

Интеркалирование графена, сформированного на карбиде кремния, атомами железа

© М.В. Гомоюнова¹, Г.С. Гребенюк¹, В.Ю. Давыдов¹, И.А. Ермаков², И.А. Елисеев^{1,3}, А.А. Лебедев¹, С.П. Лебедев^{1,2}, Е.Ю. Лобанова¹, А.Н. Смирнов^{1,2}, Д.А. Смирнов^{3,4}, И.И. Пронин^{1,2,¶}

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

² Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Institute of Solid State Physics, Dresden University of Technology, Dresden, Germany

¶ E-mail: Igor.Pronin@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 12 февраля 2018 г.)

Исследован процесс интеркалирования железом однослойного графена, выращенного на 4H-SiC(0001). Эксперименты проведены *in situ* в условиях сверхвысокого вакуума с применением методов дифракции медленных электронов, фотоэлектронной спектроскопии высокого энергетического разрешения с использованием синхротронного излучения и спектроскопии рентгеновского поглощения вблизи K-края углерода. Толщины наносимых пленок железа варьировались в диапазоне 0.1–2 nm, а температура образцов — от комнатной до 700°C. Показано, что процесс интеркалирования начинается при температурах выше ~ 350°C. При этом обнаружено, что интеркалированные атомы Fe локализуются не только между графеном и буферным слоем, покрывающим SiC, но и под самим буферным слоем. Оптимальные условия интеркалирования реализуются в диапазоне 400–500°C, т.к. при более высоких температурах система становится нестабильной из-за химического взаимодействия интеркалированного железа с карбидом кремния. Продемонстрирована инертность интеркалированных пленок к воздействию кислорода.

Авторы благодарят Российско-Германскую лабораторию на BESSY II и Helmholtz-Zentrum Berlin за возможность использования синхротронного излучения. Г.С.Г. и Е.Ю.Л. признательны РФФИ за финансовую поддержку (грант № 16-02-00387), И.А.Е. и И.И.П. благодарят Минобрнауки РФ за поддержку работы (задание 3.3161.2017/4.6 проектной части госзадания). С.П.Л. выражает благодарность за поддержку стипендией Президента РФ для молодых ученых и аспирантов (СП-3472.2016.4).

DOI: 10.21883/FTT.2018.07.46134.036

1. Введение

Графен (Gr), представляющий собой монослой графита, благодаря своим уникальным физическим свойствам и огромному потенциалу практических приложений стал в последние годы объектом обширных исследований [1]. Одним из наиболее перспективных способов выращивания высококачественного эпитаксиального графена является сублимация кремния из полуизолирующей монокристаллической подложки карбида кремния [2,3]. Большим преимуществом этой технологии является отсутствие необходимости переносить выращенную пленку на подложку диэлектрика, как это имеет место, например, при синтезе графена на металлах. Кроме того, такая технология роста дает возможность выращивать графен на поверхности коммерческих подложек SiC большого диаметра, что позволяет интегрировать его в стандартную технологическую линейку изготовления полупроводниковых приборов. Весьма перспективным направлением дальнейшего развития этой технологии является создание на основе графена новых устройств

спинтроники. В этой связи много внимания в последние годы уделяется проблеме модификации электронной и спиновой структуры графена при его контакте с магнитными металлами [4–15]. Однако подавляющее большинство этих исследований выполнено для графена, выращенного непосредственно на поверхности металла методом химического осаждения из газовой фазы. Что же касается графена, сформированного на карбиде кремния (Gr/SiC), к настоящему времени нам известна лишь одна работа [9], авторы которой обнаружили спин-индуцированную модификацию зонной энергетической структуры графена при его интеркалировании магнитными атомами железа. Однако процесс формирования интеркаляционной системы графен–железо–карбид кремния (Gr/Fe/SiC) очень сложен и многие аспекты его до сих пор не ясны. В настоящей работе мы попытались восполнить этот пробел. С этой целью мы впервые исследовали эволюцию атомного строения, элементного и химического состава системы с увеличением толщины слоя интеркалированного железа.

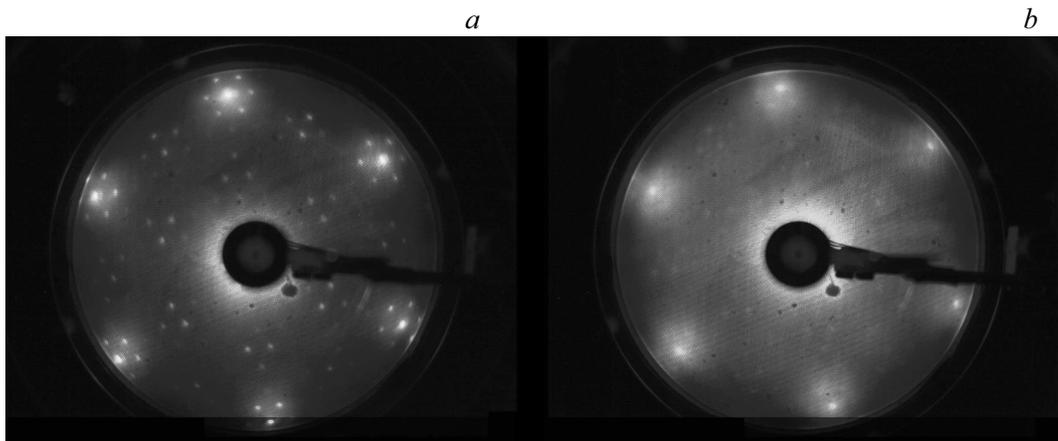


Рис. 1. Картины ДМЭ, полученные при энергии 94 eV. (a) — картина образца Gr/SiC с чистой поверхностью, (b) — картина, наблюдавшаяся после интеркалирования.

