

06
Структурно-фазовые превращения в многослойной пленочной системе C/Si при отжиге

© И.А. Журавель, Е.А. Бугаев, Л.Е. Конотопский, В.А. Севрюкова, Е.Н. Зубарев, В.В. Кондратенко

Харьковский политехнический институт,
61002 Харьков, Украина
e-mail: igor_zhuravel@mail.ru

(Поступило в Редакцию 19 июля 2013 г.)

Методами малоугловой рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии поперечных срезов изучена эволюция структуры многослойных периодических композиций C/Si. На межслоевых границах C/Si и Si/C в исходном состоянии обнаружены перемешанные зоны различной плотности толщиной 0.6–0.65 nm. Исследовано влияние отжига на толщину, плотность и фазовый состав слоев и перемешанных зон в диапазоне температур 300–1050°C. Установлены две стадии изменения периода многослойной композиции при нагреве. При температурах до 700°C происходит увеличение периода, при дальнейшем нагреве период уменьшается. Разрушение композиции начинается со слоев кремния, в которых формируются поры и нанокристаллы кубического 3C-SiC при 900°C. Полное разрушение слоистой структуры композиции происходит при $T > 1000^\circ\text{C}$.

Введение

Интерес к пленочным функциональным материалам в виде многослойных композиций с толщинами слоев 1–10 nm сохраняется на протяжении многих лет. Особое место занимают многослойные периодические покрытия (МПП), на основе которых была создана и в настоящее время развивается многослойная рентгеновская оптика [1]. При этом для ряда областей применения рентгеновской оптики, в частности в астрофизике, а также в связи с разработкой новых источников рентгеновского излучения, таких как лазер на свободных электронах [2], генераторы высоких гармоник [3] и капиллярные лазеры [4], важным является вопрос термической и радиационной стойкости МПП [5,6].

К настоящему времени многослойная оптика нормального падения на основе высокоотражающих зеркал Mo/Si была успешно применена в астрофизике для создания телескопов, гелиоспектрометров и коронографов с целью проверки теоретических моделей солнечной короны [7–10]. Одним из наиболее информативных диапазонов длин волн для излучения солнечной плазмы является интервал 17–35 nm, в котором лежат спектральные линии ионов He, Fe, Ca, Si и O. Для этого волнового диапазона был расширен круг материалов для изготовления зеркал: Si/B₄C [11], C/Si и SiC/Si [12], SiC/Mg [13] и некоторые другие. Однако вопросу стойкости таких зеркал при нагреве не было уделено достаточно внимания и порог их термической стабильности и механизм разрушения остались неизвестными.

В настоящей работе исследуются термическая стойкость и структурные превращения в пленочной системе C/Si. Выбор этой системы для исследований был обусловлен не только интересом к ней как к потенциально стойкому рентгенооптическому покрытию. Многообещающим выглядит использование системы C/Si для изготовления антифрикционных пленочных покрытий —

двуслойные пленки C/Si способны обеспечить низкий коэффициент трения, демонстрируя при этом хорошую износостойкость [14]. Создание именно таких покрытий с низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью требуют микромеханизмы для микроэлектроники [15,16]. Кроме того, многослойные пленочные покрытия C/Si могут быть использованы для синтеза наночастиц карбида кремния при относительно низких (700–900°C) температурах [17,18], что представляет интерес при создании датчиков излучения, элементов высокоомощной и оптоэлектроники [19].

Таким образом, исследование структуры, фазового состава и структурно-фазовых превращений, происходящих в системе при различных температурах, имеет существенное значение для всех сфер применения, указанных выше, и дает возможность получить функциональное покрытие с новыми свойствами.

1. Экспериментальная часть

МПП C/Si с толщиной слоев углерода и кремния по 7.5 nm каждый наносились методом прямого магнетронного распыления в среде аргона на полированные подложки из плавленого кварца и монокристаллического (100) кремния. В качестве мишеней использовались графитовый (99.99%) и кремниевый (99.999%) диски диаметром 100 mm. Вакуумная камера предварительно прогревалась и откачивалась до давления 10^{-3} Pa, давление аргона во время осаждения поддерживалось на уровне 0.27 Pa. Толщина слоев контролировалась путем задания скорости транспортировки подложки над мишенями и определялась временем ее экспозиции над соответствующей мишенью исходя из скоростей осаждения 0.08 и 0.1 nm/s для C и Si соответственно. Подложка перед осаждением очищалась пучком ионов аргона ($U \approx 1000$ V, $I = 7$ mA, $t = 10$ m). В процессе

