

Совместная интеркаляция ультратонких пленок Fe и Co под буферный слой графена на монокристалле SiC(0001)

С. О. Фильнов⁺¹⁾, Д. А. Естюнин⁺, И. И. Климовских^{+×}, Т. П. Макарова⁺, А. В. Королева⁺, А. А. Рыбкина⁺, Р. Г. Чумаков^{*}, А. М. Лебедев^{*}, О. Ю. Вилков⁺, А. М. Шикин⁺, А. Г. Рыбкин⁺

⁺ Санкт-Петербургский государственный университет, 198504 С.-Петербург, Россия

^{*} Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, 123182 Москва, Россия

[×] Центр перспективных методов мезофизики и нанотехнологий,
Московский физико-технический институт, 141700 Долгопрудный, Россия

Поступила в редакцию 14 ноября 2022 г.

После переработки 29 января 2023 г.

Принята к публикации 29 января 2023 г.

В данной работе был изучен процесс совместной интеркаляции атомов кобальта и железа под буферный слой графена, синтезированный на монокристалле карбида кремния SiC(0001). Интеркаляция проводилась посредством поочередного напыления ультратонких пленок металлов Fe и Co на нагретую до 450 °C подложку с последующим прогревом до 600 °C в течение 15 мин. Показано, что при данных условиях атомы кобальта и железа интеркалируются под графен, формируя соединения с кремнием и друг с другом. С помощью сверхпроводящего квантового интерферометра было показано наличие магнитного порядка в системе вплоть до комнатной температуры. Основываясь на форме и величине петель гистерезиса, был проведен анализ возможных стехиометрий формируемых сплавов. Кроме того, было выявлено, что при экспозиции системы на атмосфере, Fe и Co оказываются не окисленными. Таким образом, графен также выполняет защитную функцию для сформированной системы. Результаты данной работы вносят вклад в исследования графена при контакте с магнитными металлами и способствуют его использованию в устройствах спинтроники и нанoeлектроники.

DOI: 10.31857/S1234567823050087, EDN: pxojjl

1. Введение. Изучение и модификация свойств графена привлекает исследователей из различных областей науки благодаря множеству уникальных электронных и структурных характеристик систем на его основе [1–5]. Теоретически предсказано, что в графене можно наблюдать такие фундаментальные эффекты, как, например: спин-зависимый эффект Зеебека [7], квантовый спиновый и аномальный эффекты Холла [8, 9], а также сверхпроводимость [5, 6]. Благодаря баллистическому транспорту электронов в графене [11, 12] и большой длине спиновой релаксации [13, 14], существует множество концепций устройств спинтроники и нанoeлектроники с использованием графена [15, 16].

Множество эффектов основано на взаимодействии графена с магнитными материалами. Так, комбинация спин-орбитального и обменного взаимодействия индуцированных в графене, например, с помощью эффекта близости может привести к реализации квантового аномального эффекта Холла, что представляет интерес как с фундаментальной, так и

с прикладной точек зрения [9, 17, 18]. Ввиду прочной σ связи, помещенный между двумя магнитными проводниками, графен может быть использован как барьер в устройствах, использующих магнитный туннельный переход [16]. Благодаря большой длине спиновой релаксации графен может быть использован в качестве канала для спин-поляризованных электронов в спиновых транзисторах [16, 19].

Таким образом, изучение графена на подложках с магнитными свойствами заслуживает отдельного внимания. Однако для дальнейшего применения в устройствах спинтроники и нанoeлектроники, система должна быть синтезирована на изолирующей или полупроводниковой подложке. Этого можно достичь путем получения графена методом химического осаждения из газовой фазы на металлической подложке [20–28] с последующим переносом на изолирующую подложку или с помощью метода термической графитизации карбида кремния (SiC) с низкой концентрацией носителей заряда [29–32]. Второй метод является более предпочтительным, так как не требует дополнительного переноса, ухудшающего транспортные характеристики графена [12, 33]. Для со-

¹⁾e-mail: sfilnov@gmail.com

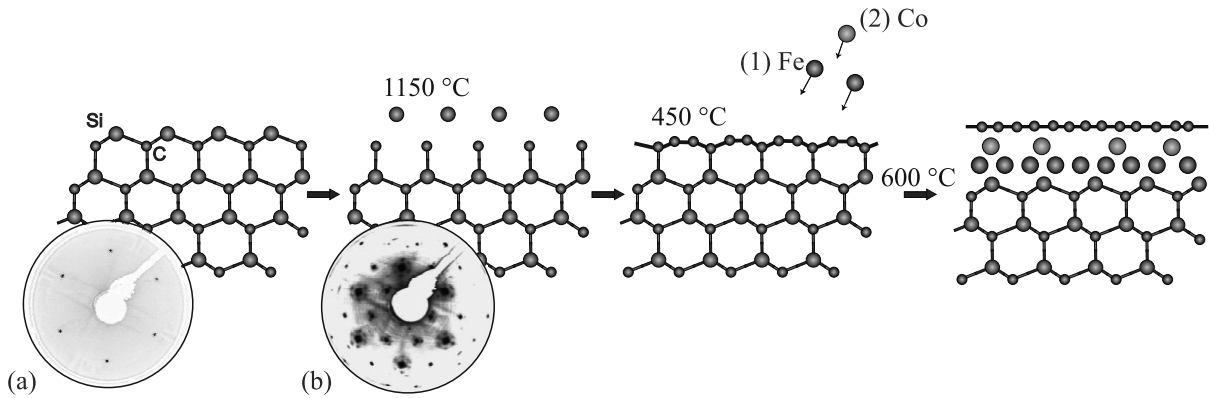


Рис. 1. (Цветной онлайн) Схематичное представление синтеза системы Gr/Fe-Co/SiC. Картины ДМЭ: (a) – Исходная поверхность 6H-SiC (0001); (b) – реконструкция $(6\sqrt{3} \times 6\sqrt{3})R30^\circ$ поверхности SiC после отжига при температуре 1150 °C

