

**Конденсирленген
күй физикасы
және материалтану
проблемалары**

**Физика
конденсированного
состояния и проблемы
материаловедения**

**Condensed
Matter
Physics and Materials
Science Problems**

УДК 539.216.2:538.975

И.К. Бейсембетов, К.Х. Нусупов,
Н.Б. Бейсенханов*, С.К. Жариков, Б.К. Кенжалиев,
Т.К. Ахметов, Б.Ж. Сеитов

Казахстанско-Британский технический университет, Казахстан, г. Алматы
*E-mail: beisen@mail.ru

Ионный синтез и свойства пленок карбида кремния и углерода

Линейный характер уменьшения количества Si-C-связей в однородных слоях карбида кремния на кремнии с увеличением длительности изотермического (1200°C) отжига свидетельствует о независимости скорости распада SiC от степени удаленности фронта окисления от поверхности пленки. Смещение минимума SiC-пика ТО-фононов в область выше 800 см⁻¹, уменьшение амплитуды и исчезновение пика LO-фононов в ИК-спектрах в процессе длительного отжига трактуются малыми размерами кристаллитов. Методом рентгеновской рефлектометрии определены параметры алмазоподобной углеродной пленки, полученной магнетронным распылением.

Ключевые слова: карбид кремния, ионная имплантация, структура, кристаллизация.

И.К. Бейсембетов, К.Х. Нусупов, Н.Б. Бейсенханов,
С.К. Жариков, Б.К. Кенжалиев, Т.К. Ахметов, Б.Ж. Сеитов

Иондық синтез және көміртегі мен кремний карбиді пленкаларының қасиеттері

Изотермиялық күйдіру (1200°C) ұзактылығының артуымен кремний бетіндегі кремний карбидінің біртекті қабаттарындағы Si-C байланыстар мөлшері кемуінің сызқты сипаты SiC ыдырау жылдамдығы тотығу фронтының пленка бетінен қашықтау дәрежесіне тәуелсіз екендігін көрсетеді. Ұзақ уақыт күйдіру процесінде ИК-спектрлердегі LO-фонондар шыңының амплитудасының кемуі және жойылуы, ТО-фонондарда SiC-шындарының минимумының 800 см⁻¹ аймақтан жоғары ығысуы кристаллиттердің кіші өлшемдерімен талқыланды. Рентгендік рефлектометрия әдісімен магнетрондық ыдырату арқылы алынған алмазтекті көміртегілік пленканың параметрлері анықталды.

Түйін сөздер: кремний карбиді, иондық имплантация, құрылым, кристалдану.

I.K. Beisembetov, K.Kh. Nussupov, N.B. Beisenkhanov,
S.K. Zharikov, B.K. Kenzhaliev, T.K. Akhmetov, B.Zh. Seitov

Ion synthesis and properties of the films of silicon carbide and carbon

A linear behavior of an decrease of number of Si-C-bonds in homogeneous layers of silicon carbide in silicon with an increase of duration of isothermal (1200°C) annealing evident about independence of the SiC decay rate on the depth of the oxidation front. The shift of the minimum of the peak of IR transmission up to to 820 cm⁻¹, the decrease of the amplitude of the LO-phonon peak and its subsequent disappearance in IR spectra during long-term annealing are explained by the small sizes of crystallites. The parameters of diamond-like carbon film deposited by magnetron sputtering are determined by X-ray reflectometry.

Key words: silicon carbide, ion implantation, structure, crystallization.

Введение

Преимущества карбида кремния, такие как высокая твердость (4-е место после алмаза) [1], высокие химическая и радиационная стойкость, высокая температура плавления, и др. стали основой его широкого применения как в микроэлектронике [2, 3], так и в качестве жаростойких и абразивных материалов, используемых для конструкций передней стенки термоядерных реакторов, в покрытиях корпуса космических кораблей типа «Спейс Шаттл» [4], при изготовлении буров и нарезных дисков из SiC и т.д. Полевые транзисторы, диоды и другие электронные приборы на основе SiC обладают рядом преимуществ, среди которых – возможность работы при температурах до 600°C, высокие быстродействие и радиационная стойкость [5, 6]. Синтез карбида кремния высокодозовой имплантацией ионов углерода в кремний представляет значительный интерес ввиду широкого применения карбида кремния в полупроводниковой микроэлектронике [5-15], например, для создания покрытий и изолирующих слоев SiC при изготовлении интегральных схем. Кристаллические пленки β -SiC на SiO₂ могут быть получены многократной имплантацией ионов C в Si и селективным окислением верхнего слоя Si [10]. Формирование этим методом наноструктурированных систем, содержащих включения нанокристаллов и кластеров Si, SiC и C в SiO₂, обеспечивает за счет размерных эффектов люминесценцию во всей видимой области спектра [11].

Способность карбида кремния к окислению с образованием SiO₂ может найти применение в устройствах, которые могут быть легко изготовлены на подложке Si (мощные МОП-транзисторы (power MOSFET), МОП-

управляемые тиристоры и т.д.) [16]. В работе [16] сообщается о росте по параболическому закону толщины термического оксида в зависимости от длительности окисления, а наклон кривых растет с увеличением температуры.

