

УДК 539.216.2:538.975

**СИНТЕЗ β -SiC В СЛОЯХ SiC_x ($x = 0.03$ – 1.4)
МНОГОКРАТНОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ ИОНОВ $^{12}\text{C}^+$ В Si**

© 2011 г.

*И.К. Бейсембетов, Н.Б. Бейсенханов, А.М. Доцанов,
С.К. Жариков, Б.К. Кенжалиев, К.Х. Нусупов*

Казахстанско-Британский технический университет, Алматы

beisen@mail.ru

Поступила в редакцию 26.01.2011

Показано, что после отжига при 1200°C слоев SiC_x, сформированных имплантацией ионов $^{12}\text{C}^+$ с энергиями 40, 20, 10, 5 и 3 кэВ в Si, наибольшее количество Si–C-связей наблюдается для слоя SiC_{0.7} ввиду низкого содержания углерода в слоях SiC_{0.03}, SiC_{0.12} и SiC_{0.4} и высокой концентрации кластеров в слоях SiC_{0.95} и SiC_{1.4}. Обнаружено исчезновение пика LO-фононов SiC ИК-пропускания и смещение пика TO-фононов SiC в область выше 800 см⁻¹ при уменьшении размеров нанокристаллов SiC до величин менее 3 нм. Если в слое SiC_{0.03} 100% атомов углерода образуют оптически активные Si–C-связи, то в слое SiC_{1.4} лишь ~9% атомов C, в SiC_{0.95} ~12%, в SiC_{0.7} и SiC_{0.4} ~16%, в SiC_{0.12} ~45%, а остальные атомы углерода остаются при 1300°C в составе прочных C–Si-кластеров. Количество SiC в слоях SiC_x растет с дробной степенью концентрации, а именно $(x/0.03)^y$, где $y \approx 0.37 \pm 0.09$.

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

Введение

Перспективным направлением в микроэлектронике является синтез нанокристаллических систем на основе карбида кремния, обладающего высокой твердостью (33400 Мн/м²), стойкостью к химическим воздействиям, высокой температурой плавления (2830°C), широкой запрещенной зоной (2.3–3.5 эВ) и т.д. Карбид кремния находит практическое применение в оптоэлектронике (светодиоды, фотодиоды), высокотемпературной электронике [1], радиационно-стойкой электронике, высокочастотной электронике, при создании гетероструктур на основе политипов SiC [2, 3]. Широкое распространение получил ионный синтез SiC для создания нанослоев и многослойных структур [4–9]. Синтез методом ионной имплантации нанокристаллов Si, SiC и углеродных нанокластеров, встроенных в пленки SiO₂ [10], позволяет обеспечить за счет квантово-размерного эффекта люминесценцию практически во всей видимой области спектра. Влияние концентрации углерода и углеродно-кремниевых кластеров на процессы кристаллизации в имплантированном слое кремния вызывает большой интерес исследователей [8, 11]. Для получения однородного Si:C-слоя используется многократная имплантация ионами различных энергий [1, 8, 11–15].

В данной работе исследуются состав и структура однородных слоев SiC_{1.4}, SiC_{0.95},

SiC_{0.7}, SiC_{0.4}, SiC_{0.12} и SiC_{0.03}, полученных многократной высокодозовой имплантацией ионов углерода с энергиями 40, 20, 10, 5 и 3 кэВ. Рассматривается влияние распада прочных Si–C-кластеров на формирование тетраэдрических Si–C-связей и процессы кристаллизации.

Экспериментальная часть

Конструирование прямоугольного профиля распределения атомов углерода в кремнии было выполнено с использованием модернизированного ускорителя ИЛУ-4 имплантацией при комнатной температуре в вакууме ионов $^{12}\text{C}^+$ с энергиями 40, 20, 10, 5 и 3 кэВ (табл. 1) в монокристаллические (100) ориентированные пластины Si с удельным сопротивлением 4–5 Ом·см при условиях, аналогичных [8, 11–14]. Образцы были подвергнуты изохронному отжигу в вакууме (10⁻⁴ Па) в интервале 200–1400°C с шагом 50–100°C. Спектры ИК-пропускания измерены в дифференциальном режиме на двухлучевом инфракрасном спектрометре UR-20 (25–2 мкм). Для измерения ИК-спектров как при перпендикулярном падении излучения на образец, так и при 73° к нормали к поверхности образца, с целью обнаружения продольных оптических колебаний атомов решетки (LO-фононов), в рабочую камеру спектрометра был вмонтирован вал, на котором закреплялись держатели образцов [11–14].

