

09,11

ИК-спектры углерод-вакансионных кластеров при топохимическом превращении кремния в карбид кремния

© С.А. Грудинкин¹, С.А. Кукушкин^{2-4,¶}, А.В. Осипов²⁻⁴, Н.А. Феоктистов^{1,2}

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Санкт-Петербургский академический университет, Санкт-Петербург, Россия

¶ E-mail: sergey.a.kukushkin@gmail.com

(Поступила в Редакцию 30 мая 2017 г.)

Методами инфракрасной спектроскопии (ИК) и спектральной эллипсометрии экспериментально подтвержден предсказанный ранее теоретически механохимический эффект нарушения стехиометрии состава, ведущий к образованию углерод-вакансионных структур в пленках карбида кремния (SiC) на подложках кремния (Si), выращенных методом замещения атомов. Обнаружено, что полоса в области 960 см^{-1} в ИК-спектрах пленок SiC на Si, отвечающая „углерод-вакансионным кластерам“, всегда присутствует в пленках SiC, выращенных в атмосфере чистого монооксида углерода (CO) или в смеси CO с силаном (SiH₄) на подложках Si различной ориентации, уровня и типа легирования. Установлено отсутствие полосы поглощения в области 960 см^{-1} в ИК-спектрах пленок SiC, синтезированных при оптимальном соотношении давлений газов CO и трихлорсилана (SiHCl₃). Экспериментально подтвержден предсказанный ранее теоретически механизм протекания химической реакции замещения атомов Si на углерод (C) при взаимодействии газов CO и SiHCl₃ на поверхности подложки Si, приводящий к формированию эпитаксиальных слоев монокристаллического SiC.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 15-0306155, 16-29-03149-офи) и в рамках проектной части гос. задания (проект: № 16.2811.2017/ПЧ).

Работа выполнена при использовании оборудования Уникальной научной установки (УНУ) „Физика, химия и механика кристаллов и тонких пленок“ ФГУН ИПМаш РАН (Санкт-Петербург).

DOI: 10.21883/FTT.2017.12.45239.173

1. Введение

В работе [1] методом инфракрасной спектроскопии были исследованы образцы SiC, выращенные на поверхности монокристаллического кремния методом замещения атомов [2,3]. В результате проведенных исследований в ИК-спектрах была обнаружена полоса, лежащая в области 960 см^{-1} , не наблюдавшаяся ранее ни в монокристаллах SiC [4], ни в пленках SiC, выращенных как на кремниевых подложках, так и на подложках других материалов [5,6]. В работе [1] была высказана гипотеза, согласно которой эта полоса связана с взаимодействием ИК-излучения с новым объектом — упругим (дилатационным) диполем, представляющим собой упруго взаимодействующий атом углерода в межузельной позиции и кремниевую вакансию. Подобного рода объект, существование которого было впервые предсказано в работе [7], может образоваться только как промежуточное, метастабильное образование при превращении кремния в карбид кремния при его химическом гетерогенном (топохимическом) взаимодействии с монооксидом углерода (CO). Подробное описание

природы и механизма образования данного упругого диполя можно найти в обзоре [2]. Элементарный расчет частоты колебания данного упругого диполя, проведенный в работе [1], показал хорошее совпадение расчетного значения частоты колебаний диполя с обнаруженным ее экспериментальным значением в области 960 см^{-1} .

В дальнейшем в работе [8] при изучении ИК-спектров поглощения пленок SiC на кремнии, выращенных замещением атомов, также было обнаружено наличие полосы поглощения, лежащей в области $957.5\text{--}960\text{ см}^{-1}$. В этой работе для роста пленок SiC использовался высокоомный, с удельным сопротивлением более $5000\ \Omega \cdot \text{см}$, низкодислокационный кремний *n*-типа проводимости. Пленки SiC, которые были исследованы в работе [1], были синтезированы на кремниевых пластинах *p*-типа проводимости с удельным сопротивлением порядка $10\ \Omega \cdot \text{см}$. Как в работе [1], так и работе [8] для роста пленок использовались подложки Si ориентации (111). Синтез этих пленок проходил, согласно технологии [3], в атмосфере смеси монооксида углерода (CO) с силаном (SiH₄).