В данной работе рассматриваются различные аспекты синтеза и распада кристаллитов и кластеров SiC при длительной высокотемпературной обработке (1200°C) для слоев с высокой концентрацией углерода на подложках кремния ориентации (100) и (111). Методом магнетронного распыления синтезированы алмазоподобные пленки на подложке Si.

Экспериментальная часть

Условия имплантации ионов углерода в кремний были аналогичны описанному в [12, 13]. Имплантация ионов ¹²C⁺ с энергиями 40, 20, 10, 5 и 3 кэВ (Таблица 1) была произведена при температуре 20°C в монокристаллические подложки Si ориентации (100) и (111) размером 7x7x0,3 мм³ с удельным сопротивлением 4–5 и 10 Ом·см, соответственно. Для предотвращения разогрева образца плотность ионного тока выдерживалась ниже 3 мкА/см² и температура образцов во время имплантации не превышала 20°C. Постимплантационный отжиг образцов был выполнен в вакууме в интервале температур 200-1200°C в течение 30 мин с шагом 200°C. Затем, пленки SiC подвергались длительному изотермическому отжигу при температуре 1200°C в атмосфере инертного газа (Ar) и снимались ИК-спектры пропускания при угле 73° к нормали к поверхности образца в дифференциальном режиме на двухлучевом инфракрасном спектрометре UR-20 (400–5000 см⁻¹). Для этого в рабочую камеру спектрометра был вмонтирован вал, на котором закреплялись держатели образцов [12, 13].

Таблица 1 – Значения энергии E, дозы D, проективного пробега R_p(E) и среднего квадратичного отклонения $\Delta R_p(E)$ [17] для ионов ¹²C⁺ в Si, использованные при конструировании прямоугольного профиля распределения SiC_{0,7}

E, кэВ		40	20	10	5	3
D(SiC _{0,7}), 10 ¹⁷ см ⁻²		2,80	0,96	0,495	0,165	0,115
Профиль N _c (Gibbons) [17]	R _p (E), нм	93,0	47,0	24,0	12,3	7,5
	$\Delta R_p(E)$, нм	34,0	21,0	13,0	7,0	4,3

Углеродные тонкие пленки были осаждены методом реактивного магнетронного рас-

пыления с использованием системы ARC 2000 на кремниевые подложки при температуре

75°C. Для распыления была использована графитовая мишень диаметром ~ 50 мм и толщиной 3 мм. Параметры режима магнетронного распыления были: катодное напряжение $U_k = 470$ В, ток ионного пучка $I_{\text{ион}} = 35$ мА и давление аргона в камере ~ 1 Па.

Параметры углеродных пленок были исследованы методом рентгеновской рефлектометрии при малых углах скольжения θ путем регистрации угловой зависимости коэффициента отражения с использованием двух спектральных линий CuK_α (0,154 нм) и CuK_β (0,139 нм) на установке "CompeXRay C6". Селекция спектральных линий CuK_α и CuK_β из полихроматического спектра осуществлялась с помощью полупрозрачного и объемного монохроматоров из пиролитического графита с углом мозаичности $0,5^\circ$ [18, 19].

Результаты и их обсуждение

На рис.1 приведены спектры ИК-пропускания однородных пленок $\text{SiC}_{0,7}$, синтезированных на подложках Si(100) и Si(111) и подвергнутых многочасовому изотермическому отжигу при температуре 1200°C в атмосфере инертного газа (Ar). Можно увидеть, что после отжига в течение 30 мин спектры пропускания колебательных мод SiC при 800 и 960 см^{-1} , соответствующие TO- и LO-фононам, на подложке Si(111) более размыты и уровень спектров пропускания двух мод, накладывающихся друг на друга, не позволяет достичь первоначального нулевого уровня в районе волнового числа 915 см^{-1} , в отличие от пленок SiC на подложке Si(100). Это обусловлено полужириной этих пиков (рис. 1 и 2).

Наблюдаемое сужение пика (рис. 2) до 45 см^{-1} происходит в результате формирования Si-C-связей тетраэдрической ориентации, поглощающих на частоте 800 см^{-1} , и распада связей, поглощающих на частотах, удаленных от значения 800 см^{-1} . С увеличением длительности изотермического отжига до 6,5 часов сужение пика происходит более интенсивно в случае ориентации подложки (111) по сравнению с ориентацией (100). Дальнейшее увеличение длительности отжига не приводит к заметному сужению пика, что указывает на завершение процессов упорядочения решетки SiC при 1200°C.

Амплитуды пиков с увеличением длительности отжига при температуре 1200°C уменьшаются (рис. 1 и 3), т.е. происходит уменьшение общего объема SiC в результате распада карбида кремния и десорбции углерода. Для ориентации подложки Si(100) амплитуды пика ИК-пропускания TO- и LO-фононов (рис. 3, кривые 2 и 4) оказались выше после отжига в течение 0,5 - 6,5 час, чем для ориентации (111). После отжига в течение 11,5 и 13,5 часов распад карбида кремния практически завершился для слоя SiC на подложке Si(111), в то время как для ориентации Si(100) это наблюдается после отжига длительностью 15,5 часов. Сигнал от LO-фононов в обоих типах подложки исчезает раньше, чем сигнал от TO-фононов. Таким образом, постепенное уменьшение амплитуд пиков TO- и LO-фононов SiC в ИК-спектрах пропускания с увеличением длительности высокотемпературного отжига свидетельствует о распаде сформированной структуры SiC.