Таблица 1

Величины энергии (E) и дозы (D) ионов $^{12}\text{C}^+$ в Si, использованные при конструировании прямоугольного профиля распределения [9]

$E, \text{кэВ}$	40	20	10	5	3
$D(\text{SiC}_{1.4}), 10^{17} \text{см}^{-2}$	5.6	1.92	0.99	0.33	0.23
$D(\text{SiC}_{0.95}), 10^{17} \text{см}^{-2}$	4.48	1.54	0.792	0.264	0.184
$D(\text{SiC}_{0.7}), 10^{17} \text{см}^{-2}$	2.8	0.96	0.495	0.165	0.115
$D(\text{SiC}_{0.4}), 10^{17} \text{см}^{-2}$	1.68	0.576	0.297	0.099	0.069
$D(\text{SiC}_{0.12}), 10^{17} \text{см}^{-2}$	0.56	0.192	0.099	0.033	0.023
$D(\text{SiC}_{0.03}), 10^{17} \text{см}^{-2}$	0.168	0.058	0.030	0.010	0.007

Структура слоев исследовалась методом рентгеновской дифракции с использованием узкоколлимированного ($0.05 \times 1.5 \text{ мм}^2$) монохроматического (CuK_α) пучка рентгеновских лучей, направленного под углом 5° к поверхности образца. Средний размер кристаллитов определен по методу Джонса из ширины рентгеновских линий с точностью в пределах 3–7%. Микроструктура поверхности слоев исследовалась на атомно-силовом микроскопе JSPM5200 Jeol Japan с использованием полуконтактного (AFM AC) метода.

Результаты и их обсуждение

Ранее было показано [8, 11–14], что полученные профили распределения атомов углерода оказались приблизительно прямоугольными, и были экспериментально определены средние значения концентрации углерода в слоях кремния (N_C/N_{Si}). После отжига при 1200°C слои $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiC}_{0.7}$ состоят преимущественно из нанокристаллов β -SiC размером $\sim 3\text{--}7 \text{ нм}$, кристаллитов шарообразного, пластинчатого или игольчатого типа размером до 400 нм , формирующихся при температурах выше 1200°C в слое $\text{SiC}_{1.4}$, выше 1150°C – в $\text{SiC}_{0.95}$ и выше 1000°C – в $\text{SiC}_{0.7}$ ввиду высокой концентрации кластеров. Отжиг при 1200°C в потоке аргона в присутствии кислорода приводит к формированию слоя оксида кремния с четкими границами раздела $\text{SiO}_{2.6}:\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiO}_{2.33}:\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiO}_{3.0}:\text{SiC}_{0.7}$.

В настоящей работе изучено влияние концентрации углерода в слоях SiC_x ($\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$) и температуры отжига на параметры спектров инфракрасной спектроскопии. На рис. 1 приведена серия спектров для этих слоев, снятых при перпендикулярном падении излучения на образец. Как утверждалось ранее [11–14], положение минимума пика ИК-пропускания определяет некий вид связей, на который приходится максимум

поглощения при данной температуре. Для всех слоев после имплантации наблюдается пик пропускания с минимумом на частоте $720\text{--}750 \text{ см}^{-1}$, характерный для аморфного карбида кремния (рис. 1 и 2). При этом для слоев с низкой концентрацией углерода $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ минимум пика ИК-пропускания оказывается сдвинут в область $720\text{--}725 \text{ см}^{-1}$ относительно положения минимума пика для слоев с высокой концентрацией углерода $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiC}_{0.7}$, расположенного в области $735\text{--}750 \text{ см}^{-1}$. Это может быть вызвано превалированием удлиненных слабых Si–C-связей в слоях с низкой концентрацией углерода.

В процессе дальнейшего отжига пик смещается в область $797\text{--}807 \text{ см}^{-1}$ (рис. 2), увеличивает амплитуду и сужается. После отжига при температуре 1000°C в случае падения ИК-излучения на поверхность образца под углом Брюстера (73° от нормали) наблюдается появление пика LO-фононов SiC при частоте $955\text{--}965 \text{ см}^{-1}$ для слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiC}_{0.7}$. В спектрах слоев с низкой концентрацией углерода $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ пика LO-фононов SiC не наблюдалось, что может быть связано с размерными эффектами, а именно малыми размерами кристаллитов SiC ($< 3 \text{ нм}$), а также их малым количеством. С другой стороны, значительная часть объема слоя занята большим количеством кристаллитов кремния, размеры которых сравнимы с размерами кристаллитов карбида кремния либо существенно их превосходят (табл. 2). Например, от слоя $\text{SiC}_{0.4}$ наряду с рентгеновскими пиками SiC зарегистрированы интенсивные пики поликристаллической фазы кремния (рис. 3) после отжига при температурах 1000 , 1100 и 1250°C . При перпендикулярном падении ИК-излучения пика LO-фононов не наблюдалось как при высокой, так и низкой концентрации углерода (рис. 1). В интервале $1000\text{--}1300^\circ\text{C}$ наблюдается увеличение длины волны LO-фононов в максимуме амплитуды в случае избытка углерода (рис. 2).

