

Получение гетероструктур на основе нанокристаллических слоев политипов карбида кремния

© А.В. Семенов[¶], А.В. Лопин, В.М. Пузиков, В.Н. Баумер, И.Н. Дмитрук*

Институт монокристаллов Национальной академии наук Украины,
61001 Харьков, Украина

* Институт физики Национальной академии наук Украины,
03680 Киев, Украина

(Получена 10 ноября 2009 г. Принята к печати 16 ноября 2009 г.)

Показана возможность формирования гетероструктуры, состоящей из нанокристаллических слоев, — нижнего (на подложке) кубического политипа 3C и верхнего ромбоэдрического политипа 21R с использованием метода прямого ионного осаждения нанокристаллических пленок карбида кремния и градиентного нагрева подложек. Проведен детальный анализ структуры и последовательности расположения слоев карбида кремния с применением методов рентгеноструктурного анализа, фемтосекундной фотолюминесценции, оптической спектроскопии. Обсуждается природа максимумов, наблюдаемых в спектрах фотолюминесценции, оптического отражения и поглощения.

1. Введение

Гетерополитипные структуры на основе карбида кремния в последнее время вызывают интерес в связи с возможностью формирования бездефектных, практически идеальных контактов с необычными электронными свойствами [1,2]. Так, исследования свойств гетеропереходов на кубическом и гексагональном политипах, величины запрещенных зон которых отличаются на ~ 0.7 эВ, показали возможность формирования квантово-размерных структур на контакте со стороны узкозонного компонента [3]. В приконтактной области кубического политипа формируется двумерная решетка квантовых ям, глубина и высота барьеров которых в общем случае зависят от энергетических конфигураций контактируемых политипов [4]. Такие гетерополитипные переходы на SiC могут являться физической основой для разработки новых квантовых приборов на карбиде кремния. В то же время развитие исследований и разработка гетероструктур на основе политипов карбида кремния сильно сдерживаются проблемами контролируемого выращивания пленок различных политипов SiC и гетероструктур на их основе. Это связано с тем, что, несмотря на то что известно большое количество политипов карбида кремния (более 250), до сих пор нет общепринятого подхода к природе политипизма и соответственно к механизму роста политипов. Из накопленного к настоящему времени большого объема экспериментальных данных по выращиванию карбида кремния надежно установлено следующее:

а) кубическая модификация SiC является наиболее низкотемпературной и при температуре более 2000°C трансформируется в гексагональную [5],

б) в условиях роста, близких к равновесным, на вид политипа большее влияние, чем температура, оказывает соотношение Si/C в зоне роста: при избытке Si

повышается вероятность кристаллизации кубического политипа 3C [5,6].

Используя эти установленные и другие кинетические факторы роста карбида кремния, в настоящее время методами вакуумной сублимации [7], молекулярно-лучевой эпитаксии [8] растут эпитаксиальные и гетерополитипные слои на основе кубической 3C-SiC и двух гексагональных 6H-SiC, 4H-SiC модификаций на подложках из SiC. Методом химического осаждения из газовой фазы (CVD) [9] выращивают гетероэпитаксиальные слои 3C-SiC на подложках из кремния. В этих методах реализуются условия, близкие к равновесным, что требует высоких температур процесса. При понижении температуры процесса (менее 1200°C) возникают условия для роста как поли-, так и нанокристаллических пленок SiC. Такие условия были реализованы в методах магнетронного распыления [10,11], лазерной абляции [12], плазменного осаждения [13], плазменно-усиленного химического осаждения из газовой фазы [14,15], молекулярно-лучевой эпитаксии [16]. Осажденные при низких температурах пленки SiC в зависимости от условий имеют различные степени кристалличности и размеры кристаллов, однако все имеют структуру кубического политипа 3C, что в принципе согласуется с установленными температурами равновесного образования политипов.

В то же время в работах [17,18] было показано, что в условиях прямого осаждения ионов углерода и кремния с энергией ~ 100 эВ при низких (менее 1500°C) температурах возможен рост нанокристаллических пленок кубического, ромбоэдрических и гексагональных политипов карбида кремния. При этом было установлено, что в узком диапазоне температуры (900 – 1500°C) наблюдается довольно сильная корреляция структуры осаждаемой нанокристаллической пленки SiC от температуры. Были определены температурные области формирования и получены нанокристаллические пленки с последовательным рядом политипов 3C, 21R, 27R, 51R, 6H [17].

[¶] E-mail: semenov@isc.kharkov.ua

Цель данной работы состояла в изучении возможности низкотемпературного формирования гетероструктур на основе нанокристаллических пленок различных политипов с использованием метода прямого осаждения ионов.