Как было показано в [2,3], рост SiC методом замещения атомов может происходить и в чистом CO, и в его смеси с различными и разлагающимися при температуре синтеза газами, содержащими кремний. Необходимость добавления газов, содержащих кремний, к основному газу CO, как показано в [9], связана с тем, что под действием сжимающих упругих напряжений в слое SiC на Si возникает механохимический эффект Горского. Под действием этого эффекта происходит перераспределение атомов кремния и углерода в слое SiC, что приводит к нарушению стехиометрии пленок и асимметрии ее состава по толщине пленки SiC. Для получения высокосовершенных пленок SiC с гладкой поверхностью было предложено их выращивать из газовой смеси CO с трихлорсиланом (SiHCl₃). Отметим, что ранее в [2,3] в качестве кремний-содержащего газа было предложено использовать SiH₄.

В работе [9] была проанализирована химическая реакция, протекающая на поверхности подложки Si при синтезе SiC из смеси газов CO и SiHCl₃. Анализ этой реакции показал, что кроме SiC в качестве продуктов этой реакции образуются газообразные хлористый водород и водород. Хлористый водород при температурах синтеза незначительно подтравливает поверхность SiC, делая ее более гладкой, а водород очищает ее. Это является существенным достоинством использования трихлорсилана для синтеза SiC методом замещения атомов.

При этом возникают естественные вопросы. Действительно ли использование газа SiHCl₃ приводит к существенному изменению структуры поверхности SiC? Как добавка SiHCl₃ к основному газу CO влияет на образование и существование дилатационных диполей? Как отмечалось выше, вследствие особенностей роста SiC методом замещения атомов механохимический эффект приводит к образованию на поверхности SiC углеродных кластеров, неразрывно связанных с кремниевыми вакансиями. Данное явление было предсказано теоретически в работе [9]. Суть механохимического эффекта Горского заключается в том, что деформация пленки SiC, возникающая в процессе ее роста и охлаждения до комнатной температуры, приводит к сильному испарению Si с поверхности SiC. В результате в пленке SiC образуются вакансии Si. Расчеты показывают [10], что атому углерода, соседнему с кремниевой вакансией, выгодно занять ее место. При этом достигается выигрыш энергии порядка 2.5 eV, но для этого приходится преодолевать барьер примерно такой же величины. При температурах роста порядка 1200°C данный барьер преодолевается достаточно быстро, что приводит к образованию углеродно-вакансионных кластеров, состоящих из 4 атомов углерода и вакансии (рис. 1).

Образование подобного рода кластеров начинается уже на самых ранних временах синтеза пленок SiC. При малых временах синтеза и быстром охлаждении, пленки будут содержать вблизи или даже на самой поверхности углеродно-вакансионные кластеры. С увеличением времени и температуры синтеза эти кластеры

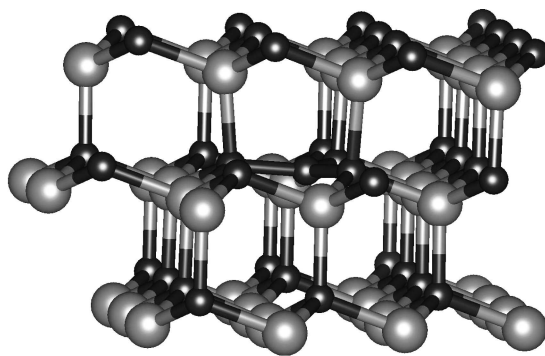


Рис. 1. Углерод-вакансионный кластер в карбиде кремния кубического политипа SiC-3C. Большие светлые кружки — атомы кремния, маленькие темные — атомы углерода. Ось $\langle 111 \rangle$ направлена вверх. Кластер из 4 атомов углерода в плоскости (111) образовался за счет прыжка атома углерода снизу на место кремниевой вакансии. На его месте осталась вакансия.