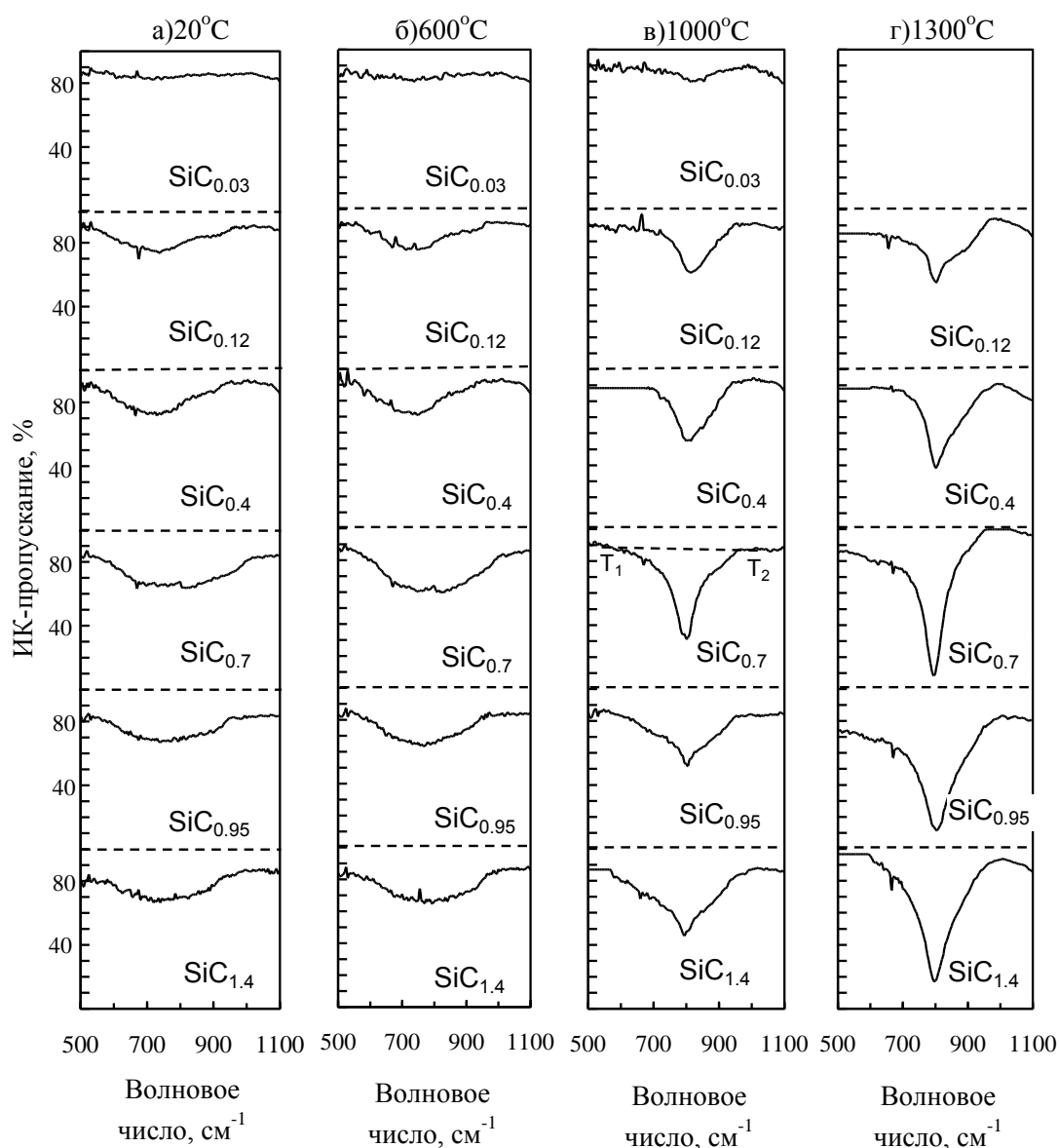


Рис. 1. Спектры ИК-пропускания, полученные при перпендикулярном падении ИК-излучения на поверхность слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$, сформированных многократной имплантацией в пластины Si ионов C^{12} (см. табл. 1), после имплантации (а) и отжига при температурах 600°C (б), 1000°C (в), 1300°C (г)

Для слоев с высокой концентрацией углерода положение минимума пика ИК-пропускания для ТО-фононов смещается в интервале 20–1000°C от 750 до 805 см^{-1} для $\text{SiC}_{1.4}$, от 735 до 807 см^{-1} для $\text{SiC}_{0.95}$, от 750 до 800 см^{-1} для $\text{SiC}_{0.7}$ (рис. 2), свидетельствуя о формировании тетраэдрических связей, характерных для SiC [4, 11–14, 16]. Дальнейший отжиг до 1400°C не приводит к смещению минимума пика.

Для $\text{SiC}_{0.4}$ положение минимума пика ИК-пропускания для ТО-фононов смещается от 725 до 810 см^{-1} в интервале 20–1100°C и возвращается к 800 см^{-1} при 1300°C (рис. 2). Для $\text{SiC}_{0.12}$ – от 720 до 820 см^{-1} в интервале 20 – 1000°C и возвращается к 800 см^{-1} при 1200°C.