2. Методика эксперимента

Осаждение пленок выполняли на оригинальной установке ионно-плазменного осаждения, описанной ранее [18,19]. Соотношение Si/C в потоке ионов было равно 1.12. Энергия ионов углерода и кремния составляла 120 эВ. Давление в камере составляло не более 10^{-3} Па. Температуру подложек варьировали в диапазоне 900–1500°C и измеряли оптическим микропирометром с точностью $\pm 5^\circ$. Осаждение выполняли на подложки из различных материалов в зависимости от планируемых температуры осаждения и методов анализа пленок. Для этого использовали монокристаллы сапфира (Al_2O_3), кремния (Si), кварца (SiO_2) и др. материалы. Средняя скорость осаждения составляла 1–2 мкм/мин. Толщины пленок были не более нескольких микрон, так как интересующие нас процессы формирования пленок происходили в диапазоне именно таких толщин. Структуру пленок характеризовали методом рентгеновской дифрактометрии (РД) на спектрометре „Siemens D500“ в CuK_α -излучении с графитовым монохроматором на первичном пучке в режиме симметричного ϑ – 2ϑ -сканирования. Спектры оптического поглощения (ОП) и отражения в ультрафиолетовом до инфракрасном диапазоне измеряли на спектрофотометре Lambda 35 (Perkin Elmer) с фотометрической точностью 0.6–1%. Спектры фотолюминесценции измеряли при гелиевой температуре при возбуждении электронной подсистемы пленки третьей гармоникой титан-сапфирового лазера с $\lambda_{\text{exit}} = 266$ нм ($E_{\text{exit}} = 4.66$ эВ).

3. Экспериментальные результаты

3.1. Изготовление гетероструктуры

Для формирования гетероструктуры на основе кубического и ромбоэдрического политипов карбида кремния было решено использовать особенности осаждения нанокристаллических пленок SiC методом прямого осаждения ионов, установленные ранее. Первая особенность — это сильная температурная зависимость и узкий температурный диапазон роста каждого политипа. Так, установленные средние значения температурного диапазона роста политипов SiC составляли соответственно для 3C — 900°C, 21R — 1100°C, 51R — 1160°C, 27R — 1240–1380°C, 6H — 1510°C [18]. Вторая особенность — это то, что при неизменном подводе тепла от резистивного нагревателя к обратной стороне подложки (т.е. градиент температуры противоположен направлению роста пленки) температура фронтальной

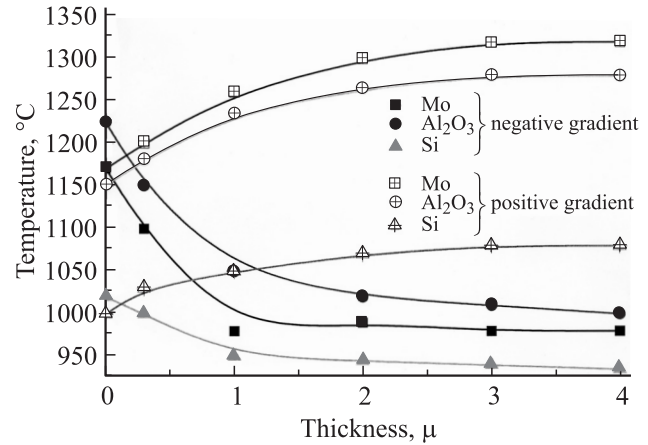


Рис. 1. Изменения температуры поверхности нанокристаллической пленки SiC от ее толщины в процессе осаждения на различные подложки с различными начальными температурами при положительном и отрицательном градиентах нагрева.

поверхности уменьшается в процессе роста на ней пленки SiC [20]. Причем величина изменения температуры зависит от материала подложки. Как видно из кривых, показанных на рис. 1 (отрицательный градиент), для подложки из сапфира разница в температуре между исходной подложкой и нанесенной пленкой толщиной ~ 2 мкм составляет 230°C, для молибденовой подложки — 300°C, а для подложки из кремния — 80°C. Мы полагаем, что в условиях, когда в процессе установившейся теплопередачи (при $T > 1000^\circ\text{C}$) значительную роль играет лучистый теплообмен, изменение температуры поверхности подложки в процессе роста пленки SiC связано с различием интегральных коэффициентов излучения ε_T поверхностей подложек и осаждаемого карбида кремния. Таким образом, поверхность материала с большим коэффициентом ε_T больше излучает и соответственно имеет меньшую температуру. Известно [21], что карбид кремния имеет интегральный коэффициент излучения ε_T — больший, чем у молибдена, сапфира и кремния. Причем чем больше разница в ε_T , тем больше наблюдается снижение температуры подложки при росте на ней пленки SiC (рис. 1) [20]. Учитывая отмеченную выше сильную зависимость структуры пленки от температуры и полученную последовательность политипов, можно ожидать, что пленки SiC (более 1 мкм), осаждаемые в рассмотренных условиях, могут иметь послойную политипную структуру, состоящую из, начиная с подложки, более высокотемпературного политипа 6H и затем при понижении температуры — 27R, 51R, 21R и, наконец, самого низкотемпературного — 3C. Конечно, такая последовательность возможна при отрицательном градиенте температуры, противоположном направлению роста пленки нормально подложке, т.е. в случае подогрева подложки с тыльной стороны. На рис. 2, а представлена рентгеновская дифрактограмма пленки SiC на подложке из Si, осаждаемой при