здания магнетизма в системе Gr/SiC между графеном (Gr) и SiC формируется слой магнитных атомов при помощи интеркаляции. В ряде работ были исследованы системы Gr/MM/SiC (MM – магнитный металл), где в качестве интеркалируемых элементов использовались атомы переходных (Fe, Co) [34–39] и редкоземельных (Eu, Dy, Gd, Er) [40–42] металлов. Однако, несмотря на достаточно высокую температуру магнитного упорядочения в чистых соединениях данных элементов, полученные системы характеризуются парамагнитным или ферромагнитным порядком с низкой температурой магнитного упорядочения (в сравнении с температурой упорядочения в объемных образцах данных элементов). Возможной причиной такого поведения в системах Gr/MM/SiC может являться то, что интеркалированные металлы образуют соединения с кремнием. Образующиеся при этом силициды, как правило, проявляют парамагнитный или низкотемпературный ферромагнитный порядок [43–45].

В работе [39] было показано, что при интеркаляции пленки кобальта толщиной более одного нанометра под графен на SiC в спектрах фотоэмиссии для уровня $Co3p$ наблюдается изменение интенсивности при изменении намагниченности образца, что может говорить о ферромагнитном упорядочении интеркалированного слоя. В работе [25] было показано, что в результате интеркаляции ультратонкой пленки Co под буферный слой графена (БСГ) на SiC происходит трансформация БСГ в монослой графена и формирование ультратонкого магнитного слоя силицида кобальта, в котором магнетизм обусловлен нижележащим слоем CoSi. Однако отсутствие магнитного упорядочения при комнатной температуре ограничивает использование данной системы в устрой-

ствах спинтроники. В работе [35] были изучены свойства системы Gr/SiC при интеркаляции атомов железа. С помощью расчетов методом теории функционала плотности и измерений методом фотоэлектронной спектроскопии с угловым разрешением было показано, что атомы железа могут влиять на спиновую поляризацию π -зоны в двухслойном графене. Было также изучено, что при экспозиции системы Gr/Fe/SiC графен препятствует окислению железа [27], что важно для стабильности магнитных свойств в конечной системе. Однако магнитные свойства такой системы все еще нуждаются в экспериментальном изучении.

Целью данной работы являлось исследование магнитных свойств и электронной структуры системы, полученной при совместной интеркаляции ультратонких пленок Fe и Co под БСГ, синтезированной на Si-терминации монокристалла карбида кремния SiC(0001). В работе использовались полуизолирующие монокристаллические пластины 6H-SiC(0001) с удельным сопротивлением $\rho = 10^5$ Ом/см. Синтез БСГ контролировался методом дифракции медленных электронов (ДМЭ). Электронная структура изучалась методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), а также на основании полученных экспериментальных данных РФЭС проводились оценки распределения элементов по глубине залегания в полученной системе. Магнитные свойства системы изучались с помощью сверхпроводящего квантового интерферометра (СКВИД).

2. Экспериментальные результаты и обсуждение. Схематическое изображение синтеза системы, а также ДМЭ измерения системы до и после синтеза БСГ показано на рис. 1. На первом этапе, для получения БСГ использовался метод термической

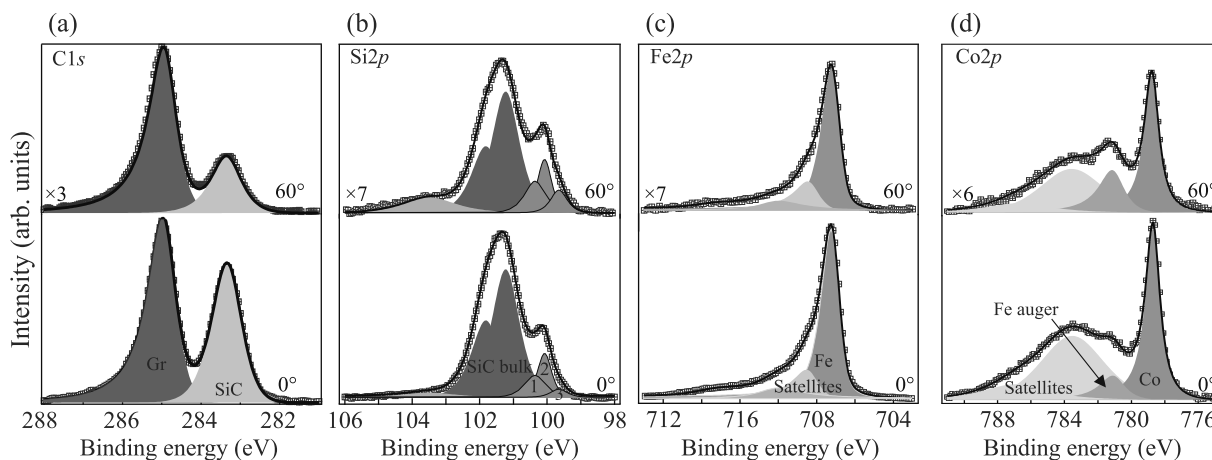


Рис. 2. (Цветной онлайн) Спектры РФЭС, измеренные при углах детектирования электронов 0° (снизу) и 60° (сверху) и энергии фотонов 1486.6 эВ