В случае $\text{SiC}_{0.03}$ – от 720 до 830 см^{-1} в интервале 20–1000°C и не меняется при 1100–1200°C. То есть отличие спектров слоев кремния с низкими концентрациями углерода $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ проявляется в том, что в процессе отжига положение минимума пика ИК-пропускания для ТО-фононов SiC смещается в область волновых чисел выше значения 800 см^{-1} , характерного для поглощения тетраэдрических связей кристаллического SiC, что обусловлено малыми размерами кристаллитов SiC (≤ 3 нм) и увеличением вклада их поверхностей, а также поверхностей кристаллитов Si, содержащих укороченные Si–C-связи, в оптические свойства. Исчезновение размерного

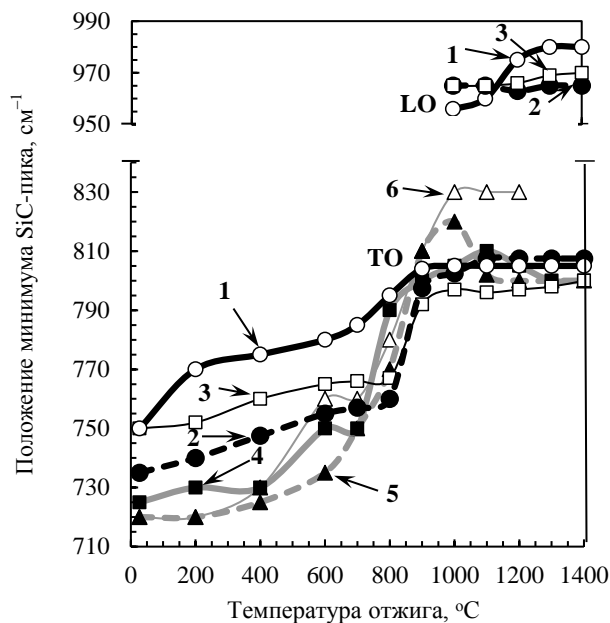


Рис. 2. Температурная зависимость положения минимума SiC-пика ИК-пропускания для слоев SiC_x : 1 – $\text{SiC}_{1.4}$, 2 – $\text{SiC}_{0.95}$, 3 – $\text{SiC}_{0.7}$, 4 – $\text{SiC}_{0.4}$, 5 – $\text{SiC}_{0.12}$, 6 – $\text{SiC}_{0.03}$

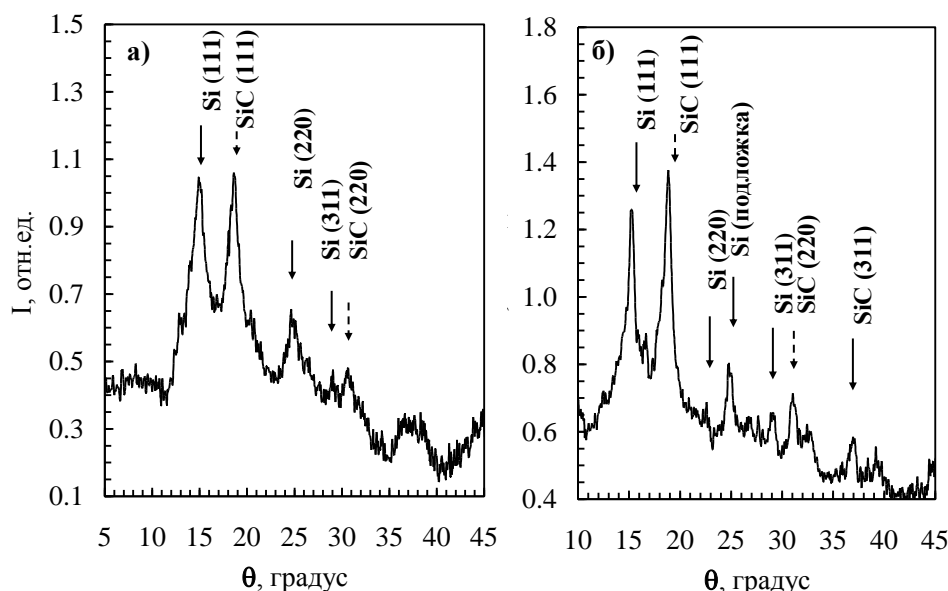


Рис. 3. Рентгенограммы пленки $\text{SiC}_{0.4}$ после имплантации и отжига в течение 30 минут: а) 1100°C , б) 1250°C

эффекта для слоев $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.4}$ и возврат при температурах $1100\text{--}1400^\circ\text{C}$ положения минимума к 800 см^{-1} вызваны ростом размеров нанокристаллов SiC до величин $3.5\text{--}5\text{ нм}$ и выше. Кроме того, скачкообразный сдвиг пика ИК-пропускания от $725\text{--}730$ до $810\text{--}830\text{ см}^{-1}$ начинается при меньших температурах $600\text{--}700^\circ\text{C}$, что, по-видимому, связано с ростом размеров нанокристаллов Si (табл. 2).

Площадь SiC-пика ИК-пропускания, ограниченная областью между кривой ИК-спектра и базовой линией $|T_1T_2|$ (рис. 1в, $\text{SiC}_{0.7}$), пропорциональна количеству всех видов поглощаю-

щих Si–C-связей [11–14] и определялась способом, описанным в [14]. Из зависимостей площади пика ИК-пропускания от температуры отжига и концентрации углерода для слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ (рис. 4) можно увидеть, что количество оптически активных Si–C-связей в температурном интервале $27\text{--}1100^\circ\text{C}$ является наибольшим для слоя $\text{SiC}_{0.7}$. Меньшее количество Si–C-связей в слоях SiC_x при $x < 0.7$ вызвано меньшим содержанием углерода, а при $x > 0.7$ объясняется высокой концентрацией прочных кластеров, распадающихся при более высоких температурах.

