

ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА, ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ, МАГНИТНЫЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУМЕРНЫХ СЛОЕВ ЖЕЛЕЗА НА ПОВЕРХНОСТНЫХ ФАЗ Si(111)7x7 И Si(111)2x2-Fe.

Д.Л. Горошко^{1,*}, Д.В. Фоми², А.С. Гуральник¹, С.В. Ваванова¹, Н.Г. Галкин¹

¹ Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия

² Амурский государственный университет, Благовещенск, Россия

*e-mail: goroshko@mail.dvo.ru

Методами *in situ* холловских измерений, дифракции медленных электронов, атомной силовой микроскопии, магнитооптического эффекта Керра и оптической спектроскопии на пропускание и отражение исследованы формирование, электрические, оптические и магнитные свойства сверхтонких слоев железа, выращенных на упорядоченной фазе (2x2)-Fe на Si(111) и на монокристаллическом кремнии Si(111). Установлено, что фаза (2x2)-Fe обладает полупроводниковыми свойствами по данным температурных Холловских измерений. Показано, что сверхтонкие слои железа реагирует с кремнием, формирующим фазу (2x2), что приводит к формированию сверхтонкого и атомарно-гладкого слоя трисилицида железа с напряженной кристаллической структурой (за счет явления псевдоморфизма), обладающего магнитными свойствами. Рост железа на фазе (2x2) с совершенной структурой обеспечивает получение слоев трисилицида с признаками полупроводниковой характера проводимости и высокой подвижностью дырок.

1. Введение

Исследованию транспортных свойств двумерных слоев металлов и упорядоченных поверхностных фаз металлов методом *in situ* холловских измерений в условиях сверхвысокого вакуума в последние годы уделяется некоторое внимание [1-4]. При этом основная часть работ посвящена исследованию свойств не силицидообразующих металлов, таких как Ag и Au [1], Pb [2], Cs [3]. Основная методическая сложность при интерпретации результатов *in situ* экспериментов заключается в корректном учете шунтирующего влияния объема подложки и слоя пространственного заряда. Известно, что проводимость на атомарно-чистой поверхности складывается из вышеперечисленных вкладов [5] и проводимости по поверхностным состояниям, если они образуют двумерную зону с некоторой плотностью заполненных состояний [6]. Понимание механизма проводимости в системе кремний – переходной металл при исследованиях эффекта Холла осложнено силицидообразованием в системе [7] и сложностью формирования двумерных слоев переходного металла на атомарно-чистой поверхности кремния. Первые измерения эффекта Холла в условиях формирования границы раздела Si(111)-Fe и Si(111)-Cr [4] показали сильное влияние типа проводимости кремниевой подложки и типа ее проводимости на результаты измерений. Обнаруженная на подложке n-типа проводимости смена знака напряжения Холла при малых покрытиях железа [4] и замеченное во всех экспериментах на подложках p-типа проводимости увеличение продольного сопротивления было связано с полной или частичной компенсацией основных носителей в кремнии за счет дополнительного введения в систему электронов с донорных состояний в запрещенной зоне кремния, которые возникали при внедрении атомов железа (хрома) в решетку кремния уже при комнатной температуре.

В последние годы возобновился интерес к тонким фазам силицидов железа на кремнии. Это связано с обнаружением двумерной упорядоченной фазы Si(111)c(4x8)-Fe [8,9], которая формируется из упорядоченной фазы Si(111)-(2x2)-Fe в узком диапазоне покрытий железа (1.5 – 1.7 монослоя) при повышении температуры отжига с (400-500) °С до (530 – 600) °С. Авторы [8] высказали предположение, что данная двумерная фаза может стать основой для эпитаксиального роста полупроводникового дисилицида железа – перспективного материала для кремниевой оптоэлектроники. Можно предположить также, что данная двумерная фаза может стать ориентирующим барьером уже при комнатной температуре в процессе формирования тонких слоев железа на кремнии для создания магнитных наноструктур для спинтроники. Подобные эксперименты на двумерных упорядоченных фазах железа Si(111)-(2x2)-Fe и Si(111)c(4x8)-Fe еще не проводились и не исследовались свойства выращенных слоев железа.

Данная работа посвящена исследованию роста сверхтонких слоев железа при комнатной температуре на двумерной упорядоченной фазе Si(111)-(2x2)-Fe и на атомарно-чистой поверхности кремния Si(111)7x7, исследованию их транспортных свойств в процессе роста, а также исследованию морфологии, магнитных и оптических свойств образцов после их выгрузки из ростовой камеры.