графитизации Si-терминированной поверхности карбида кремния $6H$ -SiC(0001). Изначально монокристалл характеризуется типичной для SiC(0001) гексагональной структурой поверхности 1×1 – рис. 1a. Прогрев до 1150°C приводит к появлению структуры муара вокруг главных рефлексов, или, так называемой структуре $(6\sqrt{3} \times 6\sqrt{3})R30^\circ$, свидетельствующей о появлении на поверхности БСГ [18, 19, 46] – рис. 1b. На следующем этапе формирования системы производилось последовательное напыление пленок железа и кобальта толщинами 14 и 7 \AA соответственно. Напыление производилось посредством физического парофазного осаждения на нагретую до 450°C подложку с последующим прогревом до 600°C в течение 15 мин, после каждого напыления. В работах [25, 36, 27] было показано, что данный способ подходит для интеркаляции как атомов железа, так и кобальта.

Для анализа сформированной системы были проведены РФЭС измерения при различных углах детектирования фотоэлектронов. На рисунке 2 показаны измерения основных уровней системы. Анализ спектров проводился путем разложения на спектральные компоненты. Спектр $C1s$ имеет двухкомпонентную форму: компонента с большей энергией связи (285 эВ) соответствует атомам углерода в графене, полученном при разрыве связей между БСГ и подложкой в результате интеркаляции атомов металлов [18, 19, 25]. Компонента с меньшей энергией связи (283.3 эВ) соответствует атомам углерода в подложке SiC. Уровень $Si2p$ представлен в виде разложения на 6 пиков. Два пика, отмеченные темно-зеленым цветом, соответствуют кремнию в подложке SiC, 3 пика, отмеченные светло-зеленым цветом, предположительно, соответствуют соединениям си-

лицидов металлов [25, 36, 27, 39, 47], и левый пик при 103.6 эВ соответствует оксиду кремния SiO_2 [48, 49]. Уровень $Fe2p_{3/2}$ представлен в виде трех компонент, основной компоненты – голубой цвет, и спутников, характерных для основных уровней металлов. В то же время $Co2p$ имеет более сложную структуру. Помимо основной компоненты с самой низкой энергией связи, можно выделить 3 другие компоненты. Серым цветом отмечены компоненты, предположительно, отвечающие за вклад спутников. Бирюзовым цветом отмечен Ожэ-пик железа, который находится в этом диапазоне при использовании данной энергии фотонов.

Для определения относительного залегания элементов по глубине был проведен анализ интенсивности спектральных компонент (пиков) РФЭС спектров – табл. 1. Сравнительный анализ отношений

Таблица 1. Таблица сравнения отношений интенсивностей спектральных компонент РФЭС спектров, измеренных при различных углах эмиссии фотоэлектронов

Название пика	Энергия связи (эВ)	I_{60}/I_0
SiO_2	103.6	1.5
Gr	285	1
Si_3	99.7	0.8
Si_2	100.1	0.65
Si_1	100.4	0.64
Co	778.8	0.45
Fe	707.25	0.4
Si bulk	101.6	0.4

интенсивностей, измеренных при касательном угле 60° и по нормали к поверхности (I_{60}/I_0) позволяет определять относительный порядок залегания элементов, в приближении планарности и однородно-

сти их распределения. Для удобства данные нормированы на интенсивность компоненты графена $C1s$ (285 эВ). Можно заметить, что наиболее поверхностным соединением является SiO_2 . Такой результат можно объяснить особенностью формирования графена в ходе термической графитизации карбида кремния. В работе [25] на изображениях поверхности SiC после формирования БСГ, полученных методом атомно-силовой микроскопии, были обнаружены кластеры, предположительно, кремния, которые формируются в результате прогрева монокристалла SiC при температуре выше 1000 °С. Учитывая, что спектры РФЭС регистрировались после выноса системы на атмосферные условия, мы предполагаем, что на поверхности графена присутствуют кластеры оксида кремния SiO_2 . Проведенный анализ показывает, что верхним слоем в сформированной системе является графен (компонента Gr). Под графеном оказываются локализованы силициды железа и кобальта (компоненты Si_1 , Si_2 и Si_3). Стоит отметить, что из полученных данных мы не можем однозначно утверждать о стехиометрии полученных силицидов металлов, поскольку пики уровня $Si2p$, отвечающие соединениям Co-Si и Fe-Si, находятся близко по энергии связи [50, 51]. Но сравнение с литературными данными показывает, что наиболее вероятно формирование соединений $CoSi_2$ и $FeSi$ [25, 47, 50, 51]. Согласно данным в табл. 1 ниже располагаются металлы Co и Fe. При этом железо является более глубокого лежащим элементом, что согласуется с тем, что железо напылялось перед кобальтом. Самым глуболежащим элементом в системе является кремний в подложке SiC. Полученные данные подтверждают интеркаляцию атомов Fe и Co под БСГ с формированием монослоя графена и силицида кобальта, силицида железа и, возможно, соединения Fe-Co между графеном и подложкой.