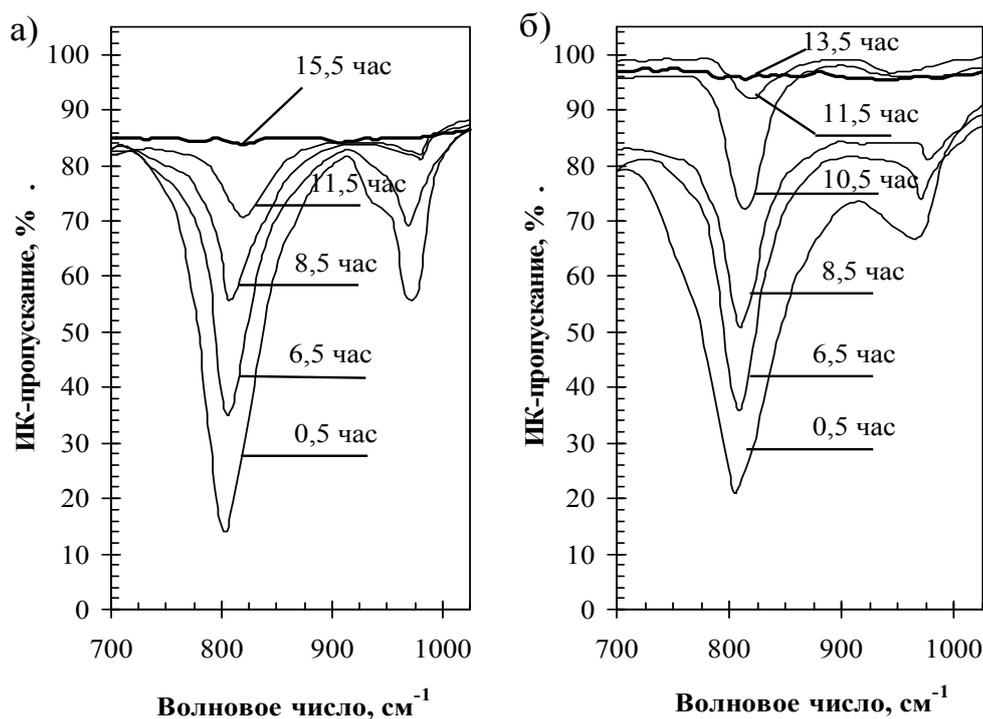


Рисунок 1 – Зависимость ИК-спектров пропускания имплантированного ионами $^{12}\text{C}^+$ кремния от длительности отжига при температуре 1200°C : а) $\text{SiC}_{0,7}$ на n-Si, КЭФ-4.5, ориентация (100); б) $\text{SiC}_{0,7}$ на p-Si, КДБ-10, ориентация (111)

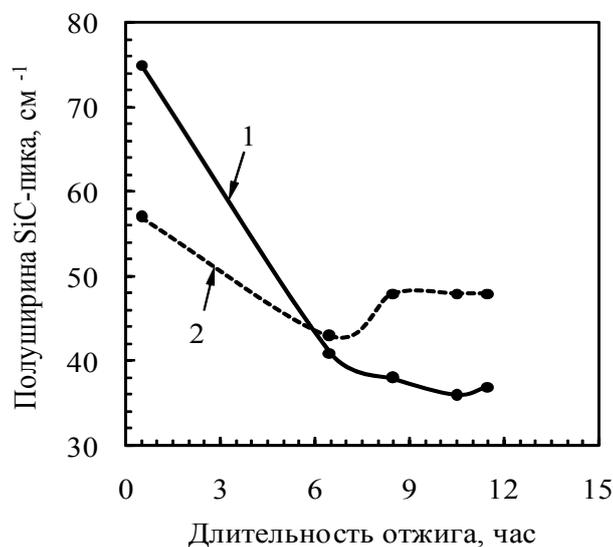


Рисунок 2 – Зависимость полуширины SiC-пика ИК-пропускания для ТО-фононов от длительности отжига при температуре 1200°C для слоев SiC на подложке Si: 1 - ориентация Si (111); 2 - ориентация Si (100).

Положение минимума пика ИК-пропускания определяет вид связей, на который приходится максимум поглощения при данной температуре. Для слоев $\text{SiC}_{0,7}$ после отжига при температуре

1200°C в течение 0,5 часа наблюдается пик пропускания с минимумом при волновых числах 803 и 806 см^{-1} , характерный для кристаллического SiC (рис. 4). По мере увеличения длительности

обработки изменяется положение минимума пика, неуклонно перемещающегося в сторону увеличения (рис. 1 и 4), особенно в случае ориентации подложки Si(100). Частотные сдвиги SiC-пика в сторону увеличения для пленок карбида

кремния на подложке Si(111), также как и в случае Si(100), свидетельствуют об уменьшении размера кристаллитов SiC вследствие размерных эффектов.