Поэтому при температуре 1300°C количество оптически активных Si–C-связей становится наибольшим в слое SiC_{1,4}.

В слое SiC_{0,03} количество оптически активных Si–C-связей должно быть приблизительно пропорционально количеству атомов углерода после отжига ввиду сравнительно малой концентрации прочных C- и C–Si-кластеров. Если принять площадь Si–C-пика для слоя SiC_{0,03} при 1000°C равной 1 (табл. 3), то увеличение концентрации углерода в n_1 раз ($n_1 = (N_C/N_{Si})/0.03 = x/0.03$) должно увеличить площадь пика в n_2 раз ($n_2 = A_x(T)/A_{0,03}(1000^\circ\text{C})$). При этом $n_1 = n_2$, если не наступило насыщения в амплитуде пика и атомы углерода не входят в состав углеродных и оптически неактивных кластеров. Насыщения амплитуды ИК-пропускания для большинства концентраций и температур не достигнуто (рис. 1, табл. 3), однако $n_2 < n_1$. В этом

случае $100\% \cdot n_2/n_1$ отражает долю атомов углерода, образующих оптически активные Si–C-связи в слое SiC_x. Тогда при 1300°C в слое SiC_{1,4} лишь 9% атомов C образуют оптически активные Si–C-связи, в SiC_{0,95} – 12%, в SiC_{0,7} и SiC_{0,4} – 16%, в SiC_{0,12} – 45%, а остальные атомы углерода продолжают находиться в составе прочных кластеров. Увеличение концентрации углерода в слоях SiC_x в $(x/0.03) = 4, 13, 23, 32, 47$ раз по сравнению с SiC_{0,03} приводит к увеличению количества оптически активных Si–C-связей не более чем в 4 раза даже после отжига при 1300°C. Количество сформированного SiC оказалось растущим с дробной степенью концентрации $n_2 = (x/0.03)^y$, где $y \approx 0.37 \pm 0.09$ (табл. 3).

Результаты оценки могут иметь дискуссионный характер. Однако, например, в [17] спектры ИК-поглощения слоев SiC были разложены на

Таблица 2

Средние размеры (ϵ) кристаллитов Si и β -SiC в слоях SiC_{0,03} и SiC_{0,12}, определенные методом рентгеновской дифракции

Температура (°C)	ϵ (нм)			
	SiC _{0,03}		SiC _{0,12}	
	Si	β -SiC	Si	β -SiC
20	2	–	1.1	–
700	3	–	1.3	–
800	13	–	2	–
900	15	–	4.5	2
1000	17	–	5	3
1100	20	–	7	3.5
1150	27	–	12	4
1200	10	–	25	4.5
1250	10	–	46	5

Таблица 3

Относительные величины $A_x(T)/A_{0,03}(1000^\circ\text{C})$ площади SiC-пика ИК-пропускания и доля атомов C (%), образующих оптически активные Si–C-связи в слоях SiC_x

SiC _x	SiC _{0,03}		SiC _{0,12}		SiC _{0,4}		SiC _{0,7}		SiC _{0,95}		SiC _{1,4}	
$n_1 = x/0.03$	1.0		4.0		13.3		23.3		31.7		46.7	
T, °C	$\frac{A_x}{A_{0,03}}$	Si-C, %	$\frac{A_x}{A_{0,03}}$	Si-C, %	$\frac{A_x}{A_{0,03}}$	Si-C, %	$\frac{A_x}{A_{0,03}}$	Si-C, %	$\frac{A_x}{A_{0,03}}$	Si-C, %	$\frac{A_x}{A_{0,03}}$	Si-C, %
20	0.63	63	1.3	33	1.7	13	2.4	10	1.4	4	1.6	3
200	0.68	68	1.5	37	1.8	14	2.6	11	1.6	5	2.0	4
400	0.54	54	1.4	36	1.7	13	2.8	12	1.7	5	2.1	5
600	0.62	62	1.5	37	1.7	13	3.1	13	1.9	6	2.0	4
700	0.72	72	1.6	39	1.9	14	3.0	13	2.0	6	2.1	4
800	0.42	42	1.4	35	2.2	17	2.7	12	2.0	6	2.2	5
900	0.71	71	1.5	37	1.9	14	2.9	12	2.1	6	2.4	5
1000	1.00	100	1.5	37	1.7	12	2.8	12	2.0	6	2.8	6
1100	0.76	76	1.4	36	1.6	12	3.0	13	2.3	7	2.7	6
1200	0.90	90	1.9	48	2.0	15	2.9	13	2.8	9	3.0	6
1300		90	1.8	45	2.1	16	3.8	16	3.8	12	4.0	9
$y(1300^\circ\text{C})$			0.40		0.28		0.42		0.38		0.36	