2. Техника эксперимента

Для получения пленок графена использовался метод термического разложения поверхности SiC. В отличие от работ [16,17], где рост графена проходил в высоком вакууме, в настоящей работе применялась технология роста в среде инертного газа (аргона) [18]. Она позволяет более точно контролировать процесс сублимации компонентов карбида кремния и, как следствие, с помощью подбора оптимальных технологических параметров управлять процессом роста графеновой пленки. Графен формировался на высокоомных пластинах SiC политапа 4H размером 5×5 mm. Образцы представляли собой монослойный графен высокого качества с небольшой долей ($\sim 10\%$) включений двухслойных островков с субмикронными размерами. Их структурные, химические и электронные характеристики были аналогичны характеристикам графеновых пленок выращенных на Si-границе 6H-SiC на конечном этапе оптимизации технологических параметров [18].

Основные эксперименты по интеркалированию графена железом проводились на оборудовании Российско-Германского канала вывода синхротронного излучения накопительного кольца BESSY II (г. Берлин). Они были выполнены *in situ* в условиях сверхвысокого вакуума. На первой стадии эксперимента образцы подвергались очистке путем длительного прогрева при температуре 500°C . Интеркалирование графена атомами железа проводилось путем нанесения на поверхность образцов атомов Fe и последующего отжига пленок при различных температурах в течение 10 min. Напыление пленок осуществлялось с помощью электронно-лучевого источника фирмы Omicron со скоростью 0.1 nm/min. Вакуум при работе источника был не хуже, чем $2 \cdot 10^{-9}$ mbar. Толщина пленок напыляемого железа контролировалась с помощью кварцевых микровесов и варьировалась в диапазоне 0.1–2 nm.

Контроль элементного и химического состава поверхности образцов, а также их атомного строения проводился методами фотоэлектронной спектроскопии (ФЭС) высокого энергетического разрешения, дифракции медленных электронов (ДМЭ) и спектроскопии рентгеновского поглощения вблизи K-края углерода (NEXAFS). Энергия фотонов варьировалась в интервале 80–600 eV. Спектры фотоэлектронов регистрировались с помощью сверхвысоковакуумного спектрометра с 200-миллиметровым полусферическим анализатором. Полное энергетическое разрешение прибора (включая разрешение монохроматора) составляло 100 meV.

Исследование структурных характеристик образцов проводилось методом комбинационного рассеяния света (КРС). Измерения выполнялись при комнатной температуре на спектрометрической установке T64000 укомплектованной конфокальным микроскопом, что позволяло получать информацию из области графеновой пленки диаметром $\sim 1 \mu\text{m}$. Наряду с локальной диагностикой, анализировались большие площади размерами $20 \times 20 \mu\text{m}$ с целью установления однородности структурных характеристик по площади образца. Для возбуждения спектров КРС использовался твердотельный Nd:YAG-лазер ($\lambda_{\text{ex}} = 532$ nm), мощность лазерного излучения на образце равнялась 2.0 mW.

3. Результаты и их обсуждение

Данные, демонстрирующие качество графена на SiC после очистки его поверхности прогревом в вакууме, представлены на рис. 1, 2. На рис. 1, a показана типичная картина ДМЭ при энергии 94 eV. В ней хорошо видна структура $(6\sqrt{3} \times 6\sqrt{3})R30^\circ$, характерная для графена, выращенного на карбиде кремния [19]. Она возникает вследствие несоответствия периодов решеток графена и поверхности SiC(0001). Четкость рефлексов свидетель-

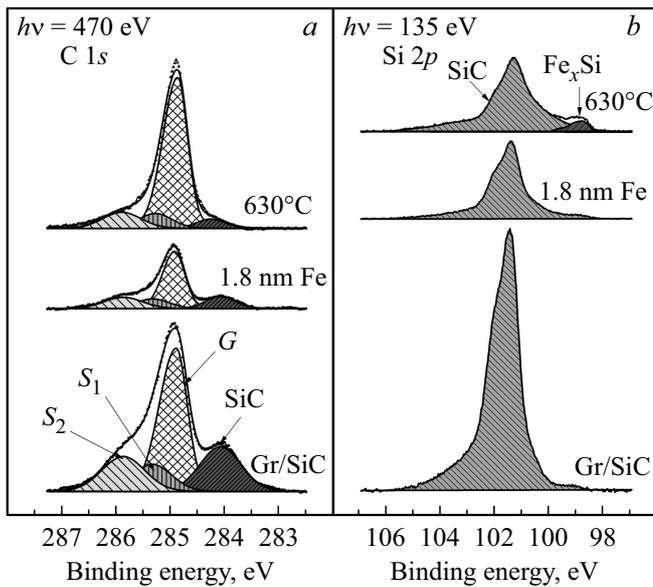


Рис. 2. Спектры фотоэлектронов C 1s (a) и Si 2p (b), измеренные для образца Gr/SiC с чистой поверхностью, после напыления на него 1.8 nm Fe и после отжига при температуре 630°C. На рис. 2, a представлены также результаты разложения спектров на составляющие.