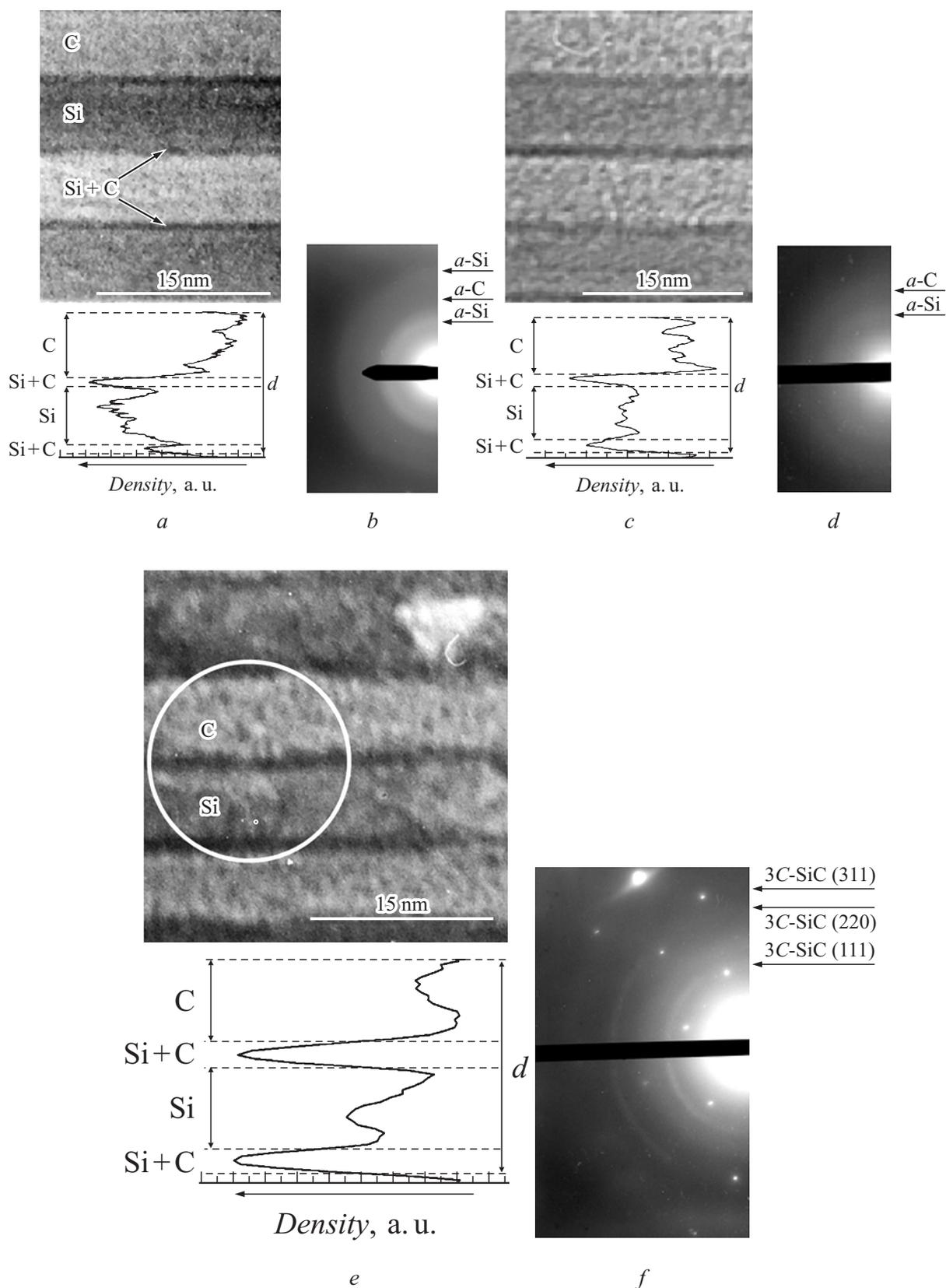


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения поперечного среза и электронная микродифракция МПП C/Si с периодом $d = 15$ nm: *a, b* — в исходном состоянии; *c, d* — после отжига при 650°C ; *e, f* — после отжига при 950°C . Под электронно-микроскопическими изображениями приведены данные фотометрирования одного периода МПП.

нанесения многослойного покрытия температура подложки не превышала 50°C.