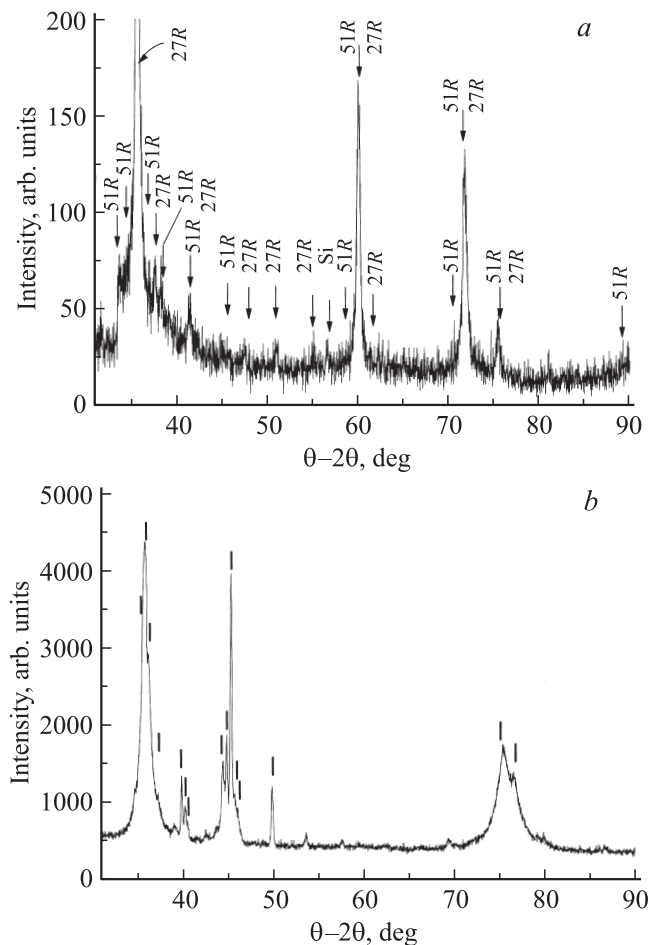


Рис. 2. Рентгеновские спектры от нанокристаллической пленки SiC на подложке из Si: *a* — осажденной при отрицательном градиенте температуры с начальной температурой 1200°C; *b* — осажденной при положительном градиенте нагрева с начальной температурой 890°C.

отрицательном градиенте температуры с начальной температурой 1200°C. На ней присутствуют отражения от двух политипов 27R, 51R, которые, как мы полагаем, сформировались последовательно друг за другом, но вследствие небольшой толщины пленки (2.5 мкм) дают примерно одинаковые интенсивности дифракционных пиков. При получении эпитаксиальных гетероструктур SiC методами CVD или вакуумной сублимации растут слои кубического политипа 3C-SiC на гексагональных политипах 4H-SiC, 6H-SiC [7], т.е. соблюдают последовательность: на высокотемпературном гексагональном политипе растут низкотемпературный кубический. Обратная схема эпитаксии не применяется, так как при высокой температуре роста гексагонального политипа на кубическом в последнем могут возникнуть дефекты или даже политипный переход.

В связи с этим мы решили использовать достоинства низкотемпературного метода прямого ионного осаждения и изучить возможность формирования гетероструктуры с обратной последовательностью: на кубическом

политипе сформировать более высокотемпературный политип. Для этого был разработан узел нагрева подложки с положительным градиентом температуры, т.е. в направлении роста пленки. Принципиальная схема узла показана на рис. 3. Положительный градиент достигался за счет лучистого подогрева фронтальной области подложки. При таком нагреве температура поверхности при росте пленки повышается, а не понижается за счет обратного эффекта — дополнительного поглощения тепла за счет увеличения интегральной степени черноты поверхности, которая в первом приближении равна ε_T при обратном градиенте температуры. Измеренное изменение температуры поверхности пленки SiC в зависимости от толщины в процессе роста на подложке из сапфира при положительном градиенте показано на рис. 1 (положительный градиент). Анализ представленного изменения температуры поверхности показал, что при начальной температуре 890°C в процессе осаждения на определенной толщине пленки (в зависимости от материала подложки), в соответствии с ростом температуры, мы можем ожидать смену кубического политипа 3C на ромбоэдрический 21R. Соответственно эксперимент по этой схеме и был осуществлен. На подложке из сапфира с начальной температурой 890°C было выполнено осаждение пленки SiC толщиной около 3.8 мкм. На рис. 2, *b* показан рентгенодифрактометрический спектр от осажденной нанокристаллической пленки. Обработанные стандартным образом рентгеновские отражения и их параметры представлены в табл. 1. В спектрах РД ясно идентифицируются интенсивные линии ($2\theta = 35.18, 36.18, 37.18, 40.24, 45.18, 75.38$ и 77.40°), соответствующие отражениям от плоскостей (см. табл. 1) ромбоэдрического политипа 21R и линии $2\theta = 35.66, 73.38$, которые совпадают с отражениями от плоскостей (111) и (222) кубического политипа 3C. То, что в отражениях от 3C-SiC наблюдаются только два отражения от базовых плоскостей (111) и (222), свидетельствует об осевой текстуре слоя кубического карбида кремния с осью [111]. Кроме указанных выше

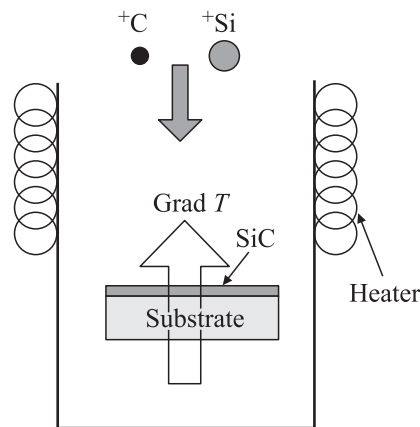


Рис. 3. Принципиальная схема теплового узла с положительным градиентом для нагрева подложки.