ствует о строгой согласованности пространственной ориентации решетки графена с подложкой.

Спектры фотоэлектронов при энергии фотонов 650 eV, измеренные для контроля элементного состава образцов, показали наличие лишь линий углерода и кремния, а также сопутствующих им пиков характеристических потерь энергии электронов. Содержание кислорода в верхних слоях образцов не превышало 1 at.%. Особый интерес представляет спектральная линия C 1s, которая согласно данным работы [20] включает в себя четыре компоненты. Наиболее интенсивная из них (мода G) соответствует графену. Вторая компонента (SiC) относится к атомам углерода в карбиде кремния. Наконец, моды S₁ и S₂ соответствуют двум типам атомов углерода в буферном слое, находящемся между графеном и верхним слоем атомов SiC(0001). При этом компонента S₁ относится к тем атомам углерода, которые связаны висячими связями с нижележащим слоем SiC, а мода S₂ соответствует атомам углерода, не связанным с этим слоем. Интенсивность моды S₂ согласно [20] в два раза больше, чем интенсивность моды S₁. Типичный спектр C 1s, полученный после очистки образца, показан в нижней части рис. 2, a. Он хорошо согласуется со спектрами, приведенными в работах [9,18] для однослойного графена на карбиде кремния. Соответствует литературным данным и спектр Si 2p, показанный на рис. 2, b.

Рассмотрим теперь результаты, полученные в ходе интеркалирования графена железом. На первом этапе экспериментов железо наносилось на поверхность графена при комнатной температуре. Как и следовало

ожидать, напыление железа приводило к затуханию связанных с подложкой пиков углерода и кремния (рис. 2). Далее образец с нанесенной пленкой отжигался при температуре 630°C. Как видно из рис. 2, a, проведенный отжиг приводил к резкому увеличению интенсивности графеновой компоненты линии C 1s до ее исходного значения. В то же время он почти не оказывал влияния на интенсивность компоненты C 1s, соответствующей SiC, а также линии Si 2p карбида кремния (рис. 2, b). Такое поведение спектров указывает на формирование при отжиге интеркаляционной системы Gr/Fe/SiC, в которой атомы Fe локализованы между графеном и подложкой. Возможность протекания интеркаляции обусловлена доменной структурой графена. Так как диффузионный барьер для осажденных на него атомов железа довольно низок, при повышенной температуре атомы Fe могут мигрировать к границам доменов и проникать под графен, образуя под ним железную пленку.

Следует также отметить, что проведенный отжиг привел к появлению в Si 2p спектре новой линии с энергией связи, равной примерно 99 eV. Такие значения энергии характерны для силицидов железа [21]. Интенсивность этой линии незначительна, но ее появление свидетельствует о недостаточно высокой термической стабильности интерфейса Fe/SiC. Причиной возникновения силицидов железа является химическое взаимодействие интеркалированного железа с карбидом кремния, которое мы наблюдали при температурах выше 550°C. Поэтому в последующих экспериментах интеркалирование графена железом проводилось при более низких температурах. При этом для достижения максимальной чистоты эксперимента железо напылялось на нагретый образец. Проведенные эксперименты показали, что для активации процесса необходимы температуры выше примерно 350°C. Оптимальные же условия реализуются в диапазоне 400–500°C.

Полученные результаты иллюстрируются рис. 3, который показывает динамику изменения формы линии C 1s в процессе интеркалирования графена железом при температуре 500°C. Для извлечения более полной информации спектры измерялись при двух энергиях фотонов, что дало возможность проанализировать данные, полученные в условиях большей (470 eV) и меньшей (650 eV) поверхностной чувствительности. Кроме экспериментальных данных на рисунке представлены также результаты разложения спектров на составляющие. Из рис. 3 видно, что увеличение толщины слоя Fe приводит к монотонному убыванию интенсивности мод SiC и, в меньшей степени, мод буферного слоя. В то же время интенсивность компоненты G остается почти неизменной и даже немного возрастает. Это свидетельствует о том, что в ходе напыления, действительно происходит интеркалирование графена, и под ним формируется пленка железа.

Такой вывод подкрепляется также данными, полученными методом ДМЭ. Дифракционная картина, наблюдавшаяся после напыления 0.8 nm Fe, приведена на рис. 1, b.