2. Эксперимент

Эксперименты проводились в сверхвысоковакуумной камере с базовым вакуумом $1 \cdot 10^{-9}$ Тор, оснащенной методом дифракции медленных электронов, автоматизированной приставкой для *in situ* температурных Холловских измерений [10,11], держателем образца, сублимационным источником кремния (КДБ-1), источником железа (99,99%) и кварцевым датчиком для измерений скорости осаждения железа и кремния. В качестве подложек использовали прямоугольные полоски ($17 \times 5 \times 0.35$ мм³) кремния р-типа проводимости с ориентацией (111) и удельным сопротивлением 1 Ом·см. Скорость осаждения железа составляла 0.15 – 0.20 нм/мин. Пластины кремния перед загрузкой в сверхвысоковакуумную камеру очищались химически в ультразвуковой ванне. В условиях сверхвысокого вакуума образцы дегазировались при температуре 650 °С в течение 8 часов и затем охлаждались в течение 12 часов. Атомарно-чистую поверхность кремния с картиной ДМЭ Si(111)7x7 получали после серии коротких прогревов до температуры 1250 °С. В отдельных экспериментах проводили дополнительный рост буферного слоя кремния толщиной 100 нм при температуре 750 °С со скоростью 3.0 – 4.0 нм/мин. Для формирования упорядоченной фаз железа использовали метод твердофазной эпитаксии с температурой $T=600$ °С в соответствии с данными работ [8,9]. Рост сверхтонких пленок железа проводили при комнатной температуре на атомарно-чистой поверхности кремния и на сформированной упорядоченной фазе железа порциями по 0.1 нм.

Холловские измерения проводили на атомарно-чистой поверхности кремния, после формирования упорядоченной фазы железа и после осаждения каждой порции железа. При измерениях контролировали Холловское напряжение (U_H) и продольное напряжение (U_p) пропорциональное удельному сопротивлению. Поскольку после каждой процедуры осаждения атомов железа держатель образца повторно приводился в контакт с зондовой головкой [10], то для уменьшения ошибок измерения за счет некоторого возможного сдвига зондов проводилось 3-4 повторных процедуры переустановки контактов. Полученные данные измерений усреднялись с расчетом среднеквадратичного отклонения для каждого измерения. Ошибки измерений не превышали 5% для наихудшего случая. Температурные *in situ* Холловские измерения проводили в диапазоне температур 20-270 °С с использованием методики

автоматизированных двухчастотных измерений [11] в процессе остывания образца. Морфология поверхности образцов после их выгрузки исследовалась на сканирующем зондовом микроскопе Solver P47. Магнитные свойства пленок железа после выгрузки исследовали методом поверхностного магнитооптического эффекта Керра [12], а оптические свойства – путем регистрации спектров пропускания и отражения на спектрофотометрах Hitachi U-3010 и Solar ТП MSDD1000 и расчета оптических функций для выращенных слоев железа на кремнии.

3. Результаты и обсуждения

3.1 Формирование двумерной упорядоченной фазы Si(111)-(2x2)-Fe

Известно, что для формирования двумерной упорядоченной фазы Si(111)c(4x8)-Fe [8,9] необходимо достаточно точно выдержать покрытие атомов железа на кремнии в пределах 0.15-0.17 нм при комнатной температуре и затем отжечь при температуре 550-600 °С. В виду отсутствия в нашей ростовой камере независимого метода контроля покрытия осажденного слоя металла, в экспериментах мы использовали осаждение железа при комнатной температуре порциями по 0.15 – 0.17 нм (исходя из рассчитанной по кварцевому датчику толщины скорости осаждения железа), проводили контроль картины ДМЭ и отжиг порции при температуре 600 °С. Для ряда образцов использовали процедуру высокотемпературной очистки кремния для десорбции островков силицидов железа, и затем выращивали эпитаксиальный слой кремния («регенерация поверхности подложки») поверх отожженной поверхности образца для дальнейшего повторения процедуры формирования поверхностной фазы железа на атомарно-чистой поверхности Si(111)7x7.