вместе с потоком вакансий будут продвигаться в глубь слоя SiC. На межфазной границе ансамбль углеродно-вакансионных кластеров возможно будет распадаться на SiC, вакансионные поры и различного рода нанокристаллы, содержащие углерод. Именно эти углеродно-вакансионные кластеры (аналог дилатационных диполей уже не в кремнии, а в карбиде кремния), по нашему мнению, и проводят к образованию полосы поглощения в ИК-спектрах в области 960 см⁻¹. Расчеты химических реакций [9] показали, что из двух газов (SiH₄ и SiHCl₃) только добавление газа SiHCl₃ основному газу CO приводит к тому, что образующиеся в процессе их взаимодействия с Si промежуточные вещества, содержащие хлор, удаляют углеродные структуры с поверхности SiC.

В связи с этим, целью настоящей работы являлось следующее. Во-первых, экспериментальное подтверждение вывода о влиянии газа SiHCl₃ на образование поверхностных углеродно-вакансионных структур и соответственно дополнительное подтверждение того факта, что за появление полосы поглощения в области 960 см⁻¹ ответственны углеродно-вакансионные структуры. Образование углеродно-вакансионных структур на поверхности слоев SiC, выращенных методом замещения атомов, существенным образом влияет на механизмы и кинетику роста эпитаксиальных пленок, в том числе пленок нитрида алюминия, нитрида галлия, оксида цинка и других широкозонных полупроводников. Во-вторых, исследование ИК-спектров на широком классе подложек Si различной ориентации, разного уровня и типа легирования. Отметим, что как в работе [1], так и в работе [8] были исследованы ИК-спектры пленок SiC, выращенных только на плоскости кремния (111) в смеси газов CO и SiH₄. В связи с этим возникает вопрос, будет ли наблюдаться полоса в ИК-спектрах в области 960 см⁻¹, обусловленная воздействием углеродно-вакансионных кластеров в пленках SiC, выращенных на

Основные технологические параметры синтеза пленок SiC на Si

Образец	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5	№ 6
Марка кремния	КДБ-50 (100) 4°	КДБ-10 (111) 0°	КЭФ-3,5 (100) 4°	КДБ-10 (100) 4°	КДБ-10 (111) 0°	КДБ-50 (100) 4°
Температура подложки, °C	1280	1270	1250	1250	1190	1250
Время роста, min	20	15	20	20	25	20
Давление CO, Torr	0.5	2.0	0.8	0.8	2.0	1
Расход CO, sccm	12	12	12	12	12	20
Расход SiH ₄ , sccm	0	0.25	0.25	0.25	0	0
Расход SiHCl ₃ , sccm	0.5	0	0	0	0	0.5

кремниевых подложках другой ориентации и другого типа проводимости, в частности, *n*-типа проводимости.

Для ответа на последний поставленный вопрос и обнаружения присутствия ИК-полосы в области 960 cm^{-1} мы исследовали ИК-спектры пленок SiC, выращенных не только на базовой поверхности Si (111), марки КДБ с удельным сопротивлением $10\ \Omega \cdot \text{cm}$, т.е. кремнии *p*-типа проводимости, но и на кремнии марки КЭФ *n*-типа проводимости, легированном фосфором. Использовались также подложки Si (111) без отклонения от базовой плоскости (111) и подложки (100) с отклонением от плоскости (100) на 4° .

2. Методика эксперимента и образцы

Метод синтеза исследуемых слоев SiC путем эпитаксиального замещения атомов в кристаллической решетке кремния подробно изложен в [2,3]. Для исследования ИК-спектров были синтезированы шесть образцов SiC. Образцы были выращены при различной температуре, разном времени роста, давлении и потоке газа CO, а также при различных потоках газов SiH₄ и SiHCl₃. Данные о параметрах роста пленок SiC на Si, типе подложки Si и их ориентации сведены в таблицу.

ИК-спектры были измерены с помощью инфракрасного Фурье спектрометра Bruker IFS-113v. Измерения проводились со спектральным разрешением 4 cm^{-1} . Спектры получены с участка образца размером $1.25 \times 1.25\text{ mm}$. Спектры пропускания были записаны при нормальном падении излучения на образец. Спектры отражения измерены с помощью оптической приставки, обеспечивающей угол падения излучения $\sim 11^\circ$ к нормали к поверхности образца. Алюминиевое зеркало использовалось в качестве эталонного при измерении спектров отражения.