Съемка кривых малоугловой рентгеновской дифракции проводилась в $\theta/2\theta$ -геометрии на дифрактометре ДРОН-3М в излучении $\text{Cu-K}\alpha_1$ (0.15406 nm). Расходимость пучка 0.1 mrad обеспечивалась кососрезанным кремниевым (110) монохроматором. Расчет теоретических кривых рентгеновской дифракции и их подгонка к экспериментальным данным проводились на основе метода рекуррентных соотношений [20,21] с использованием формул Френеля [22].

Для получения электронно-микроскопических изображений поперечных срезов и электронной микродифракции использовался просвечивающий электронный микроскоп ПЭМ-У. Величина ускоряющего напряжения составляла 100 kV.

Фотометрирование электронно-микроскопических изображений, зафиксированных на пленке KODAK Electron Microscopy Film 4489, осуществлялось при помощи слайд-модуля сканера HP Scanjet G4050 с разрешением 1200 pixels/inch. Учет переменной вуали, связанной с клиновидной формой образца, а также статистическая обработка данных осуществлялись при помощи пакета анализа данных и технической графики Origin®.

Отжиг образцов проводился в вакуумной печи, оснащенной шестью галогенными лампами мощностью 500 W при давлении $\sim 10^{-3}$ Pa, в диапазоне температур 300–1050°C. Продолжительность каждого отжига составляла 2 h.

2. Результаты и их обсуждение

В исходном состоянии многослойное покрытие представляет собой строго чередующиеся слои углерода и кремния, разделенные сплошными прослойками перемешанных зон (рис. 1, *a*). Электронная микродифракция указывает на то, что структура всех слоев аморфная (рис. 1, *b*). На электронно-микроскопическом изображении возникают контраст за счет различия в плотности материалов слоев и фазовый контраст за счет недофокусировки объективной линзы. Фотометрирование электронно-микроскопических снимков (рис. 1, *a*, нижний ряд) позволяет качественно сравнить плотности слоев и перемешанных зон. Легко заметить, что перемешанные зоны, имея равную толщину, отличаются по плотности. Плотность углеродных слоев меньше плотности перемешанных зон, а слой кремния по плотности занимает промежуточное положение между двумя зонами. Эти данные, а также примерная оценка толщины слоев по увеличению снимка были использованы в качестве исходных для подгонки спектра малоугловой рентгеновской дифракции (рис. 2, *a*). Интерференционная природа отражения рентгеновских лучей от многослойного покрытия позволяет получить более точные значения толщины и плотности слоев и перемешанных

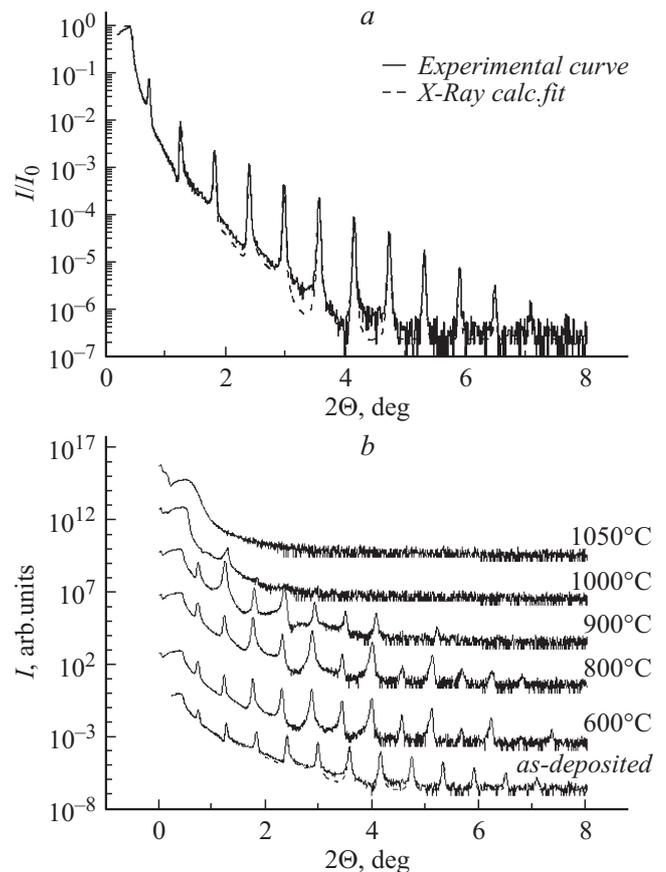


Рис. 2. Спектры малоугловой рентгеновской дифракции пленочного покрытия C/Si в исходном состоянии (*a*) и при различных температурах отжига (*b*).

зон в МПП C/Si. Результаты подгонки кривой малоугловой рентгеновской дифракции в исходном состоянии приведены в таблице.