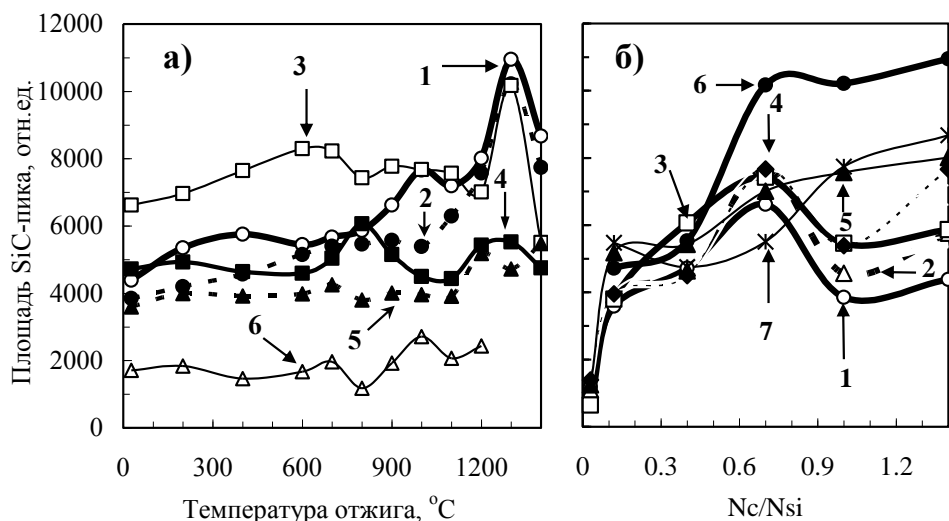


Рис. 4. Количество оптически активных Si-C-связей в зависимости от концентрации углерода и температуры отжига: а) в слоях $\text{SiC}_{1.4}$ (кривая 1), $\text{SiC}_{0.95}$ (2), $\text{SiC}_{0.7}$ (3), $\text{SiC}_{0.4}$ (4), $\text{SiC}_{0.12}$ (5) и $\text{SiC}_{0.03}$ (6); б) при температурах 27°C (кривая 1), 400°C (2), 800°C (3), 1000°C (4), 1200°C (5), 1300°C (6), 1400°C (7)

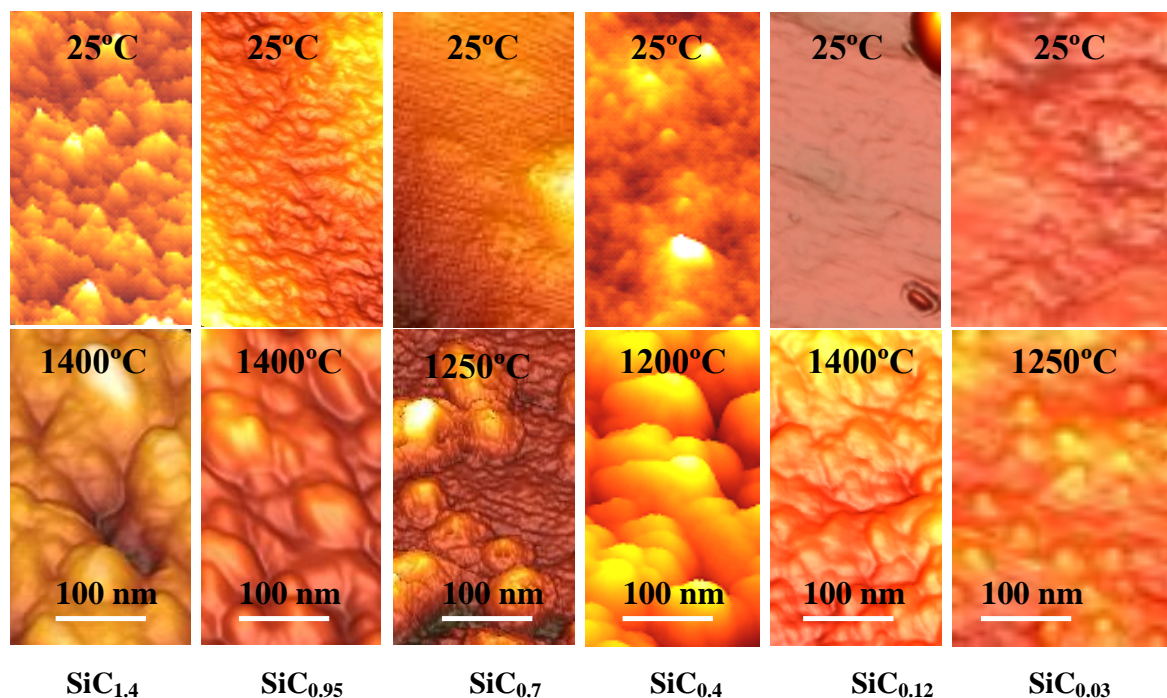


Рис. 5. Атомно-силовая микроскопия поверхности слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ на участках площадью $200 \times 400 \text{ nm}^2$ после имплантации и отжига

три компоненты, одна из которых относилась к аморфному SiC, а две другие – к β -SiC, и при фиксированной энергии количество сформированного SiC оказалось растущим с дробной степенью дозы, а именно D^y , где y определяется как 0.41. Т. Kimura с соавторами [18] из ИК-спектров определили, что после имплантации ($E = 100 \text{ кэВ}$) и отжига при температуре 900°C около 40–50% атомов углерода с атомами кремния образовали β -SiC, при 1200°C – 70–80%.