Также стоит отметить, что на спектре железа и кобальта отсутствует особенности, связанные с оксидами [52]. Данный факт свидетельствует об отсутствии окисления интеркалированных металлов при выносе системы на атмосферные условия, что важно для применения такого типа систем в устройствах спинтроники. В работе [27] также было обнаружено, что графен препятствует окислению железа, интеркалированного под графен на SiC.

Для изучения магнитных свойств системы были проведены измерения намагниченности в зависимости от температуры и приложенного внешнего поля с использованием СКВИД магнитометра. На рисунке 3а, б показаны зависимости магнитного

момента образца от приложенного магнитного поля $M(H)$ и магнитного момента от температуры $M(T)$, измеренные в плоскости (in-plane) образца. Зависимость $M(H)$ демонстрирует наличие петли гистерезиса вплоть до комнатной температуры, что свидетельствует о ферромагнитном или ферримагнитном характере упорядочения в данной системе. При этом форма петли с характерными скачками намагниченности в области ± 200 Э схожа с формой петли гистерезиса, наблюдаемой для поликристаллических ферромагнитных пленок FeSi на кремнии [53]. На рисунке 3б можно заметить, что кривые FC и ZFC расходятся при температуре около $T = 240$ К. Такое поведение свойственно для супермагнетиков [54–57] и указывает на наличие суперферромагнитных частиц, имеющих собственный суперспин, который представляет собой сумму индивидуальных магнитных моментов атомов внутри частицы [57]. Известно, что некоторые силициды железа и кобальта, немагнитные в объеме, могут проявлять ферромагнитные свойства в ультратонких пленках и нанопроволоках [53, 58, 59]. Однако в нашем случае форма петли гистерезиса отличается от случая с магнитным нанотонким силицидом кобальта $CoSi$ [59], кроме того, в спектре $Si2p$ (рис. 2б) отсутствуют типичные особенности $CoSi$ [25]. Что в совокупности с характерными скачками намагниченности на зависимости $M(H)$ позволяет нам предположить, что ферромагнитное упорядочение определяется силицидом железа FeSi.

Анализируя зависимости намагниченности $M(H)$ и $M(T)$ в направлении, перпендикулярном (out-of-plane) плоскости поверхности образца, можно также обнаружить несколько уникальных особенностей. Во-первых, наличие петли гистерезиса на кривых $M(H)$ при всех измеряемых температурах, что указывает на ферромагнитное или ферримагнитное упорядочение в данном направлении. Во-вторых, помимо основной петли гистерезиса, на рис. 3с можно заметить побочные петли. В работе [60] было обнаружено подобное поведение $M(H)$ со второстепенными петлями для ультратонких слоев магнитных соединений и связывалось с различным обменным взаимодействием в соседствующих слоях. Также можно заметить, что на зависимости $M(T)$ кривые ZFC и FC не совпадают на всем диапазоне измеряемых температур. Однако их поведение похоже на поведение кривых ZFC и FC, показанных на рис. 3б ниже точки расхождения. Можно предположить, что температура расхождения для данного направления лежит выше комнатной. Различная температура магнитного перехода для in-plane и out-of-plane направлений мо-

