen K., Hu M.-H., Andre J.-M., Jonnard P., Zhou S. K., Li H. Ch., Zhu J. T., Wang Z. S., Meny C. Development and Interfacial Characterization of Co/Mg Periodic Multilayers for the EUV Range // *The Journal of Physical Chemistry C*. — 2010. — Vol. 114. — P. 6484—6490.
10. Zhong Q., Zhang Z., Li W., Zhu J., Wang Z., Jonnard P., Le Guen. P., Yuan Y., Andre J.-M., Zhou H., Huo T. Al/Zr multilayer mirror and its thermal stability for EUV application // *Journal of Physics: Conference Series*. — 2013. — Vol. 425. — P. 152010.
11. Windt D. L., Bellotti J. A. Performance, structure, and stability of SiC/Al multilayer films for extreme ultraviolet applications // *Applied Optics*. — 2009. — Vol. 48, No. 26. — P. 4932—4941.
12. Windt D. L., Donguy S., Seely J., Kjørnratnawanich B. Experimental comparison of extreme-ultraviolet multilayers for solar physics // *Applied Optics*. — 2004. — Vol. 43. — P. 1835—1848.
13. Hansen M., Anderko K. *Constitution of binary alloys*. — New York: McGraw-Hill, 1991. — 1305 p.
14. Журавель И. А., Бугаев Е. А., Воронов Д. Л., Кондратенко В. В. Изменение структуры и оптических свойств многослойных рентгеновских зеркал C/Si при нагреве // *Металлофизика и новейшие технологии*. — 2013. — Т. 35, № 7. — С. 987—997.
15. Barbee T. W. *Multilayers for X-ray Optics* // *Optical Engineering*. — 1986. — Vol. 25, No. 8. — P. 899—915.
16. Attwood D. T., Henke B. L. *Low energy X-ray diagnostics* New York: American Institute of Physics, 1981. — 394 p.
17. Jackson J. D. *Classical electrodynamics*, 2nd edn. — New York: John Wiley and Sons, 1975. — 880 p.
18. Zhuravel I. O., Bugayev Ye. A., Konotopsky L. E., Zubarev E. M., Sevryukova V. A., Kondratenko V. V. Structural transformations in C/Si multilayer after annealing // *Physical surface engineering* — 2012. — Vol. 10, No. 3. — P. 314—318.
19. Kondratenko V. V. Thermal stability of multilayer X-ray mirrors for wavelength range $4.47 < \lambda < 6.76$ nm // *Functional Materials*. — 1997. — Vol. 4, No. 4. — P. 481—486.
20. Бугаев Е. А., Зубарев Е. Н., Кондратенко В. В., Федоренко А. И. Рентгеновские зеркала повышенной термической стойкости для диапазона длин волн $4,47 < \lambda < 6,76$ нм // *Национальная конференция по применению рентгеновского и синхротронного*

- излучений, нейтронов и электронов для исследования материалов. Сборник докладов. (Дубна). — 1997. — Т. 2. — С. 268—274.
21. Ferrari A. C., Robertson J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon // *Physical Review B*. — 2000. — Vol. 61, No. 20. — P. 14095—14107.
 22. Voronov D. L., Zubarev E. N., Kondratenko V. V., Pershin Yu. P., Sevryukova V. A., Bugayev Ye. A. Study of fast diffusion species in Sc/Si multilayers by W-based marker analysis // *Thin Solid Films*. — 2006. — Vol. 513, No. 1—2. — P. 152—158.
 23. Charai A., Boulesteix C. Visualization and study of the shape and size of very small coherent precipitates by a phase contrast method // *Physica Status Solidi (a)*. — 1983. — Vol. 80, No. 4. — P. 333—341.
 24. Chung C. K., Wu B. H., Chen T. S., Peng C. C., Lai C. W. Thickness effect on the formation of SiC nanoparticles in sandwiched Si/C/Si and C/Si multilayers // *Thin Solid Films*. — 2009. — Vol. 517. — P. 5867—5871.
 25. Chung C. K., Wu B. H. Thermally induced formation of SiC nanoparticles from Si/C/Si multilayers deposited by ultra-high-vacuum ion beam sputtering // *Nanotechnology*. — 2006. — Vol. 17. — P. 3129—3133.