На границах раздела слоев C-на-Si и Si-на-C образовались перемешанные зоны размером 0.65 и 0.6 nm, что согласуется с более ранними исследованиями [23] и имеющими плотность 2.75 и 2.4 g/cm³, т.е. по результатам моделирования обе зоны плотнее слоя кремния. При этом плотность перемешанных зон ниже плотности единственного существующего в этой системе карбида SiC (3.1–3.2 g/cm³ в зависимости от модификации) [24]. Хорошее совпадение экспериментальных и расчетных интерференционных максимумов как по интенсивности, так и по ширине свидетельствует о высоком совершен-

Толщина, плотность и шероховатость слоев МПП C/Si в исходном состоянии

Число слоев N	Слой	Толщина слоя z , nm	Плотность ρ , g/cm ³	Шероховатость σ , nm
20	C	7.06	2.12	0.75
	Si + C	0.65	2.75	0.34
	Si	6.73	2.27	0.50
	Si + C	0.60	2.40	0.73

стве периодической структуры и отсутствии дрейфа ее периода. Границы раздела в МПП C/Si достаточно резкие, их шероховатость составляет 0.3–0.7 nm. Значения достаточно низкие в сравнении с периодом композиции ($d = 15$ nm) и позволяют ожидать высокий коэффициент отражения излучения с длиной волны ~ 30 nm при нормальном падении.

Период МПП, полученный в эксперименте, оказался меньше величины, рассчитанной исходя из скоростей осаждения компонентов, на 0.5 nm. Таким образом, формирование перемешанных зон происходит с уменьшением объема МПП, что наблюдалось в других пленочных композициях на основе кремния [25]. Имеющиеся данные по толщине, плотности слоев и изменению объема МПП позволяют [26] оценить среднее отношение числа атомов углерода к атомам кремния в обеих перемешанных зонах, как 3:2. Карбид SiC практически не имеет зоны гомогенности [24], поэтому приведенные данные косвенно свидетельствуют о радиационном характере формирования перемешанных зон.

Пленочные композиции, получаемые распылительными методами, в исходном состоянии обычно представляют собой неравновесные системы как с точки зрения структурной, так и фазовой неравновесности. Поэтому при отжиге следует ожидать процессы структурного упорядочения и фазообразования. Механизмы разрушения МПП переходной металл/углерод и металл/кремний при нагреве совершенно разные. Основной причиной деградации МПП на основе углерода являются процессы низкотемпературной графитизации аморфного углерода и межслоевой агломерации металлических слоев [27]. Композиции металл/кремний разрушаются в результате межслоевого взаимодействия с образованием аморфных силицидов и их последующей кристаллизации [28]. В первом случае период и отражательная способность МПП возрастают, а во втором уменьшаются в температурном интервале существования многослойной структуры. Многослойные наноконпозиции C/Si не исследовались при нагреве выше 300°C, и механизм их разрушения представляет несомненный интерес.

Отжиг МПП C/Si в температурном интервале 300–1050°C и анализ спектров малоугловой дифракции рентгеновских лучей (рис. 2, *b*) позволили получить температурные зависимости периода композиции, плотности и толщины слоев (рис. 3). Данные по плотности и толщине слоев приведены для температурного интервала 300–800°C, поскольку формулы Френеля, написанные для случая резкого раздела двух сред с различными коэффициентами преломления, надежно применимы только в случае однородных слоев и резких межслоевых границ. В температурном интервале 800–1000°C надежно определить было возможно только период композиции.

Как видно на рис. 3, *b*, *c*, изменения толщины слоев несут монотонный характер, а периода МПП нет (рис. 3, *a*). На зависимости периода МПП от температуры $d(T)$ наблюдается две стадии: период d возрастает