В процессе эпитаксиального роста методом замещения атомов образование пленки монокристаллического SiC происходит не только на лицевой стороне подложки, но и на обратной стороне, соприкасающейся с держателем подложки. Свойства эпитаксиальной пленки SiC на обратной стороне подложки могут отличаться от свойств пленки SiC на лицевой стороне. Для исключения вклада в ИК-спектр, находящейся на обратной

стороне подложки пленки SiC, она была подвергнута полировке алмазной пастой с целью удаления SiC. Подтверждением полного удаления SiC стали данные метода эллипсометрии, в соответствии с которыми показатель преломления обратной стороны подложки оказался практически равным показателю преломления кристаллического Si [1].

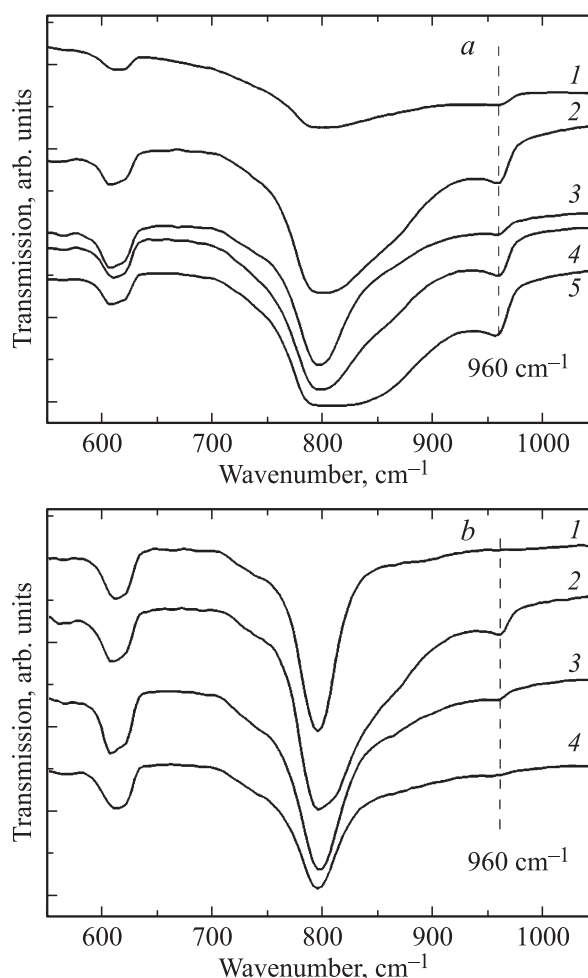


Рис. 2. ИК-спектры пропускания образцов эпитаксиального SiC с неполированной (*a*) и полированной (*b*) обратной стороной подложки. Номера кривых соответствуют номерам образцов из таблицы.

3. Результаты и их обсуждение

На рис. 2 приведены спектры пропускания образцов, представленных в таблице, с неполированной обратной стороной подложки (*a*) и полированной обратной стороной (*b*). Для удобства восприятия спектры сдвинуты вдоль оси ординат.