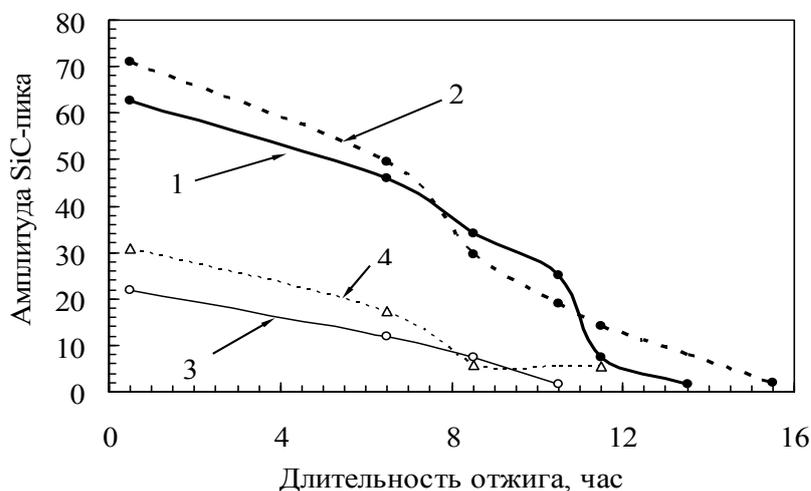


Рисунок 3 – Зависимость амплитуды SiC-пика ИК-пропускания для ТО- и LO-фононов от длительности отжига при температуре 1200°C для слоев SiC на кремниевой подложке: 1 - Si(111), ТО-фононы; 2 - Si(100), ТО-фононы; 3 - Si(111), LO-фононы; 4 - Si(100), LO-фононы

Ранее [12] нами было показано, что отличим слоев с низкой концентрацией углерода $\text{SiC}_{0,03}$, $\text{SiC}_{0,12}$ и $\text{SiC}_{0,4}$ от слоев с высокой концентрацией углерода $\text{SiC}_{1,4}$, $\text{SiC}_{0,95}$ и $\text{SiC}_{0,7}$ проявляется в отсутствии пика LO-фононов SiC в спектрах ИК-пропускания и в смещении при 1000°C минимума пика ТО-фононов SiC в область волновых чисел выше значения 800 см^{-1} , характерного для тетраэдрических связей кристаллического SiC, что обусловлено малыми размерами кристаллитов SiC ($\leq 3 \text{ нм}$) и увеличением вклада их поверхностей, а также поверхностей кристаллитов Si, содержащих сильные укороченные Si–C-связи, в ИК-поглощение. В данном случае (рис.4), увеличение длительности отжига $\text{SiC}_{0,7}$ приводит как к смещению минимума пика ИК-пропускания вплоть до 820 см^{-1} , так и уменьшению амплитуды пика LO-фононов и их последующему исчезновению, хотя $\text{SiC}_{0,7}$ относится к слоям с высокой концентрацией углерода. При этом более интенсивно процесс смещения положения минимума пика происходит после отжига дли-

тельностью более 8,5 часов, что приводит к исчезновению пика LO-фононов. Это может происходить при проникновении атомов кислорода вглубь слоя, их взаимодействии с атомами углерода на поверхности кристаллитов карбида кремния с образованием десорбирующих молекул CO/CO₂, что вызывает уменьшение размеров и распад кристаллитов SiC. По мере увеличения длительности обработки, весь однородный слой $\text{SiC}_{0,7}$ трансформируется в SiO₂, и затем идет окисление переходного слоя, в котором концентрация углерода уменьшается равномерно вглубь по гауссовому закону. Таким образом, концентрация углерода в оставшемся слое начинает уменьшаться. Это приводит к проявлению эффекта, характерного для слоев $\text{SiC}_{0,4}$, $\text{SiC}_{0,12}$ и $\text{SiC}_{0,03}$, а именно, к смещению минимума пика ИК-пропускания вплоть до 820 см^{-1} , а также уменьшению амплитуды пика LO-фононов и их последующему исчезновению. Таким образом, получают подтверждение размерные эффекты, показанные нами в [12].