Таблица 1. Положение дифракционных максимумов в спектре на рис. 2, *b*, интенсивности, значения межплоскостных расстояний d_{hkl} , рассчитанные из экспериментальных данных и взятые из таблицы (*) для политипов карбида кремния

Положение пика, град	Интенсивность	d_{hkl} , нм		Политип	hkl
		эксперимент	таблица *		
35.18	881.85	2.538	2.53	21R	00.21 10.7
35.66	4132.19	2.513	2.51	3C	111
36.18	1595.06	2.480	2.47	21R	01.8
37.18	521.88	2.41	2.40	21R	10.10
39.82	563.90	2.261	2.26	27R	10.16
40.24	338.07	2.239	2.23	21R	10.13
44.28	879.31	2.043	2.05	33R	01.26
44.74	692.51	2.023	2.02	27R	10.22
45.18	2885.49	2.005	2.01	21R	10.16
45.68	582.88	1.984	1.984	51R	10.43
49.76	716.60	1.830	1.83	27R	10.26
75.38	1103.89	1.259	1.256	3C	222
			1.259	21R	10.37
77.40	278.96	1.231	1.229	21R	01.38

* С.А. Добролеж, С.М. Зубкова, В.А. Кравец, В.З. Смушкевич, К.Б. Толпыго, И.Н. Францевич. *Карбид кремния* (Гос. изд-во техн. лит. УССР, Киев, 1963) приложение 2, с. 294.

линий, присутствуют довольно интенсивные ($2\vartheta = 38.82$ и 49.76°) и более слабые линии ($2\vartheta = 44.28, 44.74, 45.68^\circ$), которые можно отнести к отражениям в ромбоэдрических политипах 27R, 33R, 51R. Эти политипы образуются при более высоких температурах, чем 21R (см. разд. 2). Но температурная граница их образования в какой-то степени размыта [17] и можно допустить, что вблизи температуры подложки 1100°C в верхних слоях (наиболее нагретых) растущей пленки частично могут образовываться смежные по температуре к 21R политипы 27R и 51R. В то же время их содержание в пленке можно считать незначительным, так как интенсивность отражений от основных политипов 3C и 21R практически на порядок больше (табл. 1). Размер нанокристаллов, оцененный по формуле Шеррера, составил соответственно 8–10 нм для кубического и 15–18 нм для ромбоэдрического политипов.

3.2. Спектры двусторонней фотолюминесценции гетероструктуры на основе нанокристаллических политипов 3C/21R

Для независимого определения последовательности расположения слоев политипов были выполнены измерения фотолюминесценции (ФЛ) и оптического отражения от фронтальной и обратной (лежащей на подложке) поверхностей гетероструктуры, осажденной в вышеописанных условиях. Для этих экспериментов был подобран сапфир оптического качества, ФЛ от которого

в диапазоне 200–1000 нм практически отсутствовала. Толщина пленки составила 3.8 мкм. На рис. 4 представлены спектры фотолюминесценции от фронтальной (*a*) и обратной (*b*) поверхностей нанокристаллической пленки, содержащей кубический 3C и ромбоэдрический 21R политипы. Спектры регистрировались при температуре 4.2 К при возбуждении излучением с энергией 4.66 эВ ($\lambda_{\text{exit}} = 266$ нм). Ясно видны принципиальные отличия спектров ФЛ от противоположных поверхностей. Спектр ФЛ от фронтальной поверхности содержит широкую полосу эмиссии с тремя максимумами при 2.65, 2.83, 2.997 эВ, плечом в области 2.43 эВ и слабый пик при 3.366 эВ. Спектр ФЛ от обратной поверхности содержит широкий максимум при 2.55 эВ и одинаковый по положению фронтального сигнала слабый пик при 3.366 эВ и слабый максимум при 3.7 эВ. Так как спектры уширены и несимметричны, для детального анализа они были аппроксимированы гауссианами, центры которых приведены в табл. 2.

Рассмотрим возможные механизмы и различия вторичной эмиссии обеих сторон пленки. Обратная по-