 26. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов — М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1961. — 863 с.
 27. Calcagno L., Musumeci P., Roccaforte F., Bongiorno C., Foti G. Crystallisation mechanism of amorphous silicon carbide // *Applied Surface Science*. — 2001. — Vol. 184. — P. 123—127.
 - Duncan D. W., Gradwohl G. S., Meyer S. B., Moore A. S., Navarro R. L., Pearson J. D., Rossi G. R., Springer L. A., Howard R. A., Moses J. D., Newmark J. S., Delaboudinière J.-P., Artzner G., Auchère F., Bougnet M., Bouyries P., Bridou F., Clotaire J.-Y., Colas G., Delmotte F., Jerome A., Lamare M., Mercier R., Mullet M., Ravet M.-F., Song X., Bothmer V., Deutsch W. EUVI: the STEREO-SECCHI extreme ultraviolet imager // *Proc. SPIE*. — 2004. — Vol. 5171. — P. 111—122.
 4. Taguchi M., Fukunishi H., Watanabe S., Okano S., Takahashi Y., Kawahara T. D., Ultraviolet imaging spectrometer (UVS) experiment on board the NOZOMI spacecraft: Instrumentation and initial results // *Earth Planets Space*. — 2000. — Vol. 52. — P. 49—60.
 5. Yoshikawa I., Murachi T., Kameda S., Yamazaki A., Okano S., Nakamura M. Development of an extreme ultraviolet imaging spectrometer for the Mercury mission // *Proc. SPIE*. — 2004. — Vol. 5193 — P. 164—171.
 6. Spiller E. *Soft X-ray Optics*. — Washington: SPIE Optical Engineering Press, 1994. — 290 p.
 7. Maury H., Jonnard P., Le Guen K., Andre J.-M., Wang Z., Zhu J., Dong J., Zhang Z., Bridou F., Delmotte F., Hecquet C., Mahne N., Giglia A., Nannarone S. Thermal cycles, interface chemistry and optical performance of Mg/SiC multilayers // *The European Physical Journal B*. — 2008. — Vol. 64. — P. 193—199.
 8. Zhu J., Zhou S., Li H., Huang Q., Jiang L., Wang F., Zhang Z., Wang Z., Zhou H., Huo T. Mg-based multilayers and their thermal stabilities for EUV range // *Proc. SPIE*. — 2012. — Vol. 8168. — P. 81681C1—81681C7.
 9. Le Guen K., Hu M.-H., Andre J.-M., Jonnard P., Zhou S. K., Li H. Ch., Zhu J. T., Wang Z. S., Meny C. Development and Interfacial Characterization of Co/Mg Periodic Multilayers for the EUV Range // *The Journal of Physical Chemistry S*. — 2010. — Vol. 114. — P. 6484—6490.
 10. Zhong Q., Zhang Z., Li W., Zhu J., Wang Z., Jonnard P., Le Guen P., Yuan Y., Andre J.-M., Zhou H., Huo T. Al/Zr multilayer mirror and its thermal stability for EUV application // *Journal of Physics: Conference Series*. — 2013. — Vol. 425. — 152010 p.
 11. Windt D. L., Bellotti J. A. Performance, structure, and stability of SiC/Al multilayer films for extreme ultraviolet applications // *Applied Optics*. — 2009. — Vol. 48, No. 26. — P. 4932—4941.
 12. Windt D. L., Donguy S., Seely J., Kjornrat-anawanich B. Experimental comparison of

LITERATURA

1. Soufli R., Spiller E., Windt D. L., Robinson J. C., Gullikson E. M., Marcos L. R., Fernández-Perea M., Baker S. L., Aquila A. L., Dollar F. J., Méndez J. A., Larruquert J. I., Golub L., Boerner P. In-band and out-of-band reflectance calibrations of the EUV multilayer mirrors of the Atmospheric Imaging Assembly instrument aboard the Solar Dynamics Observatory // *Proc. SPIE*. — 2012. — Vol. 8443. — P. 84433C1—84433C12.