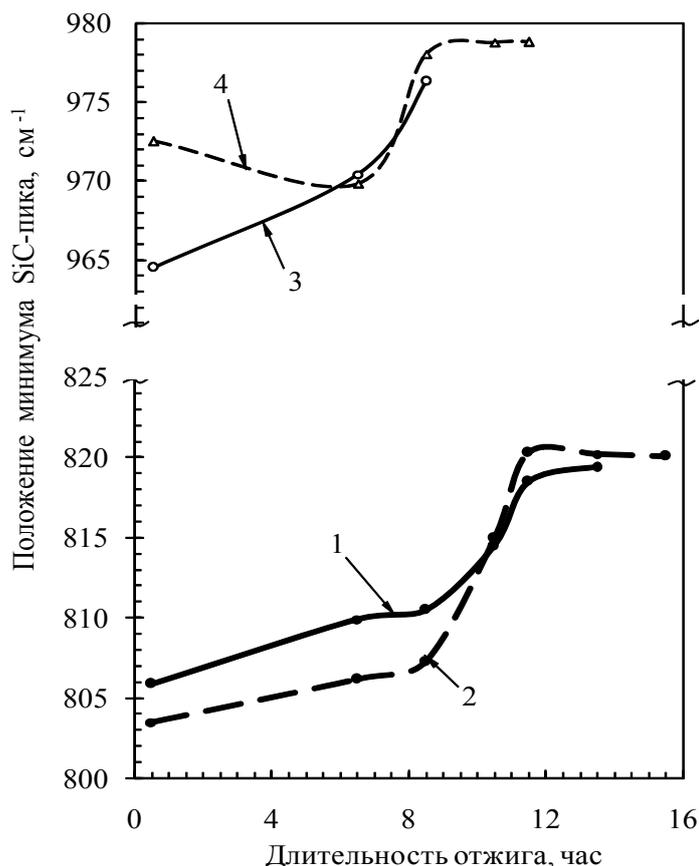


Рисунок 4 – Зависимость положения минимума SiC-пики ИК-пропускания от длительности отжига при температуре 1200°C для слоев SiC_{0,7} на подложке Si: 1 - подложка Si(111), TO-фононы; 2 - Si(100), TO-фононы; 3 - Si(111), LO-фононы; 4 - Si(100), LO-фононы

Полагая, что амплитуда на какой-либо частоте является пропорциональной количеству Si-C-связей, поглощающих на этой частоте, были проведены также измерения амплитуд для TO-фононов при волновых числах 700, 750, 850 и 900 см⁻¹. Из рис. 5а, б (кривые 3) видно, что после отжига пленки SiC на подложке Si(100) при температуре 1200°C в течение 0,5 часа амплитуда при волновом числе 800 см⁻¹ оказывается выше, чем в случае подложки Si(111) (70 и 58%), что указывает на более высокое содержание SiC-связей тетраэдрической ориентации преимущественно за счет интенсивной трансформации SiC-связей, близких к тетраэдрической ориентации и поглощающих при 750 и 850 см⁻¹.

Хотя амплитуда пика в минимуме ИК-пропускания и на частоте 800 см⁻¹ для подложки с ориентацией (100) выше, чем в случае ориентации (111), тем не менее, площадь SiC-пики, пропорциональная общему количеству оптиче-

ски активных Si-C-связей (рис. 6), в случае (111) оказалась выше после отжига в течение 0,5 часа. Это обусловлено большей полушириной пика, вызванной превалированием оптически активных Si-C-связей близких к тетраэдрической, поглощающих при 750 и 850 см⁻¹, и из-за меньшего количества стабильных углеродно-кремниевых кластеров в пленке на подложке Si(111). Кластеры препятствуют кристаллизации SiC, менее подвержены окислению и препятствуют проникновению кислорода в слой SiC. Пленки SiC на подложке Si(100) имеют большее количество стабильных кластеров после имплантации и, как следствие, меньшую площадь пика SiC и меньшее количество оптически активных Si-C-связей после отжига в течение 0,5 часов. В результате они менее подвержены окислению при 1200°C - 15,5 ч (вместо 13,5 ч для подложки Si(111)). В целом зависимость уменьшения количества оптически активных Si-C-связей от длительности отжига

носит линейный характер. Это свидетельствует об однородности слоя и прямоугольном профиле распределения атомов углерода в кремнии, а

также о том, что скорость распада карбида кремния не зависит от глубины фронта окисления.

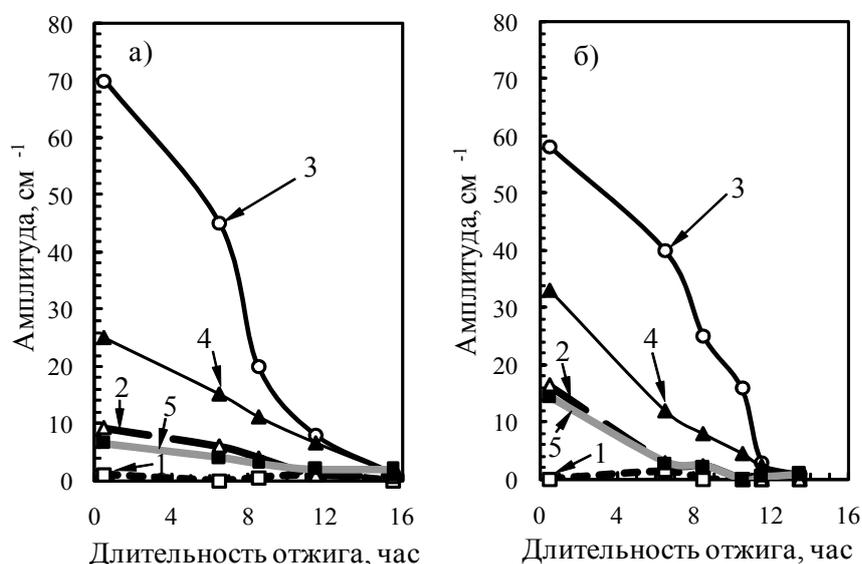


Рисунок 5 – Зависимость амплитуды ИК-пропускания при фиксированных волновых числах от длительности изотермического отжига слоя $\text{SiC}_{0.7}$ (угол падения ИК-лучей на образец – 73° от нормали): 1 – 700 см^{-1} , 2 – 750 см^{-1} , 3 – 800 см^{-1} , 4 – 850 см^{-1} , 5 – 900 см^{-1} ; а) ориентация Si(100), б) ориентация Si(111)