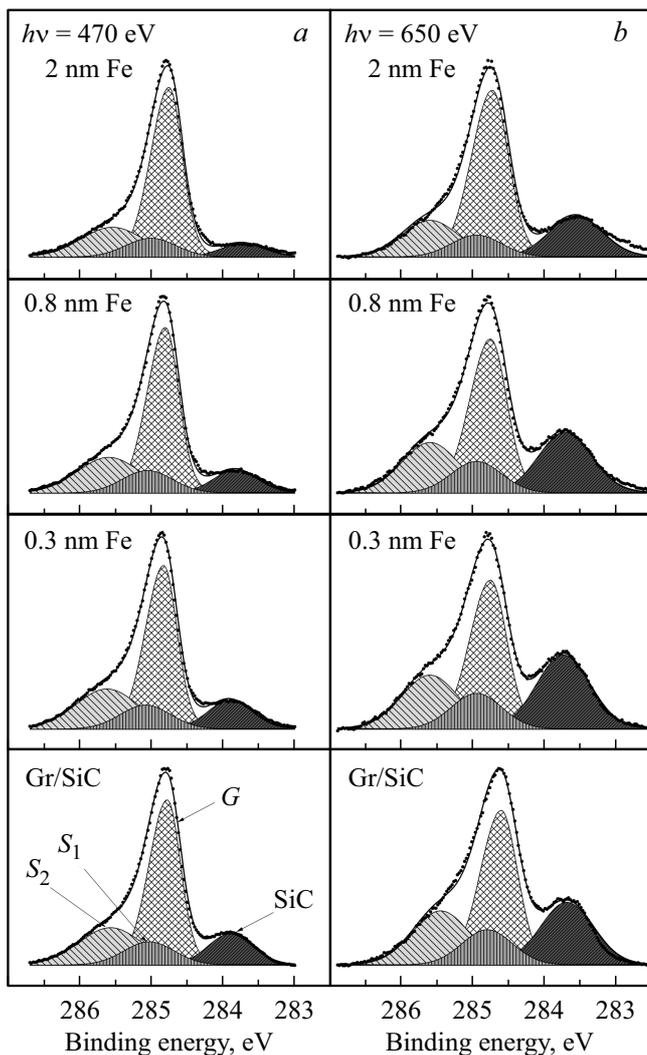


Рис. 3. Спектры C 1s, измеренные на разных стадиях процесса интеркалирования графена железом при энергиях фотонов 470 и 650 eV, и результаты их разложения на составляющие.

Сравнение ее с исходной картиной показывает, что рефлексы, соответствующие карбиду кремния, в ней почти исчезают, а остаются лишь рефлексы, обусловленные графеном.

Для получения количественных данных об исследуемом процессе мы проанализировали зависимости интенсивности всех мод измеренных C 1s спектров от толщины пленки железа. При этом использовалась простая модель, основанная на том, что интенсивность фотоэмиссии из каждого атомного слоя образца пропорциональна концентрации атомов в этом слое и экспоненциально затухает с глубиной в результате неупругого рассеяния электронов в вышележащем слое вещества [22]. Толщины слоев интеркалированного железа на различных стадиях процесса, оцененные по ослаблению интенсивности мод спектров углерода, приведены в табл. 1. Поскольку, как уже отмечалось, с увеличением покрытия мода SiC затухает быстрее, чем моды S_1 и S_2 , при проведении

этих оценок мы учитывали возможность формирования под графеном слоев железа двух типов. Во-первых, пленки Fe, локализованной между графеном и буферным слоем (толщиной d_1). Во-вторых, пленки, образующейся между буферным слоем и верхним монослоем атомов SiC(0001) (толщиной d_2). Модельные расчеты, проведенные методом псевдопотенциала [9], показали, что именно эта конфигурация является энергетически наиболее выгодной для данной системы. Кроме того, в этой же работе были получены и экспериментальные данные, свидетельствующие в пользу указанного сценария процесса интеркаляции.

Полученные нами результаты частично подтвердили этот вывод. Действительно, как видно из табл. 1, на ранней стадии интеркалирования (после напыления 0.3 nm Fe) в приповерхностной области образца образуется лишь субмонослойная пленка железа второго типа с эффективной толщиной d_2 , равной 0.06 nm. При этом, как показано в работе [9], контактирующие с железом участки буферного слоя трансформируются в слой графена. Однако при дальнейшем увеличении количества нанесенного железа рост этой пленки замедляется, и атомы Fe начинают накапливаться между исходным графеном и буферным слоем. В итоге после напыления 2 nm Fe на поверхности SiC образуется слоистая структура, состоящая из графена и двух слоев железа (0.31 и 0.28 nm).

Сходный сценарий процесса интеркалирования характерен и для случая более низких температур. В качестве примера в табл. 2 представлены результаты обработки экспериментов, проводившихся при температуре 400°C. Сравнение данных, приведенных в таблицах, обнаруживает их значительное сходство. Однако имеются и неко-

Таблица 1. Средние толщины d_1 и d_2 интеркалированных слоев Fe, образующихся под графеном при различных толщинах пленок железа, нанесенных при температуре 500°C

Номинальная толщина пленки Fe, nm	d_1 nm	d_2 nm	Суммарная толщина слоев, nm
0.3	0	0.06	0.06
0.8	0.08	0.15	0.23
2.0	0.31	0.28	0.59

Таблица 2. Средние толщины d_1 и d_2 интеркалированных слоев Fe, образующихся под графеном при различных толщинах пленок железа, нанесенных при температуре 400°C

Номинальная толщина пленки Fe, nm	d_1 nm	d_2 nm	Суммарная толщина слоев, nm
0.3	0	0.09	0.09
0.6	0.02	0.17	0.19
1.2	0.12	0.45	0.57