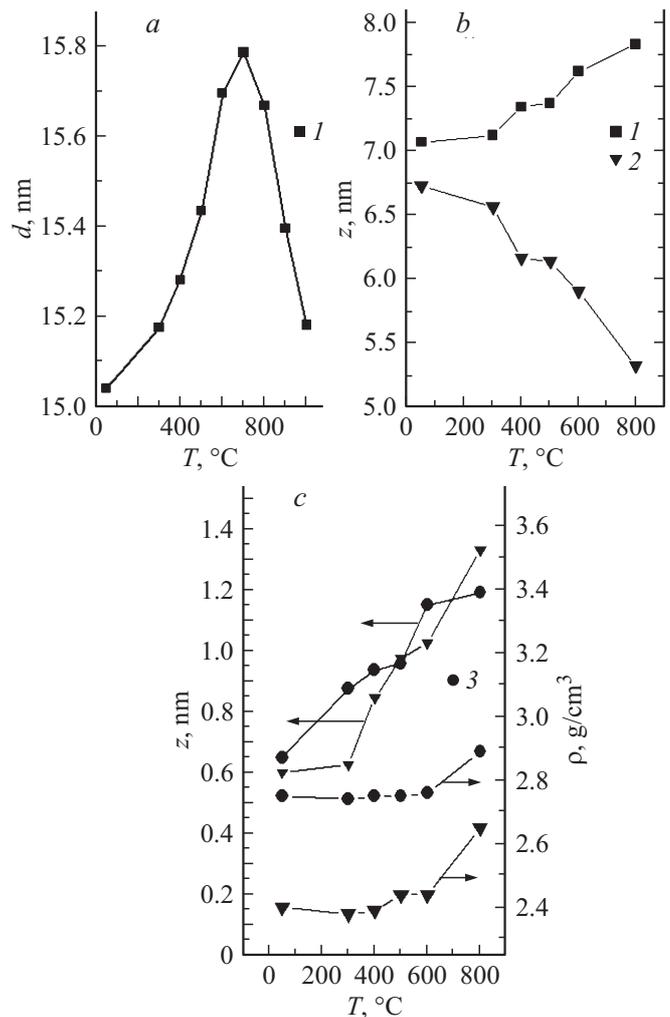


Рис. 3. Температурная зависимость: *a* — периода d (1), *b* — толщины z слоев углерода (1) и кремния (2), *c* — толщины z и плотностей ρ перемешанных зон (3 — C-на-Si, 2 — Si-на-C) в МПП C/Si.

при отжиге до 700°C на 4.9%, а затем падает на 3.8% к 1000°C.

Изменение периода МПП при нагреве является суммарным итогом изменения толщины составляющих период слоев. Как видно из рис. 3, *b* на первой стадии происходит рост толщины слоя углерода (на ~ 0.8 nm) и толщины обеих перемешанных зон (суммарно на ~ 1.3 nm). В то же время толщина слоя кремния уменьшается (на ~ 1.15 nm). Было бы логично, если бы увеличение толщины перемешанных зон сопровождалось уменьшением толщины как кремниевого слоя, так и углеродного, как это имеет место, например, в металл-кремниевых системах [25]. Изменения толщины составляющих слоев МПП C/Si с ростом температуры можно объяснить, если предположить, что при отжиге происходит два процесса. Первый — кремний поступает на границу C/Si_xC_y и Si_xC_y/C и взаимодействует с углеродом, образуя аморфный карбид. В литературе известен такой механизм формирования карбида кремния [29].

Второй — кремний активирует процессы графитизации в аморфной фазе углерода, т.е., так же как и переходные металлы Ni, Cr и Co, оказывает на этот процесс каталитическое влияние [30,31]. Графитизация аморфного углерода в пленочной системе Si-C обнаруживалась методом комбинационного рассеяния света при температуре 700°C [27]. Наши данные позволяют заключить, что процесс графитизации аморфного углерода начинается при $T > 300^\circ\text{C}$. Таким образом, процесс графитизации, сопровождающийся ростом толщины углеродного слоя, предопределяет увеличение периода на первой стадии отжига. На второй стадии уменьшение периода, по-видимому, обусловлено увеличением плотности перемешанных зон (рис. 3, c), что сопровождается дополнительным расходом кремния (рис. 3, b).

Отсутствие данных по изменению толщины слоев, составляющих МПП при температуре выше 800°C, затрудняет возможность однозначно установить причину уменьшения периода при высоких температурах.

Увеличение толщины перемешанных зон при отжиге визуально можно наблюдать на электронно-микроскопическом изображении (рис. 1, c). Данные фотометрирования электронно-микроскопических снимков и результаты моделирования кривых отражения свидетельствуют о том, что изменения толщины и плотности перемешанных зон при нагреве имеют некоторые особенности. Во-первых, увеличение их толщины происходит без существенного изменения плотности вплоть до 600°C (рис. 3, c). Во-вторых, менее плотная зона Si-на-C представляет более стойкий диффузионный барьер: начало увеличения ее толщины сдвинуто вверх по температуре на 100°C, и зоны становятся равными только при температуре 500°C. В третьих, плотность перемешанных зон на второй стадии отжига начинает расти с тенденцией к сближению. Результаты фотометрирования участка, отмеченного светлым кольцом на электронно-микроскопическом изображении (рис. 1, e), свидетельствуют об их близкой плотности и толщине $\sim 1.5\text{ nm}$ после отжига 950°C.