Рисунок 6 – Площадь пика TO-фононов SiC в спектрах ИК-пропускания в зависимости от длительности отжига при температуре 1200°C для слоев $\text{SiC}_{0.7}$ (угол падения ИК-лучей на образец – 73° от нормали): 1 - ориентация подложки Si (111); 2 - ориентация подложки Si (100)

В случае осаждения углеродной пленки методом магнетронного распыления, наличие резкой границы фаз «пленка C – подложка Si» позволяет исследовать толщину и плотность углеродной пленки методом рентгеновской рефлектометрии (установка CompleXRay C6) с ис-

пользованием двух спектральных линий CuK_α ($0,154 \text{ нм}$) и CuK_β ($0,139 \text{ нм}$). Были обнаружены осцилляции интенсивности, отнесенные к интерференции рентгеновских отражений от границ раздела слоя углерода (рис. 7).

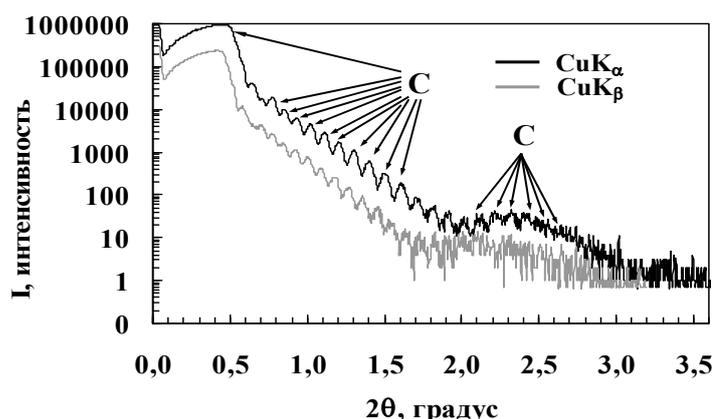


Рисунок 7 – Рентгеновская рефлектометрия с использованием двух спектральных линий CuK_α (0,154 нм) и CuK_β (0,139 нм) параметров углеродных пленок, синтезированных магнетронным распылением

Первый максимум отражения с интенсивностью $I_1 = 962849$ импульсов наблюдается под углом $2\theta = 0,440^\circ$. Величина критического угла полного внешнего отражения при $I = I_1/2$ и $2\theta_c = 0,529^\circ$ составила $\theta_c = 0,2645^\circ = 4,616$ мрад, что согласно программе Henke et al [20] соответствует плотности пленки $3,32 \text{ г/см}^3$. Известно, что плотность графита составляет $2,2 \text{ г/см}^3$,

а плотность алмаза – $3,51 \text{ г/см}^3$. Так как плотность полученной пленки $3,32 \text{ г/см}^3$ оказалось близкой к плотности алмаза (Табл.2 и рис. 7), то сделано заключение о синтезе алмазоподобной пленки углерода. Оценочно $[(3,32 - 2,2)/(3,51 - 2,2)] \times 100\% = 85\%$ атомов углерода пленки включены в состав алмаза и 15% - в состав включений графита.

Таблица 2 - Определение плотности углеродного слоя методом рентгеновской рефлектометрии и с помощью программы Henke et al [20]

Слой	I_{\max}	$I_{\max}/2$	$2\theta_c$	θ_c , градус	θ_c , рад	ρ , г/см^3
С	962849	481425	0,529	0,2645	4,616	3,32

Для определения толщины использованы 5 узких пиков С и широкая полоса С (рис. 7, таблица 3).

Таблица 3 – Определение толщины слоев в системе (С–С–Si) методом рентгеновской рефлектометрии

Слой	$(2\theta)_i$	$(2\theta)_j$	$j - i$	$2\theta_{\text{cp}} = [(2\theta)_j - (2\theta)_i] / (j - i)$	λ , нм	$d = \lambda / 2\theta$, нм
С	1,684	1,164	5	0,104	0,15405	84,9
С	2,732	2,080	1	0,652	0,15405	13,5

Моделирование с помощью программы Henke et al (http://henke.lbl.gov/optical_constants/) [20] позволяет получить теоретическую кривую, близкую к экспериментальной (рис. 8). Основные параметры системы, позволившей получить приемлемое совпадение экспериментальной и расчетной кривых:

- 1) алмазоподобная углеродная пленка толщиной $d = 84$ нм, плотностью $\rho = 3,3 \text{ г/см}^3$ и шероховатостью поверхности $\sigma = 1,5$ нм;
- 2) тонкий слой графита толщиной $d = 5$ нм, плотностью $\rho = 2,206 \text{ г/см}^3$ и шероховатостью границы раздела (С–С) $\sigma = 0,13$ нм;
- 3) подложка кремния плотностью $\rho = 2,33 \text{ г/см}^3$ и шероховатостью поверхности $\sigma = 0$ нм.