Проведенные ростовые эксперименты привели лишь к получению двумерной упорядоченной фазы Si(111)-(2x2)-Fe с точечными ДМЭ-рефлексами и малой интенсивностью фона, свидетельствующими о хорошем кристаллическом качестве созданного двумерного слоя, однако картину ДМЭ, характерную для двумерной упорядоченной фазы железа Si(111)c(4x8)-Fe мы не наблюдали. Поскольку структура данной фазы определяется упорядочением вакансий Fe в решетке FeSi_{1+x} типа CsCl [13], то рост железа и отжиг в базовом вакууме P=1x10⁻⁹ Тор не позволил получить указанного упорядочения вакансий на участках поверхности образца, больших длины когерентности электронного пучка нашего ДМЭ анализатора. Однако в наших экспериментах наилучшее качество картины ДМЭ с рефлексами 2x2 было получено

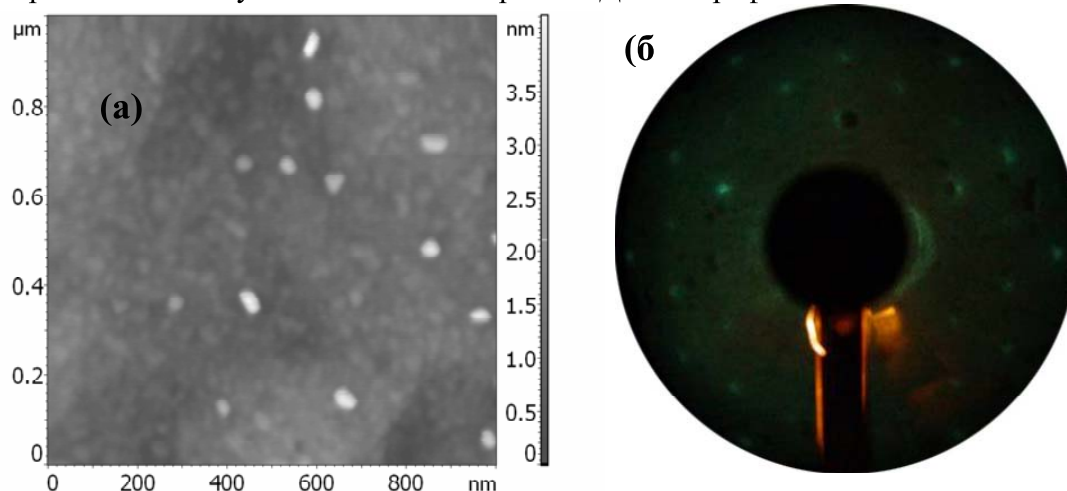


Рис.1. АСМ изображение образца со сформированной на нем поверхностной фазой Si(111)-(2x2)-Fe (а) и картина дифракции медленных электронов от данной фазы после ее формирования (б).

именно в диапазоне покрытий и температур, которые по литературным данным соответствуют области формирования $\text{Si}(111)c(4 \times 8)\text{-Fe}$. Известно, что обе поверхностные фазы – 2×2 и $c(4 \times 8)$ – терминированы атомами кремния, упорядоченными с периодом 2×2 относительно решетки подложки [9], поэтому вполне возможно, что сеть вакансий была сформирована, но не зарегистрирована в силу технических ограничений анализатора ДМЭ. Тем не менее, поверхность, полученную в результате вышеописанной процедуры, мы будем называть поверхностной фазой $\text{Si}(111)\text{-}(2 \times 2)\text{-Fe}$.

Морфология образца со сформированной поверхностной фазой $\text{Si}(111)\text{-}(2 \times 2)\text{-Fe}$ и картина ДМЭ от нее представлены на Рис. 1(а,б). Видно, что большая часть поверхности кремния покрыта однородным слоем с малой шероховатостью, поверх которого расположены разноориентированные, но ограниченные островки с размерами 20 – 40 нм, высотой 2-3 нм и плотностью порядка $1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. При таких малых размерах и невысокой плотности они не могли обеспечить высокую интенсивность рефлексов ДМЭ 2×2 и малый фон в ростовой камере. Следовательно, за формирование картины ДМЭ отвечает двумерный слой со среднеквадратичной шероховатостью 0.3 нм, который состоит из двумерных одинаково ориентированных доменов с размерами 30-50 нм и высотой порядка 0.3-0.4 нм.