Как отмечено выше, высокий уровень периодичности в МПП C/Si сохраняется вплоть до температуры 800°C. На спектрах малоугловой дифракции до этой температуры отсутствуют качественные изменения (рис. 2, b). Дифракционный спектр существенно меняется при температуре 900°C.

Вид дифракционной кривой после отжига при 900°C (рис. 2, b) позволяет сделать некоторое заключение об особенностях структуры МПП. Хорошо видно, что на картине рентгеновской дифракции нечетные брэгговские максимумы с $n = 1, 3$ меньше по интенсивности четных максимумов с $n = 2, 4$. Такой характер можно объяснить резким уменьшением плотности слоев кремния и ростом плотности перемешанных зон. В этом случае плотные перемешанные зоны чередуются с периодом в 2 раза меньшим, чем исходный период МПП, и интерференция рентгеновских лучей, рассеянных перемешанными зонами и „легкими“ слоями углерода и кремния, формирует

такую на первый взгляд необычную дифрактограмму. Картины рентгеновской дифракции, в которых четные гармоники существенно превышали нечетные, наблюдались нами при исследовании пленочной системы Sc/Si с вольфрамовыми диффузионными барьерами. Нанесение „тяжелых“ слоев вольфрама на границы раздела „легких“ скандия и кремния приводило к аналогичному явлению [28].

Электронно-микроскопическое исследование поперечных срезов МПП в режимах светлого и темного полей позволило установить особенности произошедших структурно-фазовых изменений. Как следует из данных электронной дифракции (рис. 1, f), произошло формирование кристаллов кубического карбида кремния. Эти кристаллы имеют размер 3.5–4.5 nm и расположены, как следует из темнопольного изображения, полученного в рефлексе (111 — 3C-SiC), внутри слоя кремния. Такие данные противоречат интерпретации особенностей спектра малоугловой дифракции о пониженной плотности кремниевых слоев. Однако наряду с нанокристаллами карбида кремния в слоях кремния наблюдаются области пониженной плотности (показаны цифрами 1–3). При изменении фокусировки объективной линзы электронного микроскопа происходит смена контраста в

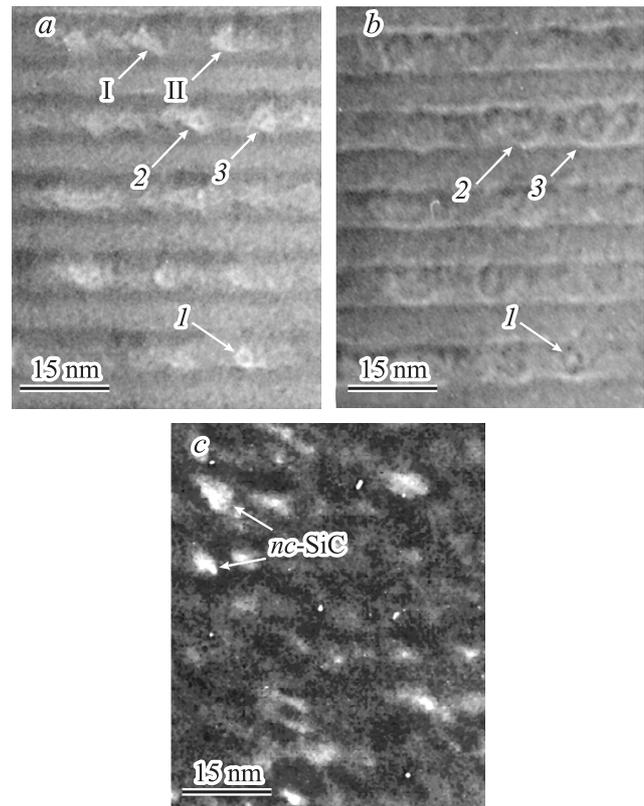


Рис. 4. Электронно-микроскопические изображения поперечного среза МПП C/Si после отжига при 950°C при недофокусировке (a), при перефокусировке (b) и в темном поле (c). Арабскими цифрами (1–3) обозначены поры в кремниевом слое. Римскими цифрами (I, II) обозначены поры, имеющие огранку.