L. Calcagno с соавторами [15] показали формирование кластеров графита при высоком содержании углерода. Liangdeng Yu с соавторами [1] после имплантации ионов углерода ($E = 80 \text{ кэВ}$, $D = 2.7 \times 10^{17} \text{ ион/см}^2$) в спектре рамановского рассеяния обнаружили двойную полосу (1380 и 1590 см^{-1}) графитизированного аморфного углерода. Р.М. Баязитов с соавторами [9] после имплантации углерода в кремний и обработки интенсивными наносекундными импульсными

ионными пучками углерода наблюдали выделения графита. Д.И. Тетельбаум с соавторами [10] после имплантации в пленку SiO_2 ионов Si ($E = 100$ кэВ, $D = 7 \cdot 10^{16}$ см⁻²) и C концентрациями в максимуме распределения ионов ~10 ат.% наблюдали белую фотолюминесценцию, характеризующуюся полосами при ~400, ~500 и ~625 нм, которые приписаны включениям фаз SiC, C и аморфного Si, соответственно. Методом РФЭС показано, что амплитуда $I_{\text{РФС}}$ для связей C–C сравнима с амплитудой для связей Si–C, а люминесценция при 500 нм (углеродные кластеры) существенно превосходит люминесценцию при 400 нм (SiC). О высоком содержании углеродных графитизированных кластеров в пленках говорили также авторы [19].

На рис. 5 приведены данные исследований методом атомно-силовой микроскопии микро-структуры поверхности слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ на участках площадью 200×400 нм². Ровная после имплантации в пределах 2–6 нм поверхность слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$ и $\text{SiC}_{0.12}$ при температурах 1200–1400°C приобретает гранулярную структуру с размером зерен ~30–100 нм. Меньший средний размер зерен 30 нм в слоях $\text{SiC}_{0.95}$ объясняется интенсивным процессом зародышеобразования в слое со стехиометрическим составом атомов Si и C. Отжиг при меньшей температуре (1250°C) слоя $\text{SiC}_{0.7}$ приводит к снижению гранулярности структуры и наличию аморфных участков поверхности. Уменьшение количества углерода и снижение концентрации углеродных кластеров приводит к формированию глобулярных больших зерен в слое $\text{SiC}_{0.4}$. Значительное снижение концентрации углерода в случае $\text{SiC}_{0.12}$ приводит к частичной рекристаллизации кремния и снижению гранулярности структуры. Поверхность рекристаллизованных при температуре 1250°C слоев $\text{SiC}_{0.03}$ содержит равномерно распределенные точечные выступы диаметром около 20 нм и высотой несколько нанометров, предположительно из Si–C-включений.

Заключение

1. После многократной имплантации ионов углерода с энергиями 40, 20, 10, 5 и 3 кэВ в кремний и синтеза слоев SiC_x показано, что количество оптически активных Si–C-связей в температурном интервале 20–1200°C является наибольшим для слоя $\text{SiC}_{0.7}$. Меньшее количество этих связей в слоях $\text{SiC}_{0.4}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.03}$ вызвано меньшим содержанием углерода, а в слоях $\text{SiC}_{1.4}$ и $\text{SiC}_{0.95}$ объясняется высоким со-

держанием прочных кластеров, распадающихся при более высоких температурах. Ровная в пределах 2–6 нм поверхность слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$, $\text{SiC}_{0.7}$, $\text{SiC}_{0.4}$ и $\text{SiC}_{0.12}$ при температурах 800–1400°C деформируется с образованием зерен размером 30–100 нм, выступов и углублений. Поверхность рекристаллизованных при 1250°C слоев $\text{SiC}_{0.03}$ содержит равномерно распределенные включения SiC в виде точечных выступов диаметром около 20 нм.

2. Установлено, что отличие слоев с низкой концентрацией углерода $\text{SiC}_{0.03}$, $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.4}$ от слоев $\text{SiC}_{1.4}$, $\text{SiC}_{0.95}$ и $\text{SiC}_{0.7}$ проявляется в отсутствии пика LO-фононов SiC в спектрах ИК-пропускания, что связано с размерными эффектами, а именно малыми размерами кристаллитов SiC, а также их малым количеством. После высокотемпературного отжига минимум пика TO-фононов SiC смещается в область выше значения 800 см⁻¹, характерного для тетраэдрических связей кристаллического SiC, что обусловлено малыми размерами кристаллитов SiC (≤ 3 нм) и увеличением вклада их поверхностей, а также поверхностей кристаллитов Si, содержащих укороченные Si–C-связи, в оптические свойства. Исчезновение размерного эффекта для слоев $\text{SiC}_{0.12}$ и $\text{SiC}_{0.4}$ и возврат при температурах 1100–1400°C положения минимума TO-фононов к 800 см⁻¹ вызваны ростом размеров нанокристаллов SiC до величин 3.5–5 нм и выше.

Полагая, что 100% атомов углерода в слое $\text{SiC}_{0.03}$ образуют оптически активные Si–C-связи при температуре 1300°C ввиду низкой концентрации углеродных кластеров, показано, что при 1300°C в слое $\text{SiC}_{1.4}$ лишь 9% атомов C образуют эти связи, в $\text{SiC}_{0.95}$ – 12%, в $\text{SiC}_{0.7}$ и $\text{SiC}_{0.4}$ – 16%, в $\text{SiC}_{0.12}$ – 45%, а остальные атомы углерода продолжают находиться в составе прочных кластеров, то есть общее количество сформированных Si–C-связей в слоях SiC_x оказалось растущим с дробной степенью концентрации $n_2 = (n_1)^y$, где $y \approx 0.37 \pm 0.09$, $n_1 = x/0.03$.