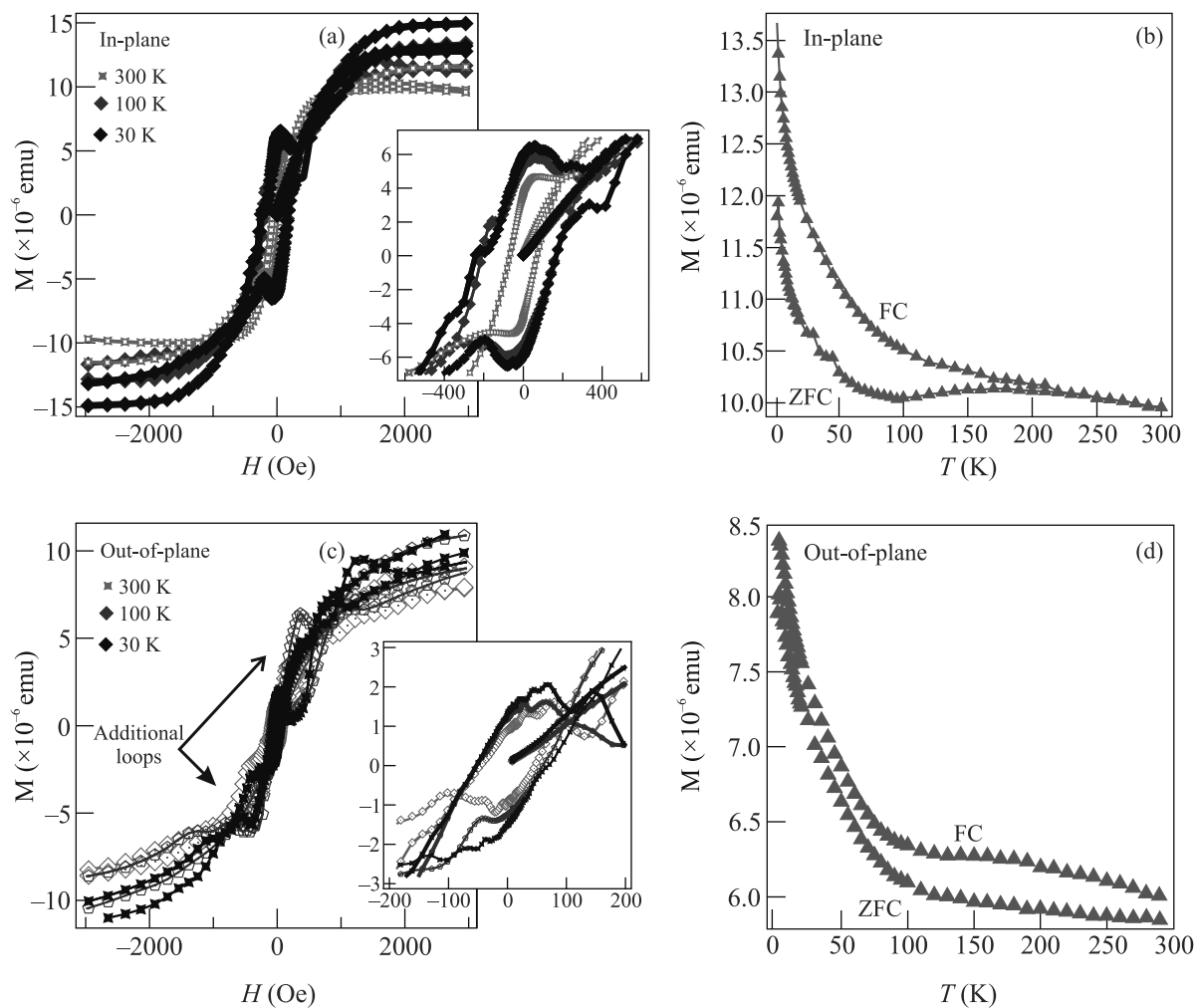


Рис. 3. (Цветной онлайн) (a), (b) – Кривые изотермического намагничивания $M(H)$ полученной системы при различных температурах. (c), (d) – Температурная зависимость магнитной восприимчивости $M(T)$. ZFC (zero field cooling) – охлаждение в нулевом поле. FC (field cooling) – охлаждение с приложением магнитного поля $H = 1$ кЭ

жет быть связана с анизотропией обменного взаимодействия в этих направлениях.

Основываясь на величинах коэрцитивных сил, можно также провести анализ возможной стехиометрии формируемых соединений. Коэрцитивная сила H_C для направления in-plane в сформированной системе составляет около 200 Э при комнатной температуре, что является относительно высоким показателем по сравнению с эпитаксиальными тройными [61, 62] и бинарными [31] силицидами, имеющими значение H_C на порядок ниже. Проведено сравнение магнитных свойств полученной системы с пленками чистых металлов Co и Fe, основываясь на величинах коэрцитивной силы. Магнитные свойства тонких пленок Co или Fe сильно отличаются от объемных свойств ферромагнетика. Величина коэрцитивной силы зависит от толщины пленки, ее эпи-

таксии или поликристалличности, а также от подложки. В работе [64] было показано, что коэрцитивная сила для ультратонких пленок кобальта толщиной 8–15 монослоев на кремниевой подложке составляет порядка 40–100 Э. Для ультратонких пленок железа, наносимых при низких температурах на поверхность кремния, коэрцитивная сила также не превышает 100 Э [65]. Данные величины коэрцитивной силы существенно меньше тех, что наблюдаются для системы, полученной в настоящей работе.

Таким образом, формирование FeSi и CoSi₂ соединений, которое было обнаружено в результатах РФЭС, подтверждается наличием характерных для FeSi скачков намагниченности на петлях гистерезиса. CoSi₂ при этом является немагнитным соединением даже в наноформах, поэтому не дает вклад в магнитные свойства. Однако наблюдаемая в экспери-

менте величина коэрцитивной силы в 200 Э при комнатной температуре не достижима ни в одном из перечисленных выше соединений. В связи с этим можно предположить образование соединений железа и кобальта. Так как известно, что для сплавов Fe-Co коэрцитивная сила составляет около 200 Э при комнатной температуре [66], что хорошо согласуется с величиной коэрцитивной силы, измеренной для данной системы. Стоит отметить, что коэрцитивная сила и форма петли во многом определяются доменной структурой ферромагнетика. Последнее сильно зависит от морфологии и формы кристаллитов в поликристалле, а также от их типа и количества [67, 68]. Все эти факторы могут сильно влиять на величину H_C в формируемой системе. Принимая во внимание то, что частицы Fe-Co могут являться суперферромагнитными [55], не исключается формирование Fe-Co сплава на границе между графеном и подложкой.

Заключение. В данной работе был проведен анализ системы, полученной в результате совместной интеркаляции ультратонких пленок кобальта и железа под буферный слой графена, выращенный на монокристалле карбида кремния. Интеркаляция проводилась посредством поочередного напыления ультратонких пленок металлов Fe и Co на нагретую до 450 °С подложку с последующим прогревом до 600 °С в течение 15 мин. С помощью анализа рентгеновских фотоэлектронных спектров было подтверждено формирование системы графен/Fe-Co/SiC. Также было установлено, что интеркалированные металлы образуют соединения с кремнием (FeSi, CoSi₂) и друг с другом (Fe-Co). При помощи СКВИД магнитометра было показано наличие магнитного порядка вплоть до комнатной температуры. Стоит отметить, что при интеркаляции только одного из элементов (Fe или Co) под графен на SiC температура магнитного упорядочения не превышает 100 К. Существенное увеличение температуры магнитного упорядочения в полученной системе мы связываем с формированием под графеном магнитных ультратонких сплавов железа и кобальта (Fe-Co). Свидетельством формирования данных сплавов является широкая (около 200 Э) петля гистерезиса в зависимости $M(H)$ при комнатной температуре. Также было показано, что графен выполняет защитные функции в системе. Так, после экспозиции сформированной системы при атмосферных условиях в ней не наблюдалось формирование оксидов железа и кобальта. Было обнаружено небольшое количество SiO₂, появление которого скорее связано с формированием кластеров Si на поверхности графена и дальнейшим окислением.