3.2 Транспортные свойства двумерной упорядоченной фазы $\text{Si}(111)\text{-}(2 \times 2)\text{-Fe}$

In situ исследования температурных зависимостей продольного и Холловского напряжения (Рис.2 (а,б)) проведено на одном образце с атомарно-чистой поверхностью $\text{Si}(111)7 \times 7$ и с двумерной упорядоченной фазой $\text{Si}(111)\text{-}(2 \times 2)\text{-Fe}$.

Обнаружено, что при комнатной температуре проводимость образца со сформированной на нем поверхностной фазой 2×2 на $2 \cdot 10^{-4} \text{ Ом}^{-1}$ (-14%) ниже по сравнению с проводимостью атомарно-чистого кремния. Похожая ситуация наблюдалась в случае формирования малых покрытий железа на атомарно-чистой поверхности кремния при комнатной температуре. По данным [4] на p-подложке при покрытии Fe проводимость системы уменьшается на 6%.

По порядку величины изменение проводимости совпадает с теоретическими расчетами по решению уравнения Пуассона применительно к области пространственного заряда у поверхности кремния $\text{Si}(111)$ для случая перезарядки локализованных поверхностных состояний сверхструктуры 7×7 и усиления обеднения приповерхностного слоя носителями заряда за счет изгиба зон [6]. В нашем случае

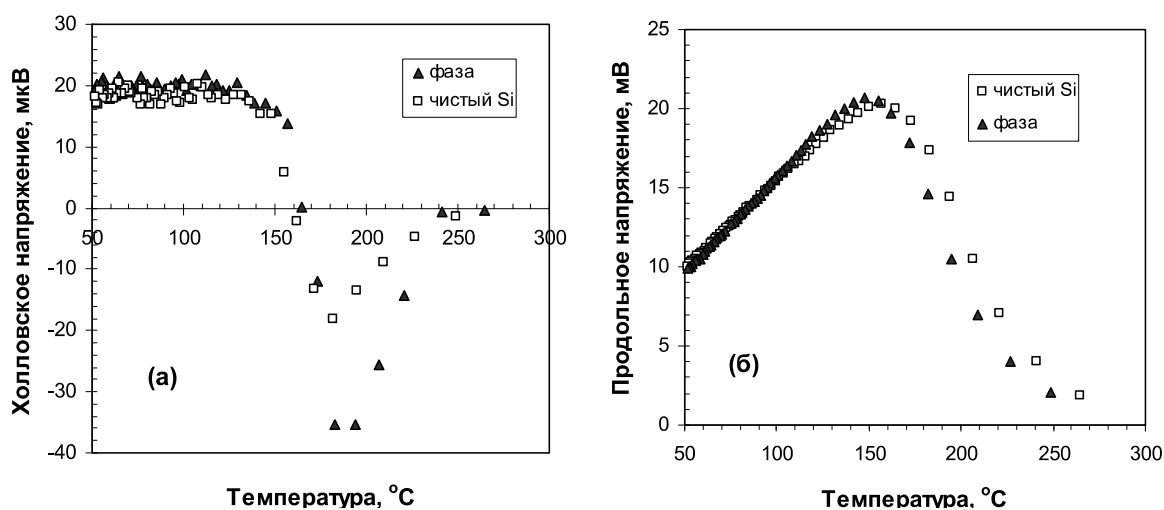


Рис.2. Температурные зависимости Холловского (а) и продольного (б) напряжения для атомарно-чистого кремния $\text{Si}(111)7 \times 7$ и кремния с упорядоченной фазой (2×2).

уменьшение проводимости возникает в результате формирования дополнительных объемных ловушек в виде сети дефектов (вакансий) в предположительно сформированной поверхностной фазе с(4x8), что приводит к уменьшению концентрации носителей заряда, что и было зарегистрировано. В температурном диапазоне 20 -100 °С слоевая концентрация дырок уменьшилась приблизительно в два раза. При температурах более 120 °С наблюдается различный ход зависимостей продольного и Холловского напряжения (Рис.2 (а,б)). На образце с фазой (2x2) наблюдается переход в собственную проводимость при меньшей температуре, чем на атомарно-чистой поверхности кремния. При температуре более 165 °С сопротивление образца с фазой (2x2) уменьшается с большей скоростью по температуре, чем для Si(111)7x7, и увеличивается подвижность носителей. Такое поведение возможно, если фаза (2x2) обладает полупроводниковой проводимостью с большей подвижностью носителей и меньшей шириной запрещенной зоны. Только в этом случае будет уменьшаться эффективная ширина запрещенной зоны в образце.