На спектрах, представленных на рис. 2, полоса 610 см^{-1} возникает из-за колебаний связей Si-Si в подложке и является суперпозицией полос, включающих два фонона (TO + TA) с одинаковыми волновыми векторами, но принадлежащим разным ветвям колебательного спектра Si [11]. Полоса в спектре пропускания в области 796 см^{-1} соответствует поперечному оптическому фонону (TO-фонону) кристаллической решетки SiC (рис. 1), что подтверждает кристаллическую структуру синтезированной пленки SiC [12–14]. Отличие интенсивностей полос поглощения 796 см^{-1} на рис. 1 обусловлены различной толщиной пленок SiC. На всех спектрах пропускания образцов с неполированной обратной стороной подложки (рис. 2, *a*) присутствует полоса поглощения в области 960 см^{-1} , что вне зависимости от типа подложки Si, степени ее легирования (учитывая и данные работ [1,8]), ориентации, потока CO, его давления и, вне зависимости от наличия и или отсутствия SiH₄, т.е. во всех случаях роста SiC методом топохимического замещения атомов (без добавки газа SiHCl₃, образцы № 2–5) подтверждает образование углерод-вакансионных кластеров. Обратимся теперь к спектру образца № 1, выращенного с добавлением газа SiHCl₃. В спектре образца № 1 до того, как с его обратной стороны была удалена пленка SiC также присутствовала полоса поглощения в области 960 см^{-1} . Однако после того как с обратной стороны образца была удалена пленка SiC, полоса ИК поглощения в области 960 см^{-1} исчезла (рис. 2, *b*). Этот экспериментальный факт однозначно подтверждает вывод [9] о совершенно различном механизме воздействия газов SiH₄ и SiHCl₃ на процесс синтеза SiC на Si. В процессе химической реакции CO с SiHCl₃, как мы отмечали выше, образуются промежуточные хлорсодержащие вещества, которые удаляют углерод-вакансионные структуры с поверхности SiC. На обратную сторону подложки Si, которая лежит на графите проникают только молекулы CO. В общем случае синтез SiC на обратной стороне может происходить из графита, который адсорбировал кислород воздуха в момент загрузки образцов. При нагреве этот адсорбированный кислород, взаимодействуя с графитом, превращает последний в газ CO, который при нагреве взаимодействует с Si, образуя SiC. В работе [15] этот процесс был реализован экспериментально. Карбид кремний рос на кремниевой пластине, зажатой между двумя графитовыми дисками. Естественно, что вероятность проникновения молекул SiH₄ или молекул SiHCl₃ на обратную сторону по всей ее плоскости ничтожно мала. Поэтому рост пленки SiC на обратной стороне подложки Si происходит независимо от роста пленки SiC

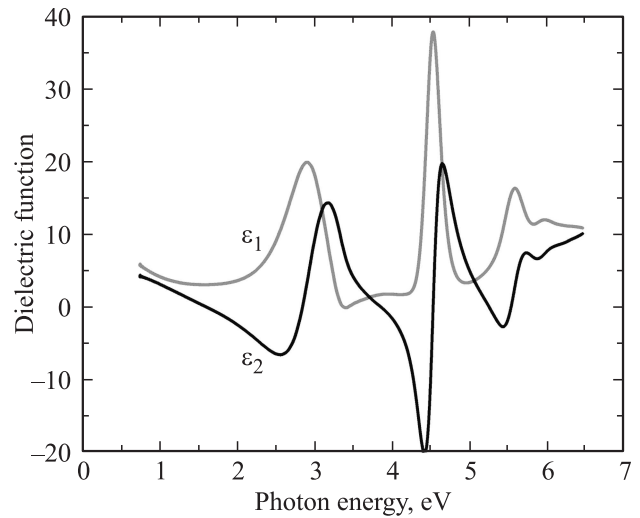


Рис. 3. Зависимость псевдо-диэлектрической функции образца № 1 от энергии фотонов, измеренная на эллипсометре J.A. Woollam.

на ее лицевой стороне. И на лицевой, и на обратной стороне рост SiC происходит из газа CO, но источники CO различны. Пленка на лицевой стороне растет за счет поступления газа в реактор, а на обратной стороне растет за счет газа CO, образовавшегося в результате окисления графита. А это означает, что, удаляя пленку SiC с обратной стороны подложки, мы можем выявить влияние газа SiH₄ или газа SiHCl₃ на механизм роста SiC. Для однозначного установления этого факта, мы измерили ИК-спектры образцов SiC, выращенных в чистой атмосфере CO без добавления газов SiH₄ и SiHCl₃. ИК-спектр этого образца (образец № 5) приведен на рис. 2, *a*. Качественное совпадение спектра образца № 5 с другими спектрами на рис. 2, *a* показывает, что как на прямой, так и на обратной сторонах подложки Si выросли пленки SiC близкие по составу (рис. 2, *a* и *b*). И, поскольку эти спектры качественно совпадают со спектрами пленок (№ 2–4), выращенных в атмосфере CO с добавкой SiH₄, это означает, что SiH₄ (при потоках 0.1–0.4 sccm) не оказывает заметного влияния на химический состав пленок SiC. Добавка же газа SiHCl₃ приводит к существенному изменению состава поверхностных слоев SiC.