Предложенный способ формирования графенсодержащей системы со сравнительно высокой температурой магнитного упорядочения может быть использован в ряде научных и практических задач. Например, в исследовании квантового аномального эффекта Холла в графене при повышенных температурах, и, как следствие, в применении его в устройствах спинтроники и наноэлектроники. Также на основе полученной системы может быть изготовлен спиновый транзистор. В нем магнитный сплав может выступать в роли “стока” для генерации спинового тока, а обладающий большой длиной спиновой релаксации графен в качестве среды для последующего трансфера данного тока к “истоку” транзистора.

4. Методы исследования. Перед синтезом образец подготавливался с помощью обезгаживания путем нагрева в условиях сверхвысокого вакуума при температурах до 800 °С. БСГ был синтезирован методом термической графитизации кремниевой поверхности монокристаллического образца SiC(0001). Толщина нанесенных слоев железа и кобальта контролировалась предварительной калибровкой источников с помощью РФЭС. Синтез системы и измерения ДМЭ проводились на станции НАНОФЭС Курчатовского комплекса синхротронных и нейтронных исследований (НИЦ “Курчатовский институт”) [69]. Предварительные работы по оптимизации технологии синтеза проводились в ресурсном центре “Физические методы исследования поверхности” Научного парка СПбГУ. Измерения РФЭС с угловым разрешением для конечной системы проводились на установке ESCALAB 250Xi в ресурсном центре “Физические методы исследования поверхности” Научного парка СПбГУ. Передача полученной системы между камерой синтеза и камерой измерений проводилась при атмосферных условиях. Измерения магнитных свойств были проведены в ресурсном центре “Центр диагностики функциональных материалов для медицины, фармакологии и наноэлектроники” Научного парка СПбГУ с использованием магнитометра Quantum Design “MPMS SQUID VSM”.

Работа была выполнена в рамках финансовой поддержки Санкт-Петербургского государственного университета (грант #94031444) и Российского научного фонда (грант #18-12-00062). Климовских И.И. благодарит поддержку программы стратегического академического лидерства “Приоритет 2030” (#075-02-2021-1316 30.09.2021).