3.3 Транспорт носителей в сверхтонких слоях железа на Si(111)7x7 и Si(111)-(2x2)-Fe

Исследование транспортных свойств тонких слоев железа проводили на двух образцах с различным кристаллическим качеством двумерной упорядоченной фазы Si(111)-(2x2)-Fe. Их условия формирования были идентичны, за исключением продолжительности отжига: образец А отжигался 45 мин, образец В – 20 мин. При этом картины ДМЭ по уровню фона и интенсивности рефлексов 2x2 заметно не отличались. Чтобы получить объективные данные для сравнения, в тех же условиях (пластина кремния, из которой вырезались образцы, вакуумные условия, источник железа), аналогичные измерения были выполнены на атомарно-чистой поверхности кремния Si(111)7x7 (образец В).

Осаждение атомов железа на фазу Si(111)-(2x2)-Fe при комнатной температуре идет в соответствии с островковым механизмом роста (механизм Вольмера-Вебера). [14]. Эволюция Холловского и продольного напряжений от покрытия железа представлена на Рис. 3(а,б). Не зависимо от состояния подложки, на которую осаждается железо, в поведении всех кривых можно увидеть общие закономерности. Для Холловского напряжения это некоторое уменьшение сразу после начала

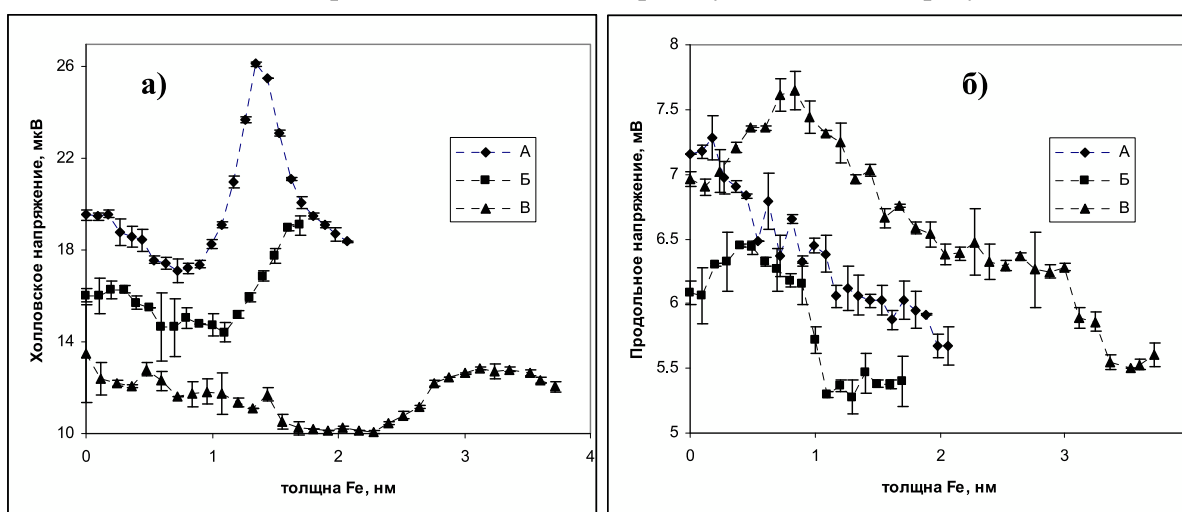


Рис.3. Зависимости Холловского (а) и продольного (б) напряжений от покрытия железа для образцов со сформированной поверхностной фазой Si(111)-(2x2)-Fe и временем отжига 45 мин (образец А) и 20 мин (образец В) а так же атомарно-чистой поверхности кремния Si(111)7x7 (образец В).

Секция В

Получение наноматериалов и их свойства

осаждения, затем увеличение разной степени интенсивности в зависимости от образца, за которым следует падение (Рис.3 а). Наибольшие по амплитуде изменения были зарегистрированы для образца *Б*. Для него после выгрузки были сняты картины АСМ (Рис. 4 (а,б)), которые показали, что выращенный слой равномерно покрывает (декорирует) атомарно-чистую поверхность кремния и обладает очень малой шероховатостью, что доказывает механизм роста железа поверх фазы 2×2 близкий к послойному. Если все существенные изменения Холловского напряжения в образцах *А* и *Б* произошли до покрытий около 2 нм, то для образца *В* необходимо было получить покрытие почти в 2 раза больше, чтобы зарегистрировать максимум. Изменение продольного напряжения проходит в две стадии: заметный рост, начиная с первых порций железа, за которым следует плавное снижение (Рис. 3 б). Наибольшее увеличение по абсолютному значению здесь происходит на образце *В*.