Эти же выводы подтверждаются и эллипсометрическим анализом. В частности, на рис. 3 приведена эллипсограмма (зависимость псевдо-диэлектрической функции от энергии фотонов), полученная с образца № 1. Эллипсометрические спектры измерялись эллипсометром M-2000 J.A. Woollam с вращающимся компенсатором в диапазоне 0.75–6.45 eV. Анализ эллипсометрических спектров образцов № 1, № 3 и № 4 показал следующее: содержание атомов углерода и вакансий, связанных в упругие дилатационные диполи в образце № 4 толщиной 66 nm, равно приблизительно 6.0%; в образце № 3 толщиной 63 nm — равно

приблизительно 8.0%; а в образце № 1 толщиной 86 nm, равно приблизительно 3.0%. Кроме того, данные эллипсометрии показывают, что образец № 1 является более выраженным политипом 3C-SiC (рис. 3) по сравнению с остальными образцами, исследованными нами, поскольку его оптические константы практически совпадают с классическими оптическими константами для данного политипа. Здесь следует отметить, что в работе [16] теоретически было показано, что кремний, превращающийся в карбид кремния методом замещения атомов с точки зрения теории симметрии должен отличаться от чисто кубического карбида кремния. Этот карбид кремния был назван в этой работе тригональным SiC. Установленные в [16] правила отбора для ИК-и рамановских спектров отличаются от соответствующих правил отбора для 3C-SiC.

Из всех пленок, выращенных нами в атмосфере чистого CO или в смеси CO с SiH₄ в широком интервале

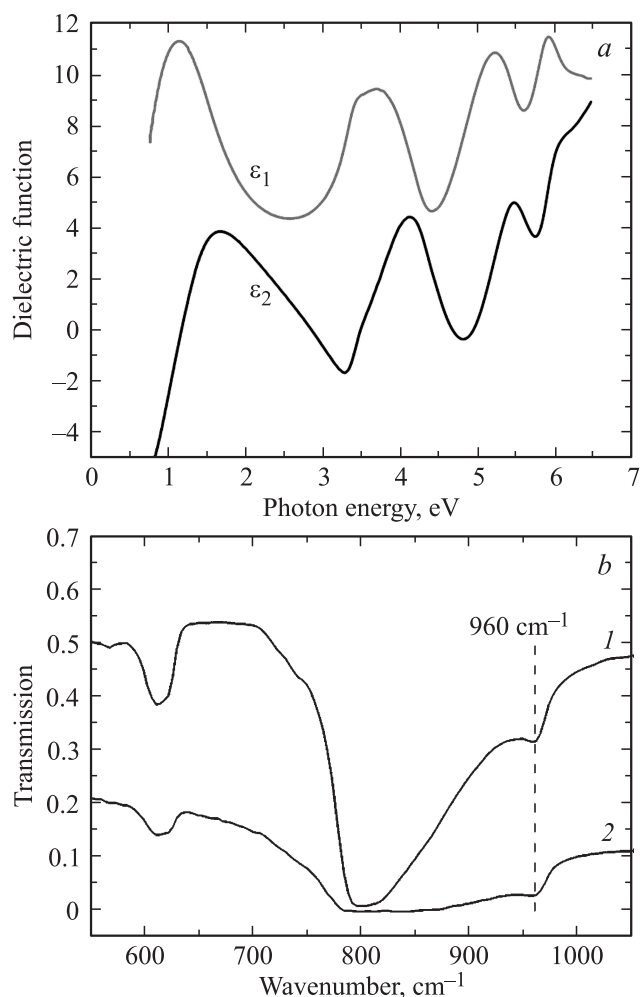


Рис. 4. Эллипсометрический (а) и ИК-спектры пропускания (с 1 — полированной и 2 — неполированной обратной стороной подложки) (b) образца (№ 6), выращенного в смеси CO и SiHCl₃ при отклонении давления и температуры синтеза от оптимальных для синтеза высококачественного слоя SiC в смеси этих газов.