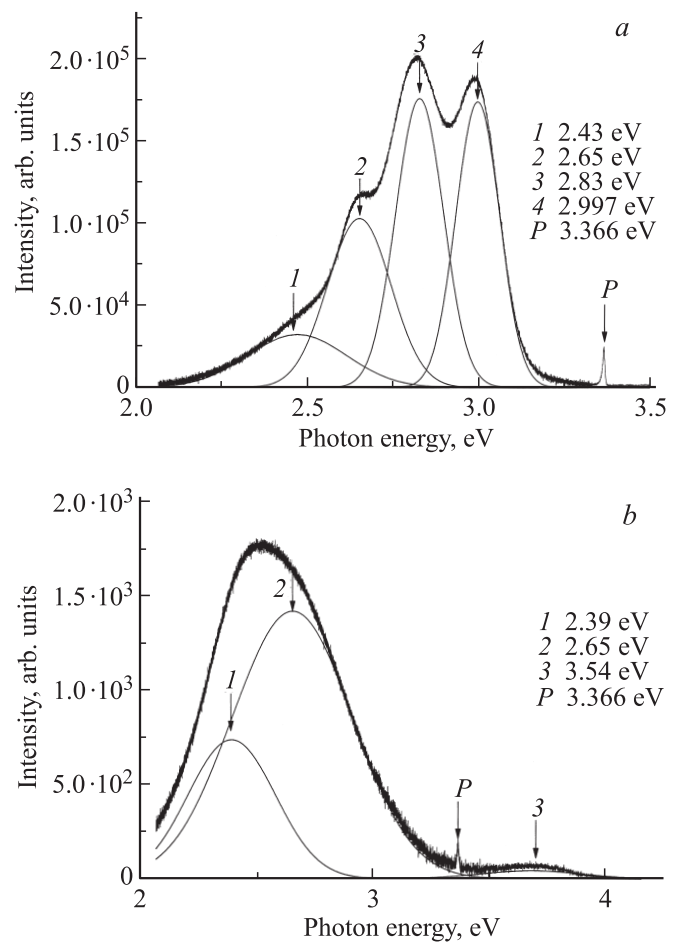


Рис. 4. Спектры фотолюминесценции от фронтальной (*a*) и обратной (*b*) поверхностей нанокристаллической пленки, содержащей слой кубического 3C и ромбоэдрического 21R политипов на подложке из сапфира. Измерено при 4.2 К.

Таблица 2. Положения центров максимумов в спектрах фотолюминесценции и оптического отражения от фронтальной и обратной поверхностей гетероструктуры 3C/21R, эВ

Фотолюминесценция		Оптические отражения		Интерпретация
Фронтальная поверхность	Обратная поверхность	Фронтальная поверхность	Обратная поверхность	
2.43	2.39	2.4	2.40	Переход $\Gamma_{15v}-X_{1c}$ в 3C-SiC [21]
2.65	2.65			Предположителен переход из области контакта
2.83		2.857	2.83	Предположителен переход в 24R-SiC [23]
2.997		3.08		Переход в 21R-SiC [23]
3.366	3.366			Не соотнесен
	3.7		4.32	Не соотнесен
		4.97		Переход $\Gamma_{15v}-L_{1c}$ в 3C-SiC [24]
				Предположителен переход в 21R-SiC

верхность по нашей схеме осаждения принадлежит низкотемпературному слою, т. е. кубическому политипу. Спектр ФЛ от этого слоя содержит широкую несимметричную полосу при 2.55 эВ, которая хорошо аппроксимируется двумя интенсивными гауссианами с центрами 2.39 и 2.65 эВ. Первый максимум соответствует излучению на частоте непрямых переходов $\Gamma_{15v}-X_{1c}$ в кубическом карбиде кремния [22]. Второй максимум в области 2.65 эВ прямо не идентифицируется. Он присутствует и в спектре фронтального слоя, и можно предположить, что за это свечение ответствен контактный слой между кубическим и более широкозонным ромбоэдрическим политипом. ФЛ от фронтального слоя также содержит максимум 2.65 эВ, который также можем отнести, предположительно, к эмиссии из контактной области. Максимум 2.997 эВ соответствует излучению на частоте зонных переходов ромбоэдрического политипа 21R [23]. Максимум свечения в области 2.83 эВ может иметь различную природу. Это может быть излучение экситонного комплекса, связанного на дефекте, которое наблюдали в работе [24]. Это может быть и излучение, обусловленное зонными переходами в ромбоэдрическом политипе 24R [23]. Этот политип является ближайшим структурным родственником 21R. Вполне возможно, что отражения от этого политипа содержатся в отражениях от неосновных политипов 27R, 51R, 33R (табл. 1). Но так как в литературе отсутствуют РД данные по этому политипу, мы больше ничего сказать не можем. Мы также пока затрудняемся с отнесением полосы 3.7 эВ и пика 3.366 эВ, который совпадает с высокой точностью на спектрах ФЛ от обеих сторон гетероструктуры.

3.3. Спектры оптического отражения и поглощения гетероструктуры на основе нанокристаллических политипов 3C/21R