1. A. K. Geim and K. S. Novoselov, Nat. Mater. **6**, 183 (2007).

2. M. J. Allen, V. C. Tung, and R. B. Kaner, *Chem. Rev.* **110**, 132 (2010).
3. A. M. Shikin, V. K. Adamchuk, S. Siebentritt, K.-H. Rieder, S. L. Molodtsov, and C. Laubschat, *Phys. Rev. B* **61**, 7752 (2000).
4. A. M. Shikin, D. Farias, V. K. Adamchuk, and K. H. Rieder, *Surf. Sci.* **424**, 155 (1999).
5. S. K. Tiwari, S. Sahoo, N. Wang, and A. Huczko, *Journal of Science: Advanced Materials and Devices* **5**, 1 (2020).
6. D.-D. Wu and H.-H. Fu, *Nanotechnology* **32**, 245703 (2021).
7. C. L. Kane and E. J. Mele, *Phys. Rev. Lett.* **95**, 226801 (2005).
8. P. Högl, T. Frank, K. Zollner, D. Kochan, M. Gmitra, and J. Fabian, *Phys. Rev. Lett.* **124**, 136403 (2020).
9. A. V. Fedorov, N. I. Verbitskiy, D. Haberer, C. Struzzi, L. Petaccia, D. Usachov, O. Y. Vilkov, D. V. Vyalikh, J. Fink, M. Knupfer, B. Büchner, and A. Grüneis, *Nat. Commun.* **5**, 3257 (2014).
10. B. M. Ludbrook, G. Levy, P. Nigge et al. Collaboration), *Proceedings of the National Academy of Sciences* **112**, 11795 (2015).
11. X. Du, I. Skachko, A. Barker, and E. Y. Andrei, *Nature Nanotech.* **3**, 491 (2008).
12. L. Banszerus, M. Schmitz, S. Engels, M. Goldsche, K. Watanabe, T. Taniguchi, B. Beschoten, and Ch. Stampfer, *Nano Lett.* **16**, 2 (2016).
13. M. Drögeler, Ch. Franzen, F. Volmer, T. Pohlmann, L. Banszerus, M. Wolter, K. Watanabe, T. Taniguchi, Ch. Stampfer, and B. Beschoten, *Nano Lett.* **16**, 3533 (2016).
14. M. Venkata Kamalakar, Ch. Groenveld, A. Dankert, and S. P. Dash, *Nat. Commun.* **6**, 6766 (2015).
15. S. Sato, *Jpn. J. Appl. Phys.* **54**, 4 (2015).
16. E. C. Ahn, *npj 2D Mater. Appl.* **4**, 17 (2020).
17. A. G. Rybkin, A. A. Rybkina, M. M. Otrokov, O. Yu. Vilkov, I. I. Klimovskikh, A. E. Petukhov, M. V. Filianina, V. Yu. Voroshnin, I. P. Rusinov, A. Ernst, A. Arnau, E. V. Chulkov, and A. M. Shikin, *Nano Lett.* **18**(3), 1564 (2018).
18. A. G. Rybkin, A. V. Tarasov, A. A. Rybkina, D. Yu. Usachov, A. E. Petukhov, A. V. Eryzhenkov, D. A. Pudikov, A. A. Gogina, I. I. Klimovskikh, G. Di Santo, L. Petaccia, A. Varykhalov, and A. M. Shikin, *Phys. Rev. Lett.* **129**, 226401 (2022).
19. Y. G. Semenov, K. W. Kim, J. M. Zavada, *Appl. Phys. Lett.* **91**, 15 (2007).
20. S. Bae, H. Kim, Y. Lee, et al. (Collaboration), *Nature Nanotechnology* **5**, 574 (2010).
21. H. Ago, Y. Ito, N. Mizuta, K. Yoshida, B. Hu, C. M. Orofeo, M. Tsuji, K.-i. Ikeda, and S. Mizuno, *ACS Nano* **4**, 7407 (2010).
22. A. V. Fedorov, A. Yu. Varykhalov, A. M. Dobrotvorskii, A. G. Chikina, V. K. Adamchuk, and D. Yu. Usachov, *Phys. Solid State* **53**, 1952 (2011).
23. Y. Zhang, L. Zhang, and C. Zhou, *Acc. Chem. Res.* **46**, 2329 (2013).
24. D. Yu. Usachov, K. A. Bokai, D. E. Marchenko, A. V. Fedorov, V. O. Shevelev, O. Yu. Vilkov, E. Yu. Kataev, L. V. Yashina, E. Rühl, C. Laubschatf, and D. V. Vyalikh, *Nanoscale* **10**, 12123 (2018).
25. I. I. Klimovskikh, M. M. Otrokov, V. Yu. Voroshnin, D. Sostina, L. Petaccia, G. Di Santo, S. Thakur, E. V. Chulkov, and A. M. Shikin, *ACS Nano* **11**, 368 (2017).
26. Y. Wang, F. Qing, Y. Jia, Y. Duan, Ch. Shen, Y. Hou, Y. Niu, H. Shi, and X. Li, *Chemical Engineering Journal* **405**, 127014 (2021).
27. D. A. Estyunin, I. I. Klimovskikh, V. Yu. Voroshnin, D. M. Sostina, L. Petaccia, G. Di Santo, and A. M. Shikin, *JETP* **125**, 762 (2017).
28. M. M. Otrokov, I. I. Klimovskikh, F. Calleja, A. M. Shikin, O. Vilkov, A. G. Rybkin, D. Estyunin, S. Muff, J. H. Dil, A. L. Vázquez de Parga, R. Miranda, H. Ochoa, F. Guinea, J. I. Cerdá, E. V. Chulkov, and A. Arnau, *2D Materials* **5**, 035029 (2018).
29. C. Berger, Zh. Song, T. Li, X. Li, A. Y. Ogbazghi, R. Feng, Zh. Dai, A. N. Marchenkov, E. H. Conrad, Ph. N. First, and W. A. de Heer, *J. Phys. Chem. B* **108**, 19912 (2004).
30. M. G. Mynbaeva, A. A. Lavrent'ev, and K. D. Mynbaev, *Semiconductors* **50**, 138 (2016).
31. C. Riedl, C. Coletti, and U. Starke, *J. Phys. D* **43**, 374009 (2010).
32. K. V. Emtsev, F. Speck, T. Seyller, L. Ley, and J. D. Riley, *Phys. Rev. B* **77**, 155303 (2008).
33. D. De Fazio, D. G. Purdie, A. K. Ott, Ph. Braeuning-Weimer, T. Khodkov, S. Goossens, T. Taniguchi, K. Watanabe, P. Livreri, F. H. L. Koppens, S. Hofmann, I. Goykhman, A. C. Ferrari, and A. Lombardo, *ACS Nano* **13**, 8926 (2019).
34. A. A. Rybkina, S. O. Filnov, A. V. Tarasov, D. V. Danilov, M. V. Likholetova, V. Yu. Voroshnin, D. A. Pudikov, D. A. Glazkova, A. V. Eryzhenkov, I. A. Eliseyev, V. Yu. Davydov, A. M. Shikin, and A. G. Rybkin, *Phys. Rev. B* **104**, 155423 (2021).
35. S. J. Sung, J. W. Yang, P. R. Lee, J. G. Kim, M. T. Ryu, H. M. Park, G. Lee, C. C. Hwang, K. S. Kim, J. S. Kima, and J. W. Chung, *Nanoscale* **6**, 3824 (2014).
36. S. O. Filnov, A. A. Rybkina, A. V. Tarasov, A. V. Eryzhenkov, I. A. Eliseev, V. Yu. Davydov, A. M. Shikin, and A. G. Rybkin, *JETP* **134**, 188 (2022).
37. K. Shen, H. Sun, J. Hu, et al., *The Journal of Physical Chemistry C* **122**, 37 (2018).
38. M. V. Gomoyunova, G. S. Grebenyuk, V. Yu. Davydov, I. A. Ermakov, I. A. Eliseyev, A. A. Lebedev, S. P. Lebedev, E. Yu. Lobanova, A. N. Smirnov,