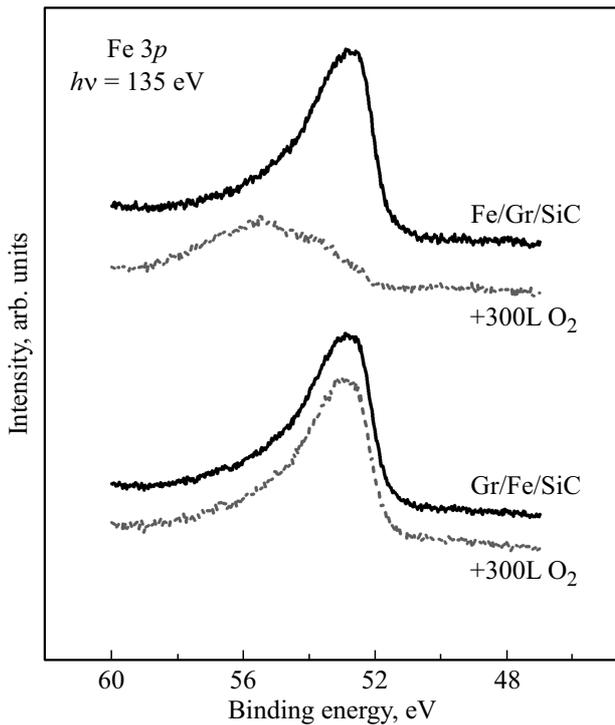


Рис. 4. Спектры Fe 3*p*, измеренные для систем Fe/Gr/SiC и Gr/Fe/SiC до и после их экспозиции в кислороде.

торые различия. Во-первых, при 400°C формирование слоя интеркалированного железа суммарной толщиной ~ 0.6 nm достигается при существенно меньших дозах напыления Fe (1.2 nm вместо 2 nm). Во-вторых, образование пленки железа между графеном и буферным слоем идет менее активно, чем при температуре 500°C. Таким образом, варьируя температуру процесса, можно, по-видимому, менять соотношение толщин d_1 и d_2 слоев интеркалированного железа.

Практическое использование тонких пленок железа значительно затрудняется их легкой окисляемостью на воздухе. Учитывая химическую пассивность графена, можно ожидать, что в сформированной интеркаляционной системе Gr/Fe/SiC слои железа защищены графеном от воздействия кислорода. Для проверки правильности этого вывода был проведен специальный эксперимент. В ходе его в условиях сверхвысокого вакуума на поверхность двух идентичных образцов Gr/4H-SiC(0001) было нанесено 0.6 nm Fe. При этом первый образец находился при комнатной температуре, а температура второго поддерживалась равной 450°C. Это должно было обеспечить формирование пленки железа на графене в случае первого образца и пленки железа под графеном для второго. Спектры Fe 3*p* электронов, измеренные после напыления Fe, показаны на рис. 4. Далее каждый из этих образцов был подвергнут выдержке в атмосфере кислорода при давлении 10^{-6} mbar и комнатной температуре с общей экспозицией 300 L. После чего были вновь измерены те же спектры (см. рис. 4). Видно,

что воздействие кислорода оказало сильное влияние на линию Fe 3*p* первого образца. Она изменила свою форму и испытала химический сдвиг, демонстрирующий образование оксидов железа. В случае же второго образца практически никаких изменений спектра не наблюдалось, и графен, действительно, воспрепятствовал окислению сформированной пленки. Следует также отметить, что этот эксперимент убедительно доказывает факт формирования интеркаляционной системы Gr/Fe/SiC, а также свидетельствует о достаточно высоком качестве графена.

Однако с увеличением толщины пленки интеркалированного железа защитные свойства графена постепенно снижаются, и выдержка в кислороде пленок, полученных нанесением ~ 2 nm Fe, приводила к их частичному или полному окислению. Этот эффект очевидно обусловлен образованием в графене дефектов в процессе интеркалирования, сам механизм которого напрямую связан с образованием дефектов. Увеличение концентрации дефектов проявляется в усилении диффузного фона картин ДМЭ, что хорошо видно из рис. 1. Еще более наглядно этот эффект виден в спектрах КРС.

В качестве примера на рис. 5 представлены массивы спектров КРС для образца до и после интеркалирования железом (2 nm Fe, 500°C). Спектры получены после вычитания мешающего вклада спектра подложки 4H-SiC. Измерения были выполнены на площади $20 \times 20 \mu\text{m}$ с шагом 2 микрона. Количество спектров в каждом массиве (N) равно 124. В спектрах наблюдаются особенности, возникающие при рассеянии света от графеновой пленки: линии G , $2D$ и D [23]. На рис. 6 приведено сравнение типичных спектров содержащихся в массивах спектров КРС, представленных на рис. 5, *a* и 5, *b*. Видно, что в результате интеркалирования происходит низкочастотный сдвиг линий G и $2D$ в спектре и их уширение, а также сильно увеличивается интенсивность линии D . Следует отметить, что положение линии G в обоих спектрах регистрируется на частотах имеющих более высокие значения, чем частота $\omega = 1580 \text{ cm}^{-1}$, характерная для объемного кристаллического графита. Причиной этого могут быть два фактора: деформация сжатия вдоль слоя, которая возникает вследствие разницы коэффициентов термического расширения решетки графена и SiC, и/или избыток заряда по сравнению с электрически нейтральным графеном [24–26]. Одним из способов, позволяющих разделить вклады деформации и изменения зарядового состояния, является совместный анализ положения линий G и $2D$ [27]. В этой работе была установлена зависимость между положениями G и $2D$ линий для электрически нейтрального графена в условиях двуосной деформации

$$\omega_{2D} = 2671 + 2.8(\omega_G - 1581) \text{ cm}^{-1}. \quad (1)$$

На вставке к рис. 6 представлены данные о корреляции между положениями линий $2D$ и G в спектрах исходного образца и образца, подвергнутого интеркалированию.