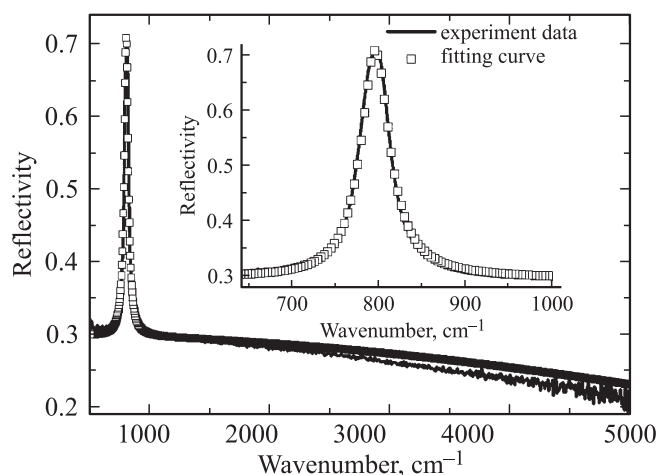


Рис. 5. Экспериментальный и расчетный спектры отражения образца SiC, синтезированного с добавкой SiHCl₃ (№ 1) с шлифованной обратной стороной подложки. Экспериментальному спектру соответствует сплошная кривая. На вставке приведены экспериментальный и расчетный спектры отражения этого образца в области фононов SiC.

температур синтеза и давлений из газов CO и SiH₄, всегда присутствовала полоса поглощения в ИК-спектрах в области 960 cm⁻¹. И только в пленках, выращенных в смеси газов CO с SiHCl₃, данная полоса отсутствует. Более того, только в этих пленках эллипсометрический спектр, по сравнению со спектрами в [2,3], ближе всего соответствует кубическому политипу 3C-SiC. Следует отметить, что синтезировать чистый без примесей 3C-SiC, согласно [9], возможно лишь при определенных соотношениях между CO и SiHCl₃ и при определенных значениях общего давления CO и температуре синтеза. Незначительное изменение этих условий приводит к образованию углерод-вакансионных структур на поверхности слоев SiC. Так, на рис. 4 приведены эллипсограмма и соответствующий ей ИК-спектр пропускания образца, выращенного в смеси CO и SiHCl₃ при отклонении давления и температуры синтеза от оптимальных для синтеза высококачественного слоя SiC в смеси этих газов. Хорошо видно, что пленка SiC содержит большую концентрацию углерод-вакансионных структур, которые приводят к появлению в ИК-спектрах поглощения полосы в области 960 cm⁻¹.

Параметры пленки SiC, синтезированной с добавкой SiHCl₃ (образец № 1) на лицевой поверхности образца, получены из подгонки расчетного спектра к экспериментальному спектру отражения. Для того чтобы уменьшить отражения от обратной стороны, она была подвергнута шлифовке и в итоге имела матовую фактуру. После этой процедуры отражением от обратной стороны подложки можно было пренебречь. Таким образом, расчетная модель представляла собой пленку SiC на полубесконечной подложке Si. Для описания диэлектрической проницаемости кристаллического SiC в инфракрасном

диапазоне хорошо подходит модель осциллятора Лоренца с учетом вклада плазмонных колебаний [12,17,18]. При степени легирования менее $\sim 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ как, вероятно, в нашем случае, вкладом плазмонных колебаний в диэлектрическую проницаемость можно пренебречь [18]. Диэлектрическая проницаемость SiC определяется формулой [12]

$$\varepsilon_{\text{SiC}}(\omega) = \varepsilon_{\infty} \left(\frac{\omega^2 - \omega_L^2 + i\gamma\omega}{\omega^2 - \omega_T^2 + i\gamma\omega} \right),$$

где ε_{∞} — высокочастотная диэлектрическая проницаемость, ω_T и ω_L — частоты поперечного и продольного фонона, γ — коэффициент затухания. Для монокристалла кубического SiC-3C $\varepsilon_{\infty} = 6.5$, $\omega_T = 796 \text{ cm}^{-1}$, $\omega_L = 972 \text{ cm}^{-1}$ [4]. Расчет спектров отражения выполнен с помощью формул Френеля [19]. При подгонке расчетного спектра в диапазоне волновых чисел $500\text{--}5000 \text{ cm}^{-1}$ к экспериментальному варьировались толщина пленки SiC и коэффициент затухания, остальные параметры были приняты равными параметрам монокристаллического c-SiC. Как видно из рис. 5 расчетный спектр хорошо согласуется с экспериментальным [20] как в области сильной дисперсии диэлектрической проницаемости SiC, так и в широкой области слабой дисперсии диэлектрической проницаемости SiC $1000\text{--}5000 \text{ cm}^{-1}$ (см. вставку к рис. 5). Параметры пленки SiC, полученные при подгонке: толщина пленки 85 nm и коэффициент затухания 13 cm^{-1} . Найденная при подгонке спектров ИК-толщина пленки SiC практически совпадает с толщиной, полученной методом эллипсометрии (86 nm).