- D. A. Smirnov, and I. I. Pronin, *Phys. Solid State* **60**, 1439 (2018).
39. G. S. Grebenyuk, E. Yu. Lobanova, D. A. Smirnov, I. A. Eliseyev, A. V. Zubov, A. N. Smirnov, S. P. Lebedev, V. Yu. Davydov, A. A. Lebedev, and I. I. Pronin, *Phys. Solid State* **61**(7), 1374 (2019).
40. N. A. Anderson, M. Hupalo, D. Keavney, M. C. Tringides, and D. Vaknin, *Phys. Rev. Materials* **1**, 054005 (2017).
41. P. D. Bentley, T. W. Bird, A. P. J. Graham, O. Fossberg, S. P. Tear, and A. Pratt, *AIP Adv.* **11**, 025314 (2021).
42. N. A. Anderson, M. Hupalo, D. Keavney, M. Tringides, and D. Vaknin, *J. Magn. Magn. Mater.* **474**, 666 (2019).
43. V. N. Narozhnyi and V. N. Krasnorussky, *JETP* **116**, 780 (2013).
44. E. V. Ganapathy, K. Kugimiya, H. Steinfink, and D. I. Tchernev, *Journal of the Less Common Metals* **44**, 245 (1976).
45. I. Goldfarb, F. Cesura, and M. Dascalu, *Adv. Mater* **30**, 1800004 (2018).
46. A. J. van Bommel, J. E. Crombeen, and A. van Tooren, *Surf. Sci.* **48**, 463 (1975).
47. J. N. Hausmann, R. Beltrán-Suito, S. Mebs, V. Hlukhyy, Th. F. Fässler, H. Dau, M. Driess, and P. W. Menezes, *Adv. Mater.* **33**, 27, 2008823 (2021).
48. D. S. Jensen, S. S. Kanyal, and N. Madaan, *Surface Science Spectra* **20**, 36 (2013).
49. H.-f. Li, S. Dimitrijević, D. Sweatman, H. Barry Harrison, and Ph. Tanner, *J. Appl. Phys.* **86**, 4316 (1999).
50. JooHyung Kim, JungYup Yang, JunSeok Lee and JinPyo Hong, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 013512 (2008).
51. V. Kinsinger, I. Dezsi, P. Steiner, and G. Langouche, *J. Phys. Condens. Matter* **2**, 22 (1990).
52. M. C. Biesinger, B. P. Payne, A. P. Grosvenor, L. W. M. Lau, A. R. Gerson, and R. St. C. Smart, *Applied Surface Science* **257**, 2717 (2011).
53. Y. Shin, D. A. Tuan, Y. Hwang, T. V. Cuong, and S. Cho, *J. Appl. Phys.* **113**, 17C306 (2013).
54. A. Zeleňková, V. Zeleňák, I. Mat'ko, M. Strečková, P. Hrubovčák, and J. Kováč, *J. Appl. Phys.* **116**, 033907 (2014).
55. S. Bedanta and W. Kleemann, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **42**, 013001 (2009).
56. O. Sendetskyi, L. Anghinolfi, V. Scagnoli, G. Möller, N. Leo, A. Alberca, J. Kohlbrecher, J. Lüning, U. Staub, and L. J. Heyderman, *Phys. Rev. B* **93**, 224413 (2016).
57. M. Perzanowski, A. Zarzycki, J. Gregor-Pawłowski, and M. Marszałek, *ACS Appl. Mater. Interfaces* **8**, 28159 (2016).
58. Ch.-Y. Yang, Sh.-M. Yang, Y.-Y. Chen, and K.-Ch. Lu, *Nanoscale Res. Lett.* **15**, 197 (2020).
59. K. Seo, K. S. K. Varadwaj, P. Mohanty, S. Lee, Y. Jo, M.-H. Jung, J. Kim, and B. Kim, *Nano Lett.* **7**(5), 1240 (2007).
60. M. Ziese, I. Vrejoiu, and D. Hesse, *Appl. Phys. Lett.* **97**, 052504 (2010).
61. V. Asvini, G. Saravanan, R. K. Kalaiezhily, and K. Ravichandran, *AIP Conf. Proc.* **1942**, 1 (2018).
62. W. Zhu, Zh. Zhu, D. Li, G. Wu, L. Xi, Q. Y. Jin, and Z. Zhang, *Journal J. Magn. Magn. Mater.* **479**, 179 (2019).
63. I. Goldfarb, F. Cesura, and M. Dascalu, *Adv. Mater.* **30**(41), 1800004 (2018).
64. H. Xu, A. C. H. Huan, A. T. S. Wee, and D. M. Tong, *Solid State Commun.* **126**, 659 (2003).
65. H. Xu, A. C. H. Huan, A. T. S. Wee, and D. M. Tong, *J. Appl. Phys.* **109**, 023908 (2011).
66. Z. J. Huba, K. J. Carroll, and E. E. Carpenter, *J. Appl. Phys.* **109**, 07B514 (2011).
67. T. Hasegawa, *Journal of Applied Physics Electronics and Communications in Japan* **104**, 2 (2021).
68. M. Belusky, S. Lepadatu, J. Naylor, and M. Vopson, *Physica B: Condensed Matter* **574**, 411666 (2019).
69. A. M. Lebedev, K. A. Menshikov, V. G. Nazin, V. G. Stankevich, M. B. Tsetlin, and R. G. Chumakov, *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques* **15**, 1039 (2021).