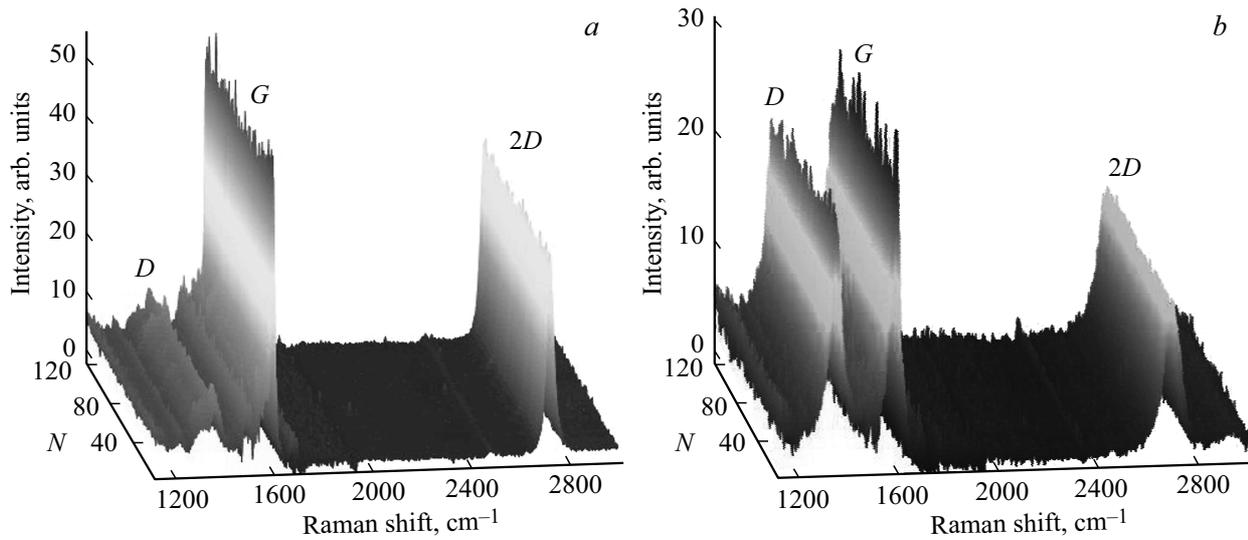


Рис. 5. Массивы спектров КРС для образца, выращенного на Si-границе 4H-SiC, до (а) и после интеркалирования его железом (б). Спектры получены после вычитания мешающего вклада спектра подложки.

Эти данные были получены в результате обработки соответствующих массивов спектров, представленных на рис. 5, а и 5, б. Хорошее согласие экспериментальных данных с зависимостью (1) указывает на то, что положение фоновых линий в спектрах обоих образцов преимущественно обусловлено наличием деформации, при этом ее величина меньше в образце подвергнутом интеркалированию.

С использованием данных работы [27], средняя величина деформации сжатия в плоскости слоя для исходно-

го образца может быть оценена как $\varepsilon_{\parallel} = (0.37 \pm 0.04)\%$ из сдвига $\Delta\omega_G = 23 \text{ cm}^{-1}$. Разброс величины в пределах 10% говорит о наличии не очень большой локальной неоднородности в распределении деформации в образце. В то же время средняя величина деформации сжатия в плоскости слоя для образца, подвергнутого интеркалированию железом, существенно меньше и может быть оценена как $\varepsilon_{\parallel} = (0.11 \pm 0.09)\%$ из сдвига $\Delta\omega_G = 7 \text{ cm}^{-1}$. Однако разброс величины в пределах 90% указывает на очень существенную неоднородность в распределении деформации по анализируемой площади образца, что может быть также причиной наблюдаемого значительного уширения фоновых линий в его спектре.

По сравнению со спектром КРС исходного графенового слоя для спектра образца интеркалированного железом характерно существенное увеличение интенсивности D-полосы. Известно, что отношение интегральных интенсивностей двух полос (I_D/I_G) является мерой степени беспорядка и обратно пропорционально среднему размеру sp^2 -кластеров [28,29]. Увеличение этого параметра в спектре интеркалированного образца указывает на его большую дефектность и уменьшение размера sp^2 -кластеров в нем по сравнению с исходным графеновым слоем. Так, концентрацию дефектов в кристаллической решетке исходного образца можно оценить как $N_d < 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, тогда как для интеркалированного образца она близка к $N_d \sim 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ [26].

Несмотря на высокую концентрацию дефектов, образовавшихся в графене при его интеркалировании железом, электронная структура этого двумерного материала сохранила свои ключевые особенности. Об этом свидетельствуют результаты, полученные методом спектроскопии рентгеновского поглощения вблизи K-края углерода. Соответствующие данные приведены

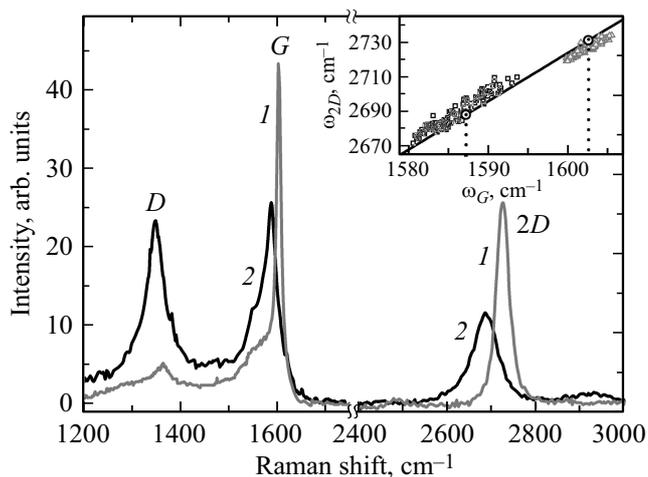


Рис. 6. Типичные спектры КРС для образца до (1) и после интеркалирования его железом (2). На вставке: корреляция между положениями линий 2D и G (треугольные символы — исходный образец, квадратные символы — образец после интеркалирования железом). Сплошной линией показана зависимость (1), полученная для двусосно-деформированного электрически нейтрального графена в работе [27]. Пунктиром отмечены значения ω_G , используемые для оценки средней деформации ε_{\parallel} в образцах.