Результаты расчета эффективной проводимости образцов и эффективной подвижности основных носителей заряда в них в рамках однослойной модели

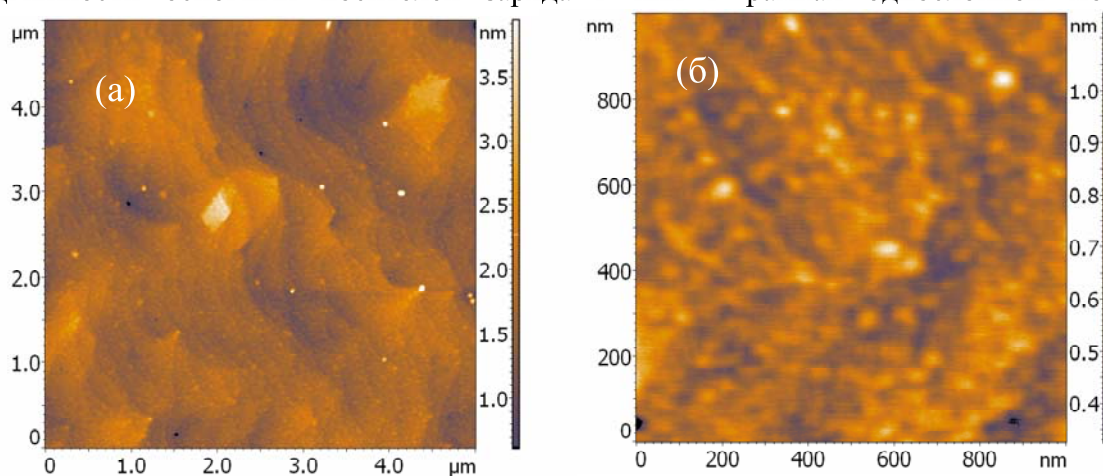


Рис.4. АСМ изображения поверхности образца с упорядоченной фазой 2×2 железа на $Si(111)$ с двумя увеличениями (а) – минимальное, (б) – максимальное.

представлены на Рис. 5. Уменьшение проводимости всех образцов при начальных стадиях роста железа связано с процессами силицидообразования, которые, как известно, идут уже при комнатной температуре из-за интенсивного перемешивания железа с атомами подложки и формирования реактивного интерфейса [7]. Такое перемешивание по данным СТМ приводит к разупорядочению поверхности и некоторой приповерхностной области, что приводит к увеличению рассеяния носителей заряда и уменьшению проводимости. Наиболее ярко выражен этот процесс на образце *В*, где уменьшение проводимости (увеличение продольного напряжения) наблюдается до покрытий 0.8 нм и достигает 9% (Рис. 3(б)). Однако формирование поверхностной фазы 2×2 , по-видимому, препятствует такому перемешиванию. В этом случае железо реагирует с атомами кремния, оставшимися в междоузлиях или на свободной поверхности с образованием трехмерных островков силицидов железа. Чем выше кристаллическое качество ПФ, тем меньше свободного кремния для того, чтобы прошла реакция, что подтверждается Холловскими данными по повышению проводимости при покрытиях железа порядка 1.3 нм (Рис. 3(а)). Слабее всех проводимость уменьшается на образце *А*. Тем не менее, на этой ПФ силицидообразование при начале осаждения железа будет идти всегда, поскольку даже $c(4 \times 8)$ как известно терминируется кремнием. При дальнейшем увеличении количества осажденного железа происходит псевдоморфный рост пленки силицида железа. При этом данная пленка испытывает напряжение растяжения, т.к. постоянная решетки железа меньше постоянной решетки любого из его силицидов [15].