2. Suman M., Pelizzo M. G., Windt D. L., Nicolosi P. Extreme-ultraviolet multilayer coatings with high spectral purity for solar imaging // *Applied Optics*. — 2009. — Vol. 48, No. 29. — P. 5432—5437.
3. Wülser J.-P., Lemen J. R., Tarbell T. D., Wolfson C. J., Cannon J. C., Carpenter B. A.,

- extreme-ultraviolet multilayers for solar physics // *Applied Optics*. — 2004. — Vol. 43. — P. 1835—1848.
13. Hansen M., Anderko K. Constitution of binary alloys. — New York: McGraw-Hill, 1991. — 1305 p.
 14. Zhuravel' I. A., Bugaev E. A., Voronov D. L., Kondratenko V. V. Izmenenie struktury i opticheskikh svoystv mnogoslojnyh rentgenovskih zerkal C/Si pri nagreve // *Metallofizika i novejschie tehnologii*. — 2013. — Vol. 35, No. 7. — P. 987—997.
 15. Barbee T. W. Multilayers for X-ray Optics // *Optical Engineering*. — 1986. — Vol. 25, No. 8. — P. 899—915.
 16. Attwood D. T., Henke B. L. Low energy X-ray diagnostics New York: American Institute of Physics, 1981. — 394 p.
 17. Jackson J. D. Classical electrodynamics, 2nd edn. — New York: John Wiley and Sons, 1975. — 880 p.
 18. Zhuravel I. O., Bugayev Ye. A., Konotopsky L. E., Zubarev E. M., Sevryukova V. A., Kondratenko V. V. Structural transformations in C/Si multilayer after annealing // *Physical surface engineering* — 2012. — Vol. 10, No. 3. — P. 314—318.
 19. Kondratenko V. V. Thermal stability of multilayer X-ray mirrors for wavelength range $4.47 < \lambda < 6.76$ nm // *Functional Materials*. — 1997. — Vol. 4, No. 4. — P. 481—486.
 20. Bugaev E. A., Zubarev E. N., Kondratenko V. V., Fedorenko A. I. Rentgenovskie zerkala povyshennoj termicheskoj stojkosti dlya diapazona dlin voln $4,47 < \lambda < 6,76$ nm // *Nacional'naya konferenciya po primeneniyu rentgenovskogo i sinhrotronnogo izluchenij, nejtronov i `elektronov dlya issledovaniya materialov. Sbornik dokladov. (Dubna)*. — 1997. — Vol. 2. — P. 268—274.
 21. Ferrari A. C., Robertson J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon // *Physical Review B*. — 2000. — Vol. 61, No. 20. — P. 14095—14107.
 22. Voronov D. L., Zubarev E. N., Kondratenko V. V., Pershin Yu.P., Sevryukova V. A., Bugayev Ye. A. Study of fast diffusion species in Sc/Si multilayers by W-based marker analysis // *Thin Solid Films*. — 2006. — Vol. 513, No. 1—2. — P. 152—158.
 23. Charai A., Boulesteix C. Visualization and study of the shape and size of very small coherent precipitates by a phase contrast method // *Physica Status Solidi (a)*. — 1983. — Vol. 80, No. 4. — P. 333—341.
 24. Chung C. K., Wu B. H., Chen T. S., Peng C. C., Lai C. W. Thickness effect on the formation of SiC nanoparticles in sandwiched Si/C/Si and C/Si multilayers // *Thin Solid Films*. — 2009. — Vol. 517. — P. 5867—5871.
 25. Chung C. K., Wu B. H. Thermally induced formation of SiC nanoparticles from Si/C/Si multilayers deposited by ultra-high-vacuum ion beam sputtering // *Nanotechnology*. — 2006. — Vol. 17. — P. 3129—3133.
 26. Mirkin L. I. Spravochnik po rentgenostruktturnomu analizu polikristallov — M.: Gosudarstvennoe izdatel'stvo fiziko-matematicheskoy literatury, 1961. — 863 p.
 27. Calcagno L., Musumeci P., Roccaforte F., Bongiorno C., Foti G. Crystallisation mechanism of amorphous silicon carbide // *Applied Surface Science*. — 2001. — Vol. 184. — P. 123—127.