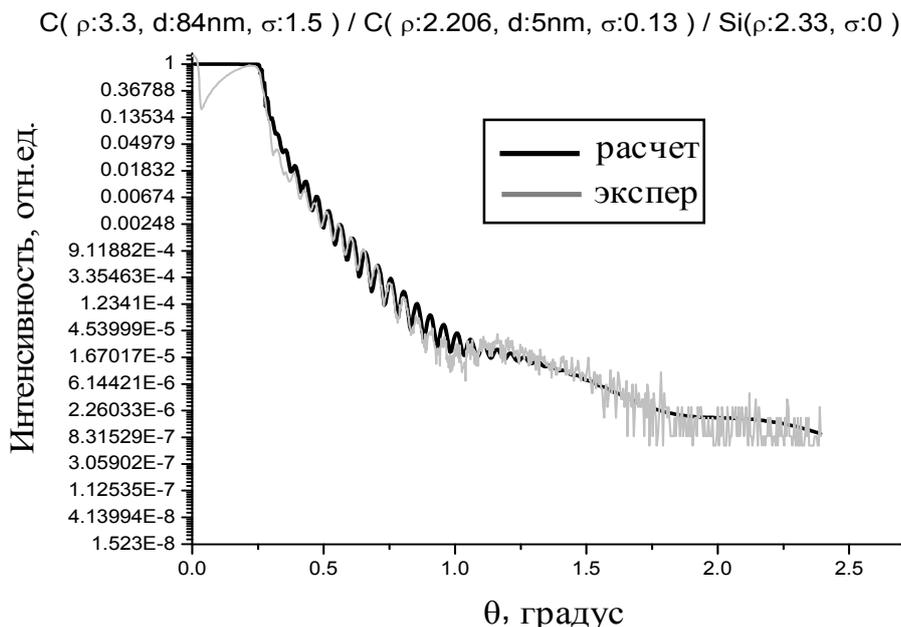


Рисунок 8 – Моделирование с помощью программы Henke [20] экспериментальных результатов по исследованию методом рентгеновской рефлектометрии параметров углеродных пленок, синтезированных магнетронным распылением

Заключение

1 Во время высокотемпературного отжига (1200°C) постепенное уменьшение амплитуды пиков ТО- и LO-фононов ИК-пропускания, характерного для ионно-синтезированного SiC, указывает на распад структуры SiC, т.е. о неустойчивости пленок при этой температуре. Явление высокотемпературной (1200°C) неустойчивости пленок SiC более сильно выражено в случае пленок выращенных на подложках p-Si с ориентацией (111), чем n-Si(100).

2 Выявлены размерные эффекты, обусловленные малыми размерами нанокристаллов SiC, проявляющиеся в смещении минимума пика ИК-пропускания вплоть от 800 до 820 см^{-1} , уменьшении амплитуды пика LO-фононов и его последующем исчезновении при окислении переходного слоя «пленка SiC – подложка Si», где концентрация углерода уменьшается.

3 Из линейного характера уменьшения количества Si-C-связей с увеличением длительно-

сти отжига в однородном слое SiC сделано заключение, что скорость распада карбида кремния не зависит от степени удаленности фронта окисления от поверхности пленки.

4 Методом магнетронного распыления на поверхности кремния осаждена углеродная пленка. Наличие резкого перехода «пленка C – подложка Si» позволило провести измерения толщины и плотности пленки методом рентгеновской рефлектометрии при малых углах скольжения θ путем регистрации угловой зависимости коэффициента отражения с использованием двух спектральных линий CuK_{α} ($0,154\text{ нм}$) и CuK_{β} ($0,139\text{ нм}$) на установке “ComptelXRaу C6”. Моделирование с помощью программы Henke позволяет получить теоретические кривые, близкие к экспериментальным. Показано, что синтезирована алмазоподобная углеродная пленка толщиной $d = 84\text{ нм}$, плотностью $\rho = 3,3\text{ г/см}^3$ и шероховатостью поверхности $\sigma = 1,5\text{ нм}$.

References

1 Liao F., Girshick S.L., Mook W.M., Gerberich W.W., Zachariah M.R. Superhard nanocrystalline silicon carbide films // Appl. Phys. Lett. – 2005. – V. 86. – P. 171913–171915.