Секция В

Получение наноматериалов и их свойства

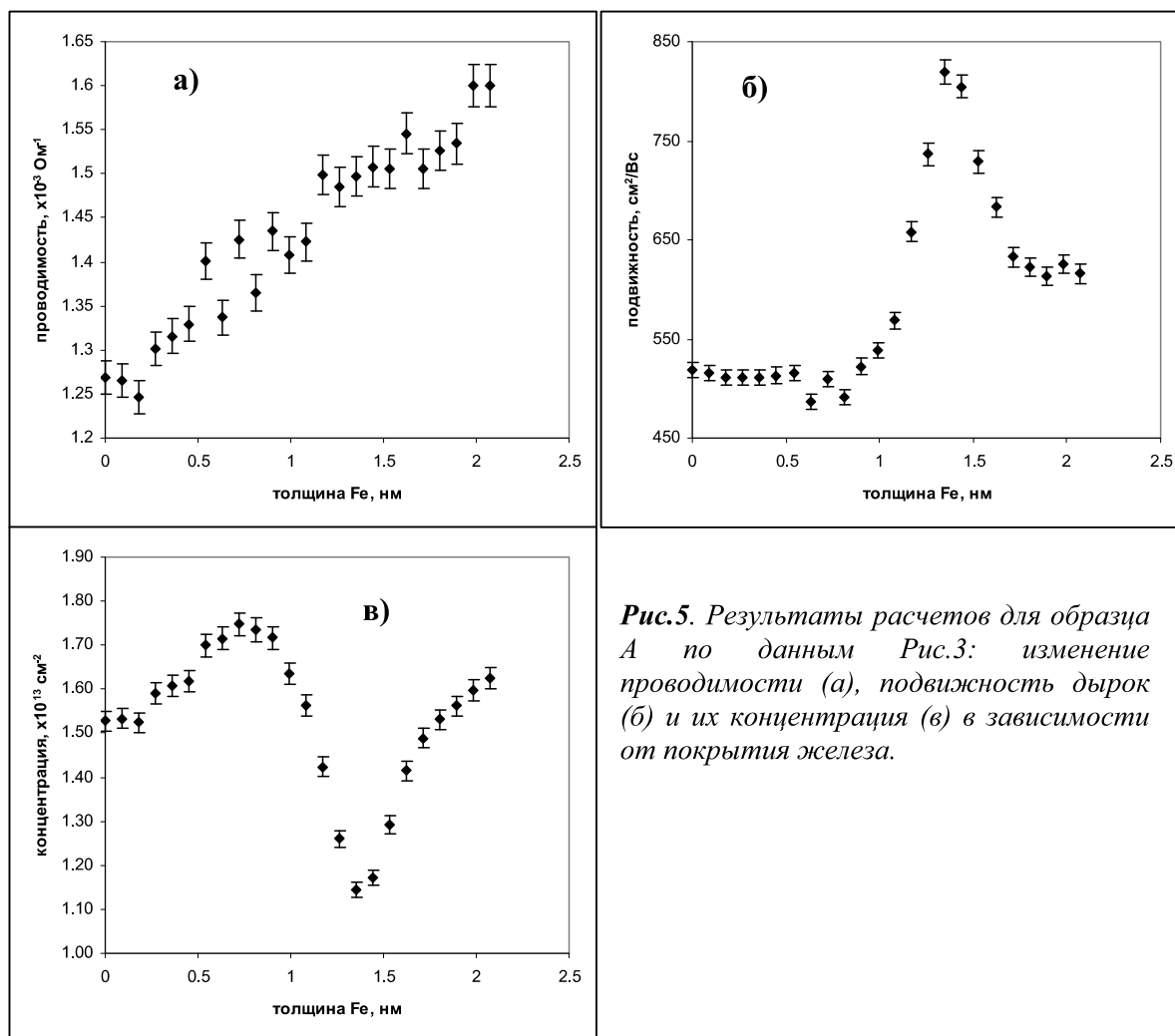


Рис.5. Результаты расчетов для образца А по данным Рис.3: изменение проводимости (а), подвижность дырок (б) и их концентрация (в) в зависимости от покрытия железа.

Мы предполагаем, что именно напряжения в пленке силицида железа приводят к тому, что подвижность носителей заряда в ней существенно увеличивается. Для образца А это изменение максимально при покрытии железа 1,35 нм и составляет $270 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{сек}$, т.е. составляет 50% от величины подвижности дырок в чистом кремнии (Рис. 5(б)).