На рис. 5, а представлены спектры оптического отражения (ОО) в диапазоне 200–1000 нм, измеренные от фронтальной и обратной поверхностей той же гетероструктуры 3C/21R на сапфире. При измерении отражения по такой схеме предварительно было измерено отражение от чистой подложки, которое затем вычли из сигнала от пленки. Следует отметить, что спектр отражения от чистой подложки сапфира не имел особенностей во всем измеряемом диапазоне энергий фотонов. Как видно из рисунка, спектр отражения от фронтальной поверхности содержит серию максимумов с положениями при энергиях фотонов 4.97, 3.08, 2.857 эВ и плечо при 2.4 эВ, а спектр ОО от обратной стороны содержит максимумы 4.32 и 2.45 эВ, последний из которых раскладывается на 2.83 и 2.40 эВ (рис. 5, б). Эти данные сведены в табл. 2. Из табл. 2 видно, что наблюдается неплохое согласие по положению основных максимумов спектров ФЛ и ОО, что говорит об их общей природе. Небольшие различия в положениях максимумов при близких значениях энергий, мы полагаем, связаны с ошибками в определении их центров. Максимумы ОО от обратной стороны гетероструктуры, которая по схеме получения является низкотемпературной и содержит кубический политип 3C, близки к энергиям возбуждений: 2.42 эВ — для непрямых переходов $\Gamma_{15v}-X_{1c}$ в кубическом карбиде кремния [22], 4.32 эВ — для непрямых переходов $\Gamma_{15v}-L_{1c}$ также в кубическом карбиде кремния [25]. Максимумы ОО от фронтальной поверхности гетероструктуры также содержат сигналы, близкие к пи-

кам ФЛ и, видимо, имеющие общую природу: 3.08 эВ — практически соответствуют отражению на частоте зонных переходов ромбоэдрического политипа 21R [23]. Максимум в области 2.857 эВ, как уже отмечалось, может иметь различную природу, связанную с излучением экситонного комплекса [24] или зонными переходами в ромбоэдрическом политипе 24R [22]. Полоса отражения при 4.97 эВ может быть связана с высокоэнергетичными переходами в политипе 21R. В этом спектре явно не виден максимум при 2.6 эВ, который, как мы полагаем, может быть спрятан в довольно интенсивном крыле длинноволнового отражения. Конечно, особый интерес вызывает структура переходного слоя 3C/21R, который, по нашему предположению, может содержать электронные уровни с переходами, излучающими ФЛ с энергией в области энергии 2.6 эВ. Сейчас мы не имеем прямых данных о микроструктуре переходного слоя 3C/21R. Но в соответствии с существующими представлениями о конденсации ионов с повышенной

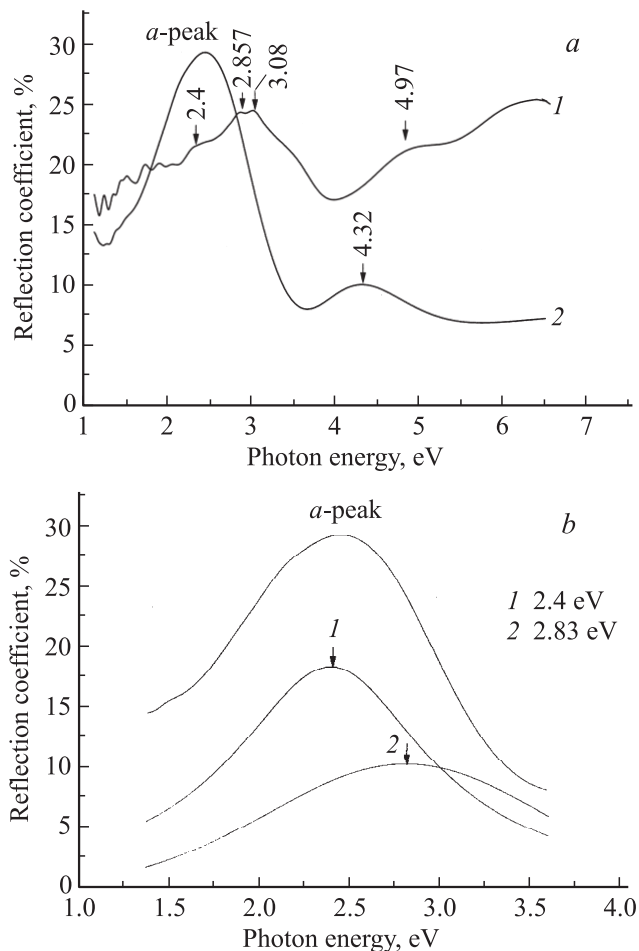


Рис. 5. Спектры оптического отражения (а) от фронтальной (кривая 1) и обратной поверхностей (со стороны подложки) (кривая 2) нанокристаллической пленки, содержащей слои кубического 3C и ромбоэдрического 21R политипов на подложке из сапфира. Измерено при 293 К; б — разложение пика „а-peak“ на гауссианы.

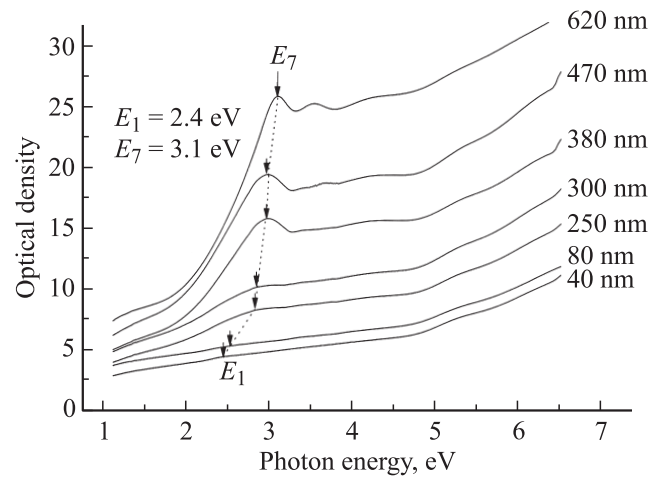


Рис. 6. Зависимость спектров оптической плотности гетероструктуры SiC от ее толщины.