4. Заключение

Методами ИК-спектроскопии и спектральной эллипсометрии экспериментально обнаружено принципиальное различие в механизмах формирования пленок SiC в атмосферах CO с добавкой SiH₄ и CO с добавкой SiHCl₃. Экспериментально подтвержден теоретический вывод о том, что к образованию углерод-вакансионных структур в пленках карбида кремния, выращенных методом замещения атомов, приводит механохимический эффект Горского. Экспериментально обнаружено, что за присутствие в ИК-спектрах полосы в области 960 cm^{-1} ответственны „углеродно-вакансионные кластеры“. Подтвержден вывод о том, что при синтезе SiC в смеси газов CO и SiHCl₃ можно выращивать стехиометрические эпитаксиальные пленки SiC кубического политипа.

Список литературы

- [1] С.А. Грудинкин, В.Г. Голубев, А.В. Осипов, Н.А. Феоктистов, С.А. Кукушкин. ФТТ **57**, 2469 (2015).
- [2] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. J. Phys. D: Appl. Phys. **47**, 1313001 (2014).
- [3] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов, Н.А. Феоктистов. ФТТ **56**, 1457 (2014).
- [4] H. Mutschke, A.C. Andersen, D. Clement, Th. Henning, G. Peiter. Astron. Astrophys. **345**, 187 (1999).
- [5] К.Х. Нусупов, Н.Б. Бейсенханов, С.К. Жариков, И.К. Бейсембетов, Б.К. Кенжалиев, Т.К. Ахметов, Б.Ж. Сейтов. ФТТ **56**, 2231 (2014).
- [6] K.Kh. Nussupov, N.B. Beisenkhanov. In: Silicon carbide — materials, processing and applications in electronic devices / Ed. M. Mukherjee. Ch. 4. InTech, Croatia (2011). P. 69.
- [7] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов. ДАН **444**, 266 (2012).
- [8] С.А. Кукушкин, К.Х. Нусупов, А.В. Осипов, Н.Б. Бейсенханов, Д.И. Бакранова. ФТТ **59**, 986 (2017).
- [9] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов. Письма в ЖТФ **43**, 81 (2017).
- [10] M. Bockstedte, A. Mattausch, O. Pankratov. In: Silicon Carbide. Recent Major Advances / Eds by W.J. Choyke H. Matsunami G. Pensl. Springer, Berlin (2004). P. 27–56.
- [11] F.A. Johnson. Proc. Phys. Soc. **73**, 265 (1959).
- [12] К. Борен, Д. Хафмен. Поглощение и рассеяние света малыми частицами. Мир, М. (1986). 664 с.
- [13] L. Dong, G. Sun, L. Zheng, X. Liu, F. Zhang, G. Yan, W. Zhao, L. Wang, X. Li, Z. Wang. J. Phys. D: Appl. Phys. **45**, 245102 (2012).
- [14] D.N. Talwar, Z.C. Feng, C.W. Liu, C.-C. Tin. Sci. Technol. **27**, 115019 (2012).
- [15] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов, С.К. Гордеев, С.Б. Корчагина. Письма в ЖТФ **31**, 6 (2005).
- [16] Ю.Э. Китаев, С.А. Кукушкин, А.В. Осипов. ФТТ **59**, 30 (2017).
- [17] J.A.A. Engelbrecht, I.J. van Rooyen, A. Henry, E. Janzén, B. Sephton. Infrared Phys. Technol. **72**, 95 (2015).
- [18] J.E. Spanier, I.P. Herman. Phys. Rev. B **61**, 10437 (2000).
- [19] M. Born, E. Wolf. Principles of Optics. Pergamon Press, Oxford (1968). 808 p.
- [20] T.S. Perova, J. Wasyluk, S.A. Kukushkin, A.V. Osipov, N.A. Feoktistov, S.A. Grudinkin. Nanoscale Res. Lett. **5**, 1507 (2010).