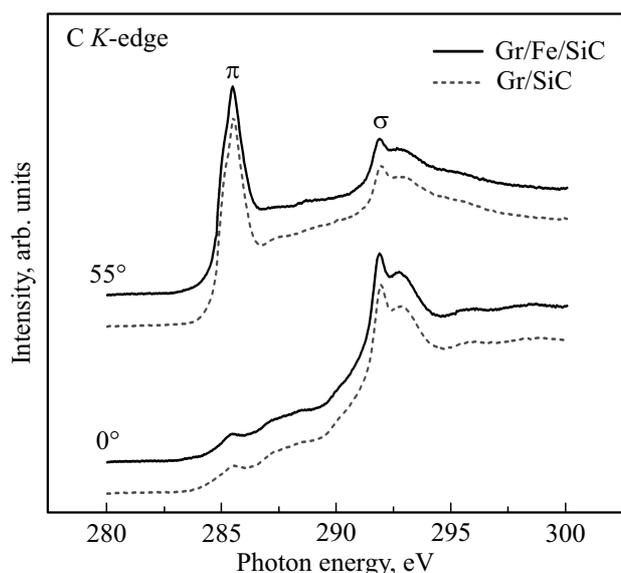


Рис. 7. Спектры NEXAFS, измеренные до и после интеркалирования образца железом. Углы между плоскостью образца и плоскостью поляризации падающего излучения указаны возле кривых.

на рис. 7, на котором показаны две пары спектров NEXAFS, измеренных до и после интеркалирования образца железом. При измерениях использовалась задерживающая сетка с потенциалом -200 V, отсекающая медленные электроны, выходящие преимущественно из объема SiC. Это обеспечивало высокую поверхностную чувствительность спектров и доминирующий вклад в них графена и буферного слоя. Характерной особенностью спектров поглощения графеноподобных структур является наличие π - и σ -резонансов, имеющих противоположные угловые зависимости. Максимальная интенсивность σ -резонанса должна наблюдаться в случае, когда вектор поляризации излучения лежит в плоскости графена (0°). При этом интенсивность π -резонанса должна быть, наоборот, минимальной. Именно такая угловая зависимость интенсивности пиков π и σ наблюдается на рис. 7 для исходного образца. Это свидетельствует о том, что как графен, так и буферный слой являются планарными sp^2 структурами, ориентированными параллельно поверхности SiC(0001). Спектры, измеренные после интеркалирования графена железом, соответствуют напылению 2 nm Fe при температуре 500°C . Они были получены в тех же самых условиях, что и исходные данные и поэтому могут быть с ними непосредственно сопоставлены. Видно, что процесс интеркалирования, действительно, практически не оказал никакого влияния на вид кривых. Это, с одной стороны, свидетельствует о том, что графен сохранил свою планарную структуру, а с другой — о меньшей чувствительности метода NEXAFS к снижению качества графена по сравнению со спектроскопией КРС.

4. Заключение

В настоящей работе экспериментально исследован процесс формирования интеркаляционной системы графен–железо–карбид кремния. Применение комплекса методов, включающего ДМЭ, ФЭС высокого энергетического разрешения с использованием синхротронного излучения и NEXAFS позволило выявить эволюцию строения и состава данной системы с увеличением толщины нанесенной пленки железа. Обнаружено, что интеркалированные атомы Fe локализуются не только между графеном и буферным слоем, покрывающим SiC, но и под самим буферным слоем. Найдены оптимальные условия для интеркалирования и показано, что они реализуются в интервале температур 400 – 500°C . Продемонстрирована способность графена защищать интеркалированные пленки железа от воздействия кислорода.