некоторых областях слоя кремния. При недофокусе (рис. 4, *a*) эти области светлые, а при перефокусировке (рис. 4, *b*) они более темные по сравнению с соседними участками. Такая смена контраста характерна для малых образований, которые имеют меньшую плотность по сравнению с матрицей, например, для мелких пор [32]. Наблюдаемая огранка пор (I, II) может соответствовать огранке бывших кристаллитов кремния, материал из которых ушел на образование *nc*-SiC. Наличие пор обуславливает понижение средней плотности кремниевого слоя, несмотря на формирование более плотного по сравнению с кремнием карбида кремния. Необходимо отметить, что образование пор наблюдалось при формировании кубического SiC в результате диффузии углерода в монокристаллический кремний [33–35]. При этом в точно таких же условиях в аморфном кремнии образования кубического карбида кремния не наблюдается [36].

Нагрев до температур выше 900°C сопровождается разрушением периодичности. При температуре 1000°C сохраняется только первый дифракционный максимум, который при увеличении температуры до 1050°C также исчезает (рис. 2, *a*).

Заключение

МПП C/Si с периодом 15 nm в исходном состоянии представляет собой четырехслойную структуру с перемешанными зонами на границах раздела между углеродом и кремнием. Зоны имеют толщину 0.6–0.65 nm и различаются по плотности. С увеличением температуры величина периода МПП растет, после 700°C снижается. Увеличение периода связано с ростом толщины углеродных слоев за счет его графитизации.

После отжига при температуре 950°C слои исходного кремния содержат нанокристаллы кубического карбида кремния, аморфный кремний и поры. Процесс образования карбида кремния идет неоднородно как по толщине покрытия, так и в пределах одного слоя (рис. 4). Это свидетельствует о том, что процесс формирования карбида растянут по температуре и начинается при более низких температурах, например, при 700–750°C, когда происходит уменьшение периода МПП. Наличие аморфных участков в слое кремния МПП при отжиге 950°C (рис. 1, *e*) косвенно свидетельствует о том, что именно кристаллизация кремния является необходимым условием диффузии углерода в слой кремния и образования кубического 3C-SiC. Эти и другие вопросы, связанные с детализацией процессов структурных и фазовых превращений при температурах выше 700°C, являются предметом дальнейших исследований.

МПП C/Si сохраняет высокий уровень периодичности слоев до температур 800°C, что делает их перспективными для создания термически стойких рентгенооптических элементов.

Список литературы

- [1] *Spiller E.* Soft X-ray Optics. Washington: SPIE Optical Engineering Press, 1994. 278 p.
- [2] *Brian W.J. McNeil, Neil R. Thompson* // Nature Photonics. 2010. Vol. 4. P. 814–821.
- [3] *Popmintchev T., Chen M.-C., Arpin P., Murnane M.M., Kapteyn H.C.* // Nature Photonics. 2010. Vol. 4. P. 822–832.
- [4] *Urbanski L., Marconi M.C., Meng L.M., Berrill M., Guilbaud O., Klisnick A., Rocca J.J.* // Phys. Rev. 2012. Vol. 85. P. 033 837 (1–6).
- [5] *Pershyn Y.P., Zubarev E.N., Voronov D.L., Sevryukova V.A., Kondratenko V.V., Vaschenko G., Grisham M., Menoni C.S., Rocca J.J., Artiukov I.A., Uspenskii Y.A., Vinogradov A.V.* // J. Phys. D: Appl. Phys. 2009. Vol. 42. P. 125 407 (1–11).
- [6] *Modi M.H., Rai S.K., Idir M., Schaeffers F., Lodha G.S.* // Opt. Express. 2012. Vol. 20. N 14. P. 15 114–12 120.
- [7] *Louis E., Yakshin A.E., Tsarfati T., Bijkerk F.* // Progr. Surf. Sci. 2011. Vol. 86. P. 255–294.
- [8] *Бейгман И.Л., Боженков С.А., Житник И.А., Кузин С.В., Толстихина И.Ю., Урнов А.М.* // Письма в астроном. журн. 2005. Т. 31. № 1. С. 39–58.
- [9] *Шестов С.В., Боженков С.А., Житник И.А., Кузин С.В., Урнов А.М., Бейгман И.Л., Горяев Ф.Ф., Толстихина И.Ю.* // Письма в астроном. журн. 2008. Т. 34. № 1. С. 38–57.
- [10] *Berghmans D., Hochedeza J.F., Defiseb J.M., Lecath J.H., Niculaa B., Slemzine V., Lawrencea G., Katsyiannisa A.C., Van der Lindena R., Zhukova A., Clettea F., Rochusb P., Mazyb E., Thibertb T., Nicolosic P., Pelizzoc M.-G., Schuhled. U.* // Advan. Spac. Res. 2006. Vol. 38. N 8. P. 1807–1811.
- [11] *Frassetto F., Garoli D., Monaco G., Nicolosi P., Pascolini M., Pelizzo M.G., Mattarello V., Patelli A., Rigato V., Giglia A., Nannarone S., Antonucci E., Fineschi S., Romoli M.* // Proc. SPIE. 2005. Vol. 5901. P. 59010L1–59010L12.
- [12] *Windt D.L., Donguy S., Seely J., Kjornrattanawanich B.* // Appl. Opt. 2004. Vol. 43. N 9. P. 1835–1848.
- [13] *Zhu J., Wang Z., Zhang Z., Wang F., Wang H., Wu W., Zhang S., Xu D., Chen L., Zhou H., Huo T., Cui M., Zhao Y.* // Appl. Opt. 2008. Vol. 47. N 13. P. 310–314.
- [14] *Penkov O.V., Bugayev Ye.A., Zhuravel I., Kondratenko V.V., Amanov A., Kim D.-E.* // Tribol. Lett. 2012. Vol. 48. P. 123–131.
- [15] *Woo Y., Kim S.-H.* // J. Mechanic. Sci. Technol. 2011. Vol. 25. P. 1017–1022.
- [16] *Sung I.-H., Kim D.-E.* // Tribol. Lett. 2004. Vol. 17. N 4. P. 835–844.
- [17] *Riviere J.P., Zaytouni M., Denanot M.F., Allain J. et al.* // Mater. Sci. Engineer. B. 1995. Vol. 29. N 1–3. P. 105–109.
- [18] *Chung C.K., Lai C.W., Peng C.C., Wu B.H.* // Th. Sol. Film 2008. Vol. 517. N 3. P. 1101–1105.
- [19] *Chung C.K., Chen T.Y., Lai C.W.* // J. Nanoparticle Research. 2011. Vol. 13. N 10. P. 4821–4828.
- [20] *Atwood D.T., Henke B.L.* // Low energy X-ray diagnostics. AIP Conf. Proceedings. 1981. Vol. 75. P. 280–285.
- [21] *Barbee T.W.* // Opt. Engineering. 1986. Vol. 25. P. 899–915.
- [22] *Jackson J.D.* Classical electrodynamics, 2nd edn. N.Y.: John Wiley and Sons, 1975. 880 p.
- [23] *Grigonis M., Knystautas E.J.* // Appl. Opt. 1997. Vol. 36. N 13. P. 2839–2842.