- 2 Afanas'yev A.V., Il'in V.A., Korlyakov A.V., Lebedev A.O., Luchinin V.V., Tairov YU.M. Karbid kremniya. Vklad SPbGETU «LETI». Priznaniye i perspektivy // V kn. Fizika i Tekhnologiya mikro- i nanosistem.– Pod redaktsiyey Luchinina V.V. i Malinovskogo V.V. – Sankt-Peterburg: Izd. "Russkaya kolleksiya". – 2011. – S. 50–86.
- 3 Semenov A.V., Lopin A.V., Puzikov V.M., Baumer V.N., Dmitruk I.N. Fabrication of heterostructures based on layered nanocrystalline silicon carbide polytypes // Semiconductors. – 2010. – V. 44. – 6. – P. 816–823.
- 4 Oguri K., Sekigawa T. Heat resistant material and hot structure member both space shuttle, space shuttle, and method for producing heat resistant material for space shuttle // United State Patent. – Sep.16, 2004. – Pub. № US 2004/0180242 A1.
- 5 Yan H., Wang B., Song X.M., Tan L.W., Zhang S.J., Chen G.H., Wong S.P., Kwok R.W.M., Leo W.M.L. Study on SiC layers synthesized with carbon ion beam at low substrate temperature // Diamond and related materials. – 2000. – V. 9. – P. 1795–1798.
- 6 Chen D., Wong S.P., Yang Sh., Mo D. Composition, structure and optical properties of SiC buried layer formed by high dose carbon implantation into Si using metal vapor vacuum arc ion source // Thin Solid Films. – 2003. – V. 426. – P.1–7.
- 7 Liangdeng Y., Intarasiri S., Kamwanna T., Singkarat S. Ion beam synthesis and modification of silicon carbide // In book: Ion beam applications in surface and bulk modification of insulators. –Austria, Vienna: IAEA-TECDOC-1607. – 2008. – P. 63–92.
- 8 Borders J.A., Picraux S.T., Beezhold W. Formation of SiC in silicon by ion implantation // Appl.Phys.Lett. – 1971. – V. 18. – 11. – P. 509–511.
- 9 Bayazitov R.M., Haibullin I.B., Batalov R.I., Nurutdinov R.M., Antonova L.Kh., Aksenov V.P., Mikhailova G.N. Structure and photoluminescent properties of SiC layers on Si, synthesized by pulsed ion-beam treatment // Nucl. Instrum. and Meth. in Phys. Res. B. – 2003. – V. 206. – P. 984–988.
- 10 Serre C., Romano-Rodríguez A., Pérez-Rodríguez A., Morante J. R., Fonseca L., Acero M.C., Kögler R. and Skorupa W. β -SiC on SiO₂ formed by ion implantation and bonding for micromechanics applications // Sensors and Actuators A (Physical). –1999. – 74. – №1–3. – P.169–173.
- 11 Tetelbaum D.I., Mikhaylov A.N., Belov A.I., Vasiliev V.K., Kovalev A.I., Wainshtein D.L., Golan Y., Osherov A. Luminescence and structure of nanosized inclusions formed in SiO₂ layers under double implantation of silicon and carbon ions // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2009. – V. 3. – № 5. – P. 702–708.
- 12 Nussupov K. Kh. and Beisenkhanov N.B. The Formation of Silicon Carbide in the SiC_x Layers (x = 0.03–1.4) Formed by Multiple Implantation of C Ions in Si // In book: Silicon Carbide - Materials, Processing and Applications in Electronic Devices. – Moumita Mukherjee (Ed.). Chapter 4. – Rijeka, Croatia: *InTech*. – 2011. – P. 69–114.
- 13 Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Valitova I.V., Mit' K.A., Mukhamedshina D.M., Dmitrieva E.A. Structure properties of carbon implanted silicon layers // Journal of Materials Science: Materials in Electronics. – 2008. – 19. – P. 254–262.
- 14 Gerasimenko N.N., Kuznetsov O.N., Lezheyko L.V., Lyubopytova Ye.V., Smirnov L.S., Edel'man F.L. Nekotoryye svoystva plenok SiC, poluchennykh ionnym vnedreniyem v strukture Al-SiC-Si // Mikroelektronika. – 1974. – T. 3. – Vyp. 5. – S. 467 – 468.
- 15 Beisenkhanov N. B. Crystallization of β -SiC in thin SiC_x layers (x = 0.03–1.4) synthesized by multiple implantation of carbon ions into silicon // Technical Physics. – 2011. – V. 56. – № 2. – P. 274–281.
- 16 Gupta S.K., Akhtar J. Thermal Oxidation of Silicon Carbide (SiC) – Experimentally Observed Facts. // In book: Silicon Carbide – Materials, Processing and Applications in Electronic Devices. – Moumita Mukherjee (Ed.). Chapter 9. – Rijeka, Croatia: *InTech*. – 2011. – P. 207–230.
- 17 Gibbons J. F., Johnson W.S., and Mylroie S.W. Projected Range Statistics: Semiconductors and Related Materials. – 2nd Ed. – Stroudsburg, Penn: Dowden, Hutchinson and Ross, Inc. –1975.
- 18 Touryanski A.G., Vinogradov A.V., Pirshin I.V. X-ray reflectometer // Patent no. 6041098, US Cl. 378–70. Official Gazette March 21, 2000. – P. 2960.
- 19 Tur'yanskiy A., Gerasimenko N., Pirshin I., Senkov V. Mnogofunktsional'nyy rentgenovskiy reflektometr dlya issledovaniya nanostruktur // Nanoindustriya. – 2009. – 5. – S.40–45.
- 20 Henke B.L., Gullikson E.M., and Davis J.C. X-ray interactions: photoabsorption, scattering, transmission, and reflection at E=50–30000 eV, Z=1–92. //Atomic Data and Nuclear Data Tables. – 1993. – V. 54 – 2. – P. 181–342. (http://henke.lbl.gov/optical_constants/).