Список литературы

- [1] A.C. Ferrari, F. Bonaccorso, V. Fal'ko, K.S. Novoselov et al. *Nanoscale* **7**, 4598 (2015).
- [2] K.V. Emtsev, A. Bostwick, K. Horn, J. Jobst, G.L. Kellogg, L. Ley, J.L. McChesney, T. Ohta, S.A. Reshanov, J. Rohrl, E. Rotenberg, A.K. Schmid, D. Waldmann, H.B. Weber, T. Seyller. *Nature Mater.* **8**, 203 (2009).
- [3] G.R. Yazdi, T. Yakimov, R. Yakimova. *Crystals* **6**, 53 (2016).
- [4] O. Vilkov, A. Fedorov, D. Usachev, L.V. Yashina, A.V. Generalov, K. Borygina, N.I. Verbitskij, A. Grüneis, D.I. Vyalikh. *Nature Sci. Rep.* **3**, 2168 (2013).
- [5] R. Decker, J. Brede, N. Atodiresei, V. Caciuc, S. Blugel, R. Wiesendanger. *Phys. Rev. B* **87**, 041403 (2013).
- [6] E.A. Soares, G.J.P. Abreu, S.S. Carara, R. Paniago, V.E. de Carvalho, H. Chacham. *Phys. Rev. B* **88**, 165410 (2013).
- [7] H. Vita, S. Bottcher, P. Leicht, K. Horn, A.B. Shick, F. Maca. *Phys. Rev. B* **90**, 165432 (2014).
- [8] D. Pacile, S. Lisi, I. Di Bernardo, M. Papagno, L. Ferrari, M. Pisarra, M. Caputo, S.K. Mahatha, P.M. Sheverdyayeva, P. Moras, P. Lacovig, S. Lizzit, A. Baraldi, M. G. Betti, C. Carbone. *Phys. Rev. B* **90**, 195446 (2014).
- [9] S.J. Sung, J.W. Yang, P.R. Lee, J.G. Kim, M.T. Ryu, H.M. Park, G. Lee, C.C. Hwang, Kwang. S. Kim, J.S. Kim, J.W. Chung. *Nanoscale* **6**, 382 (2014).
- [10] M. Cattelan, G. W. Peng, E. Cavaliere, L. Artiglia, A. Barinov, L.T. Roling, M. Favaro, I. Piš, S. Nappini, E. Magnano, F. Bondino, L. Gavioli, S. Agnoli, M. Mavrikakis, G. Granozzi. *Nanoscale* **7**, 2450 (2015).
- [11] R. Friedrich, V. Caciuc, N. Atodiresei, S. Bluëgel. *Phys. Rev. B* **93**, 220406(R) (2016).
- [12] A.D. Vu, J. Coraux, G. Chen, A.T. N'Diaye, A.K. Schmid, N. Rougemaille. *Nature Sci. Rep.* **6**, 24783 (2016).
- [13] G.S. Grebenyuk, O.Yu. Vilkov, A.G. Rybkin, M.V. Gomoyunova, B.V. Senkovskiy, D.Yu. Usachov, D.V. Vyalikh, S.L. Molodtsov, I.I. Pronin. *Appl. Surf. Sci.* **392**, 715 (2017).
- [14] И.И. Пронин, С.М. Дунаевский, Е.Ю. Лобанова, Е.К. Михайленко. *ФТТ* **59**, 2037 (2017).
- [15] М.В. Гомоюнова, Г.С. Гребенюк, Д.А. Смирнов, И.И. Пронин. *ФТТ* **59**, 2027 (2017).

- [16] Н.В. Агринская, В.А. Березовец, В.И. Козуб, И.С. Котоусова, А.А. Лебедев, С.П. Лебедев, А.А. Ситникова. *ФТП* **47**, 267 (2013).
- [17] А.А. Лебедев, С.П. Лебедев, С.Н. Новиков, В.Ю. Давыдов, А.Н. Смирнов, Д.П. Литвин, Ю.Н. Макаров, В.С. Левицкий. *ЖТФ* **86**, 135 (2016).
- [18] В.Ю. Давыдов, Д.Ю. Усачёв, С.П. Лебедев, А.Н. Смирнов, В.С. Левицкий, И.А. Елисеев, П.А. Алексеев, М.С. Дунаевский, О.Ю. Вилков, А.Г. Рыбкин, А.А. Лебедев. *ФТП* **51**, 1116 (2017).
- [19] C. Riedl, C. Coletti, U. Starke. *J. Phys. D* **43**, 374009 (2010).
- [20] K.V. Emtsev, F. Speck, T. Seyller, L. Ley. *Phys. Rev. B* **77**, 155303 (2009).
- [21] М.В. Гомоюнова, И.И. Пронин. *ЖТФ* **80**, 4, 156 (2010).
- [22] М.В. Гомоюнова, Г.С. Гребенюк, К.М. Попов, И.И. Пронин. *ЖТФ* **83**, 6, 78 (2013).
- [23] A.C. Ferrari, D.M. Basko. *Nature Nanotech.* **8**, 235 (2013).
- [24] Z. H. Ni, W. Chen, X. F. Fan, J.L. Kuo, T. Yu, A.T.S. Wee, Z.X. Shen. *Phys. Rev. B* **77**, 115416 (2008).
- [25] J. Yan, Y. Zhang, P. Kim, A. Pinczuk. *Phys. Rev. Lett.* **98**, 166802 (2007).
- [26] A. Das, S. Pisana, B. Chakraborty, S. Piscanec, S.K. Saha, U.V. Waghmare, K.S. Novoselov, H.R. Krishnamurthy, A.K. Geim, A.C. Ferrari, A.K. Sood. *Nature Nanotech.* **3**, 210 (2008).
- [27] F. Ding, H. Ji, Y. Chen, A. Herklotz, K. Dörr, Y. Mei, A. Rastelli, O.G. Schmidt. *Nano Lett.* **10**, 3453 (2010).
- [28] R. Beams, L.G. Cançado, L. Novotny. *J. Phys.: Condens. Matter* **27**, 083002 (2015).
- [29] L.G. Cançado, K. Takai, T. Enoki, M. Endo, Y.A. Kim, H. Mizusaki, A. Jorio, L.N. Coelho, R. Magalhães-Paniago, M.A. Pimenta. *Appl. Phys. Lett.* **88**, 163106 (2006).

Редактор К.В. Емцев