- [24] Hansen M., Anderko K. Constitution of binary alloys. NY: McGraw-Hill, 1991. 1305 p.
- [25] Зубарев Е.Н. // УФН. 2011. Т. 181. № 5. С. 491–520.
- [26] Девизенко А.Ю., Бугаев Е.А., Кондратенко В.В., Зубарев Е.Н., Воронов Д.Л., Копылец И.А. // Сб. тр. Харьковской нанотехнологической Ассамблеи. Харьков, 2006. Т. 2. С. 100–105.
- [27] Chung C.K., Wu B.H. // Th. Sol. Film. 2006. Vol. 515. P. 1985-1991.
- [28] Voronov D.L., Zubarev E.N., Kondratenko V.V., Pershin Yu.P., Sevryukova V.A., Bugayev Ye.A. // Th. Sol. Film. 2006. Vol. 513. N 1–2. P. 152–158.
- [29] Graul J., Wagner E. // Appl. Phys. Lett. 1972. Vol. 27. N 2. P. 67–69.
- [30] Кондратенко В.В. // Функциональные материалы. 1997. Т. 4. № 4. С. 481–486.
- [31] Бугаев Е.А., Зубарев Е.Н., Кондратенко В.В., Федоренко А.И. // Национальная конф. по применению рентгеновского и синхротронного излучений, нейтронов и электронов для исследования материалов. Дубна, 1997. Т. 2. С. 268–274.
- [32] Charai A., Boulesteix C. // Phys. Stat. Sol. A. 1983. Vol. 80. N 4. P. 333–341.
- [33] Scholz R., Gosele U., Niemann E., Wischmeyer F. // Appl. Phys. A. 1997. Vol. 64. P. 115–125.
- [34] Jinschek J., Kaiser U., Richter W. // J. Electr. Microscopy. 2001. Vol. 50. N 1. P. 3–8.
- [35] Kim K.C., Park C.I., Roh J.I., Nahm K.S., Seo Y.H. // J. Vacuum Sci. Technol. A. 2001. Vol. 19. P. 2636–2642.
- [36] Chung C.K., Chen T.Y., Lai C.W. // Scripta Materialia. 2011. Vol. 65. P. 432–435.