энергией можно полагать, что зародыш кристалла образуется в области остановки иона, характеризующейся повышенными температурой и давлением с оценочным размером 10–20 нм (для энергий ~ 100 эВ). Поэтому с учетом оцененных размеров кристаллитов по данным РД можно предположить, что переходная область может содержать пары контактирующих нанокристаллов, а также нанокристаллы-двойники, состоящие из кубического и ромбоэдрического политипов. Кроме того, граница между нанокристаллическими слоями должна иметь нанорельеф с характерным размером 10 нм в соответствии со средними размерами нанокристаллов. Чтобы получить дополнительную информацию о пространственном распределении гетероперехода 3C/21R, на кварцевой подложке в вышеуказанных условиях была выращена гетероструктура с положительным температурным градиентом и клином по толщине в плоскости пленки SiC от 40 до 600 нм. Толщины пленок в диапазоне 40–100 нм оценивали по режиму осаждения, а более 200 нм рассчитывали по интерференционным спектрам отражения. Клин по толщине пленки был обеспечен осаждением неоднородного по плотности ионного потока. Спектры оптической плотности гетероструктуры в зависимости от толщины представлены на рис. 6. На спектрах оптической плотности тонких слоев пленок, осажденных при начальной температуре 890°С — оптимальной для роста кубического политипа, видны максимумы поглощения при ~ 2.4 эВ, которые мы относим к возбуждениям не прямых переходов $\Gamma_{15v}-X_{1c}$ в кубическом карбиде кремния [22]. Положение максимума практически не изменяется до толщин 250–300 нм, при этом температура поверхности, по нашим данным, увеличивается до 50–60°С. При дальнейшем увеличении толщины пленки максимум смещается или, точнее, появляется более коротковолновый максимум поглощения при ~ 3.0 эВ, который свидетельствует о появлении слоя более широкозонного политипа, предположительно 21R.

Эти данные хорошо увязываются с моделью роста гетероструктуры по предложенной схеме: температура поверхности пленки в процессе осаждения увеличивается и при определенной толщине соответствует оптимальной для роста соответствующего политипа [17]. Следует отметить, что из приведенной толщиной зависимости спектров оптической плотности видно, что рост второго (широкозонного) политипа происходил при меньших толщинах, чем ожидается из измеренных зависимостей изменения температуры от толщины (рис. 1). Эти отличия можно объяснить разницей в величине градиента температуры на подложках, который зависит не только от теплофизических параметров подложки, но и от ее геометрии, контакта с подложкодержателем и др. параметров, которые сложно учесть. Несомненно, величина градиента влияла на температуру поверхности пленки, которая поэтому имела разброс от подложки к подложке.

4. Заключение

Таким образом, показано, что прямое ионное осаждение нанокристаллической пленки SiC на подложке при начальной температуре 890°C и положительном градиенте подогрева позволяет формировать двухслойную гетероструктуру, состоящую из слоев нижнего (на подложке) нанокристаллического кубического политипа 3C и верхнего нанокристаллического ромбоэдрического политипа 21R. Максимумы измеренных спектров фотолюминесценции и оптического отражения от фронтальной и обратной поверхностей гетероструктуры соответствуют краевым возбуждениям в ромбоэдрическом 21R и кубическом 3C политипах и подтверждают последовательность их расположения в соответствии со схемой осаждения. Зарегистрированный в спектрах фотолюминесценции максимум при энергии фотонов 2.6 эВ может быть обусловлен электронными переходами в контактной области гетероструктуры 3C/21R, которая представляет собой смесь нанокристаллов политипов карбида кремния 3C и 21R. Измеренные изменения спектров оптической плотности на гетероструктуре с клином по толщине качественно укладываются в предложенную модель роста гетероструктуры. Обнаруженные отличия в толщиной зависимости структуры политипа можно объяснить различиями в теплофизических параметрах системы нагреватель–подложка, которые определяют температуру растущей пленки. Для формирования нанокристаллических гетероструктур с иными комбинациями политипов SiC из последовательных пар ряда 3C, 21R, 27R, 51R, 6H необходимы соответствующие изменения теплофизических условий осаждения нанокристаллических слоев.

Авторы благодарят за выполнение измерений фотолюминесценции гетероструктур на нанокристаллических пленках 3C/21R научного сотрудника ИФ НАНУ П.И. Коренюка.

Работа выполнена с привлечением методических возможностей Центра коллективного пользования приборами НАН Украины „Лазерный фемтосекундный комплекс“.