Список литературы

1. Yu Liangdeng, Saweat Intarasiri, Teerasak Kamwanna, Somsorn Singkarat. Ion beam synthesis and modification of silicon carbide // Ion beam applications in surface and bulk modification of insulators. IAEA, Austria, Vienna, IAEA-TECDOC-1607. 2008. P. 63–92.
2. Лебедев А.А., Мосина Г.Н., Никитина И.П. и др. // Письма в ЖТФ. 2001. Т. 27. Вып. 24. С. 57–63.
3. Семенов А.В., Пузиков В.М., Голубова Е.П. и др. // ФТП. 2009. Т. 43. Вып. 5. С. 714–718.

4. Borders J.A., Picraux S.T. and Beezhold W. // Appl. Phys. Lett. 1971. Vol. 18, iss. 11. P. 509–511.
5. Баранова Е.К., Демаков К.Д., Старинин К.В. и др. // Доклады АН СССР. 1971. **200**. С. 869–870.
6. Герасименко Н.Н., Кузнецов О.Н., Лежейко Л.В. и др. // Микроэлектроника. 1974. Т. 3. Вып. 5. С. 467–468.
7. Akimchenko I.P., Kisseleva K.V., Krasnoperevtsev V.V. и др. // Rad. Eff. 1980. **48**. P. 7–12.
8. Nussupov K.Kh., Sigle V.O. and Beisenkhanov N.B. // Nucl. Instr. and Meth. B. 1993. Vol. 82. P. 69–79.
9. Баязитов Р.М., Хайбуллин И.Б., Баталов Р.И., Нурутдинов Р.М. // Журнал технической физики. 2003. **73**, вып. 6. С. 82–85.
10. Тетельбаум Д.И., Михайлов А.Н., Белов А.И. и др. // Поверхность. Рентг., синхр. нейтр. иссл. 2009. № 9. С. 50–57.
11. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Валитова И.В. и др. // Физика твердого тела. 2006. Т. 48. Вып. 7. С. 1187–1200.
12. Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Valitova I.V. et al. // Journal of Materials Science: Materials in Electronics. 2008. V. 19. P. 254–262.
13. Бейсенханов Н.Б. // Вестник ННГУ. 2010. № 1. С. 46–56.
14. Бейсенханов Н.Б. // Поверхность. Рентг., синхр. нейтр. иссл. 2010. № 10. С. 73–78.
15. Calcagno L., Compagnini G., Foti G., et al. // Nucl. Instr. and Meth. B. 1996. **120**. P. 121–124.
16. Акимченко И.П., Каздаев Х.Р., Краснопевцев В.В. // ФТП. 1977. Т. 11, вып. 10. С. 1964–1966.
17. Wong S.P., Chen D., Ho L.C., et al. // Nucl. Instr. and Meth. B. 1998. **140**. P. 70–74.
18. Kimura T., Kagiyama Sh. and Yugo Sh. // Thin Solid Films. 1981. **81**. P. 319–327.
19. Shimizu-Iwayama T., Nakao S., Saitoh K. // Appl. Phys. Lett. 1994. V. 65(14). P. 1814–1816.

SYNTHESIS OF β -SiC IN SiC_x LAYERS ($x = 0.03$ – 1.4) BY MULTIPLE IMPLANTATION OF $^{12}\text{C}^+$ IONS IN Si

*I.K. Beisembetov, N.B. Beisenkhanov, A.M. Doshchanov,
S.K. Zharikov, B.K. Kenzhaliev, K.Kh. Nussupov*

It is shown that after annealing at 1200°C of SiC_x layers formed by implantation of $^{12}\text{C}^+$ ions with energies of 40, 20, 10, 5 and 3 keV in Si, the largest number of Si-C bonds is observed for the SiC_{0.7} layer due to the low carbon content in the layers SiC_{0.03}, SiC_{0.12} and SiC_{0.4}, and high concentration of clusters in the layers SiC_{0.95} and SiC_{1.4}. Both the disappearance of the SiC LO-phonon peak of IR transmission and the shift of the TO phonon peak of SiC in the region above 800 cm⁻¹ with the decrease of SiC nanocrystal size to less than 3 nm are revealed. Compared to the SiC_{0.03} layer where 100% of the carbon atoms form optically active Si-C-bonds, in the SiC_{1.4} layer only 9% of C atoms do so, in SiC_{0.95} ~ 12%, in SiC_{0.7} and SiC_{0.4} ~ 16 %, in SiC_{0.12} ~ 45%, while the rest of carbon atoms remain at 1300°C in the stable C-Si clusters. The number of SiC in the SiC_x layers grows with a fractional power of concentration, namely, $(x/0.03)^y$, where $y \approx 0.37 \pm 0.09$.

Keywords: silicon carbide, ion implantation, structure, crystallization.