Список литературы

- [1] A. Fissel, U. Kaizer, B. Schroter, W. Richter, A. Bechstedt. *Appl. Surf. Sci.*, **184** (1), 37 (2001).
- [2] А.А. Лебедев, А.М. Стрельчук, Д.В. Давыдов, Н.С. Савкина, А.Н. Кузнецов, Л.М. Сорокин. *Письма ЖТФ*, **28** (18), 89 (2002).
- [3] А.А. Лебедев, В.Н. Петров, А.Н. Титков, Л.М. Сорокин, А.С. Трегубова, Г.Н. Мосина, А.Е. Черенков. *Письма ЖТФ*, **31** (23), 8 (2005).
- [4] С.Ю. Давыдов, О.В. Посредник. *Письма ЖТФ*, **31** (17), 58 (2005).
- [5] *Silicon carbide*, ed. by H.K. Henisch, R. Roy (Pergamon Press, 1969) p. 371.
- [6] Ю.В. Водаков, Г.А. Ломакина, Е.М. Мохов. *Sol. St. Phys.*, **24** (52), 1377 (1982).
- [7] N.S. Savkina, A.A. Lebedev, D.V. Davydov, A.M. Strelchuk, A.S. Tregubova, C. Raynaud, J.P. Chante, M.L. Locatelli, D. Planson, J. Nilan, P. Godignon, F.J. Campos, N. Nestres, J. Pascual, G. Brezeanu, M. Batila. *Mater. Sci. Eng. B*, **77**, 50 (2000).
- [8] A. Fissel, U. Kaizer, K. Pfennighaus, B. Schroter, W. Richter. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 1204 (1996).
- [9] S. Nishino, C. Jacob, Y. Okui. *J. Cryst. Growth*, **237–239**, 1250 (2002).
- [10] S. Kerdiles, R. Rizk, F. Gourbilleau, A. Perez-Rodriguez, B. Garrido, O. Gonzalez-Varona, J.R. Morante. *Mater. Sci. Eng. B*, **69**, 530 (2000).
- [11] Y. Sun, T.J. Miyasato. *Appl. Phys.*, **84**, 2602 (1998).
- [12] H. Spillman, P.R. Wilmott. *Appl. Phys. A*, **70**, 323 (2000).
- [13] F. Liao, S.L. Girshick, W.M. Mook, W.W. Gerberich, M.R. Zachariah. *Appl. Phys. Lett.*, **86**, 171 913 (2005).
- [14] V.C. George, A. Das, M. Roy, A.K. Dua, P. Raj, D.R.T. Zahn. *Thin Sol. Films*, **419**, 114 (2002).
- [15] T. Pajagopalan, X. Wang, B. Lanthouh, C. Ramkumar. *J. Appl. Phys.*, **94** (3), 5252 (2003).
- [16] A. Fissel, B. Schroter, U. Kaiser, W. Richter. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 2418 (2000).
- [17] A.V. Semenov, V.M. Puzikov, M.V. Dobrotvorskaya, A.G. Fedorov, A.V. Lopin. *Thin Sol. Films*, **516**, 2899 (2008).
- [18] А.В. Семенов, В.М. Пузиков, Е.П. Голубова, В.Н. Баумер, М.В. Добротворская. *ФТП*, **43** (5), 714 (2009).
- [19] A.V. Semenov, A.V. Lopin, V.M. Puzikov. *Surface, X-Ray, Synchrotron and Neutron Res.*, N 9, 99 (2004).
- [20] А.В. Семенов, С.Н. Скорик, А.В. Лопин, В.М. Пузиков, В.Н. Баумер, П.В. Матейченко. *Тез. докл. 13-й Нац. конф. по росту кристаллов*, Москва, 17–22 ноября 2008, с. 450; *Поверхность, рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, № 2, 7 (2010).
- [21] *Физические величины*. Справочник, под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова (М., Энергоатомиздат, 1991).
- [22] D. Bimberg, M. Altarelli, N.O. Lipari. *Sol. St. Commun.*, **40**, 437 (1981).
- [23] G.B. Dubrovskii, A.L. Lepneva, E.I. Radovanova. *Phys. Status Solidi B*, **57** (1), 423 (1973).
- [24] D.R. Hamilton, L. Patrick, W.J. Choyke. *Phys. Rev.*, **138** (5a), A1472 (1965).

- [25] Yu. Goldberg, M.E. Levinshtein, S.L. Rumyantsev. In: *Properties of Advanced Semiconductors Materials GaN, AlN, SiC, BN, SiGe*, ed. by M.E. Levinshtein, S.L. Rumyantsev, M.S. Shur (John Wiley & Sons, Inc., N.Y., 2001) p. 93.

Редактор Т.А. Полянская

Forming of heterostructures on the basis of nanocrystalline layers of silicon carbide polytypes

*A.V. Semenov, A.V. Lopin, V.M. Puzikov, V.N. Baumer, I.N. Dmitruk**

Institute for Single Crystals,
National Academy of Sciences of Ukraine,
61001 Kharkov, Ukraine

* Institute of Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine,
03028 Kiev, Ukraine

Abstract The possibility of forming of heterostructure which consist of nanocrystalline layers — on the lower (on a substrate) cubic polytype 3C and overhead rhombohedral polytype 21R, using the method of the direct ion deposition of silicon carbide nanocrystalline films and gradient heating of substrate is shown. The detailed analysis of structure and sequence of silicon carbide layers location with the use of methods of X-Ray analysis, femtosecond photoluminescence and optical spectroscopy is carried out. The nature of maxima, observed in the spectra of photoluminescence, optical reflection and absorption is discussed.