В случае осаждения атомов железа на фазу $\text{Si}(111)\text{-(}2\times 2\text{)-Fe}$ с худшим кристаллическим качеством или меньшей долей покрытия кремниевой подложки пик Холловского напряжения также наблюдается, но меньший по величине и при большей толщине слоя осажденного железа (1.7 нм). В этом случае железа реагирует с атомами кремния на свободной поверхности с образованием 3D островков силицидов железа, а атомы железа на двумерных доменах фазы $\text{Si}(111)\text{-(}2\times 2\text{)-Fe}$ постепенно формируют двумерный слой железа с напряженной структурой. В этом случае максимум Холловского напряжения сдвигается в район больших толщин железа, поскольку часть атомов железа реагирует с кремнием. При осаждении железа на атомарно-чистую поверхность кремния пик Холловского напряжения наблюдается еще при более значительной толщине слоя осажденного железа (3.3 нм) и его значение достигает величины, характерной для атомарно-чистого кремния. Одинаковый характер зависимостей Холловского напряжения от толщины осажденного слоя железа на подложках $\text{Si}(111)$ с различной реконструкцией поверхности может свидетельствовать о схожести механизмов роста. В этом случае изменения величины максимума Холловского напряжения может свидетельствовать о различиях в структуре слоя железа.

По данным [16] известно, что при осаждении железа на кремний со сформированным на нем сверхтонким силицидом железа при толщинах более 25 монослоев наблюдается релаксация возникших напряжений и переход к эпитаксиальному росту железа с объемным значением постоянной кристаллической решетки. В нашем случае момент начала релаксации напряжений в пленке определяется степенью активности границы раздела.

Высокая проводимость и высокая подвижность при относительном сохранении концентрации основных носителей (Рис. 5(в) в образце с заданным кристаллическим качеством фазы (2x2) может быть связана с формированием структурно не сплошного слоя силицида железа и железа поверх него, которые с одной стороны увеличивают рассеяние основных носителей приповерхностной области атомарно-чистого кремния на начальной стадии формирования железа (силицида железа) и уменьшают эффективную подвижность носителей в подложке. При начале срастания пленки поверх ПФ этот механизм рассеяния исчезает и эффективная подвижность растет. Кроме того, подвижность в растущем двумерном слое силицида железа может быть больше чем в кремнии, если этот напряженный слой не проявляет металлических свойств за счет сохранения напряженного состояния решетки, что коррелирует с данными температурных Холловских измерений на данной фазе (Рис. 2(а)) и данными АСМ (Рис. 4). При этом концентрация носителей в двумерном слое силицида не сильно изменяется и начинает возрастать после начала уменьшения эффективной подвижности.

По полученным данным поверх ПФ растет не чистое железо, а силицид железа, который обладает магнитными свойствами близкими к переходу в ферромагнитные (по данным ПМОКЭ после выгрузки из СВВ-камеры). Данные магнитные свойства сохранились более двух суток без особых изменений. То есть после выгрузки образца из вакуумной камеры и роста окисла железа внутри остается слой с магнитными свойствами. Среди силицидов, - только трисилицид железа обладает ферромагнитными свойствами. Следовательно, растущий силицид является трисилицидом железа с напряженным состоянием решетки и малой толщиной, которая недостаточна для формирования ферромагнитных свойств. При росте железа на неполной (худшего кристаллического качества) ПФ 2x2 или на кремнии также формируется при данных покрытиях трисилицид железа, но аналогичные свойства проявляются при больших толщинах осажденного железа, что может приводить к частичной релаксации напряжений и уменьшению подвижности носителей в нем.

3.4 Оптические свойства образцов со сверхтонкими слоями железа на Si(111)7x7 и Si(111)-(2x2)-Fe

После выгрузки образцов со слоями трисилицида железа на упорядоченной фазе (2x2)-Fe из вакуумной камеры для них были зарегистрированы спектры отражения и пропускания (Рис. 6(а,б)). Спектр отражения представлен также для монокристаллического кремния в области непрозрачности кремния. Видно, что образец, выращенный на фазе (2x2) с наименьшим кристаллическим качеством имеет меньшие значения коэффициентов отражения при энергиях фотонов более 1.5 эВ по сравнению с монокристаллическим кремнием. Однако образец со слоем трисилицида, выращенным на фазе (2x2) с лучшим кристаллическим качеством обладает коэффициентом отражения большим, чем в кремний в области почти до 3 эВ. Это подтверждают данные разностного спектра отражения (Рис. 6(б)). Постоянство разностного коэффициента отражения свидетельствует о сохранении постоянной плотности состояний в выращенном трисилициде на фазе (2x2)-best в этом диапазоне энергий, что свидетельствует о полупроводниковом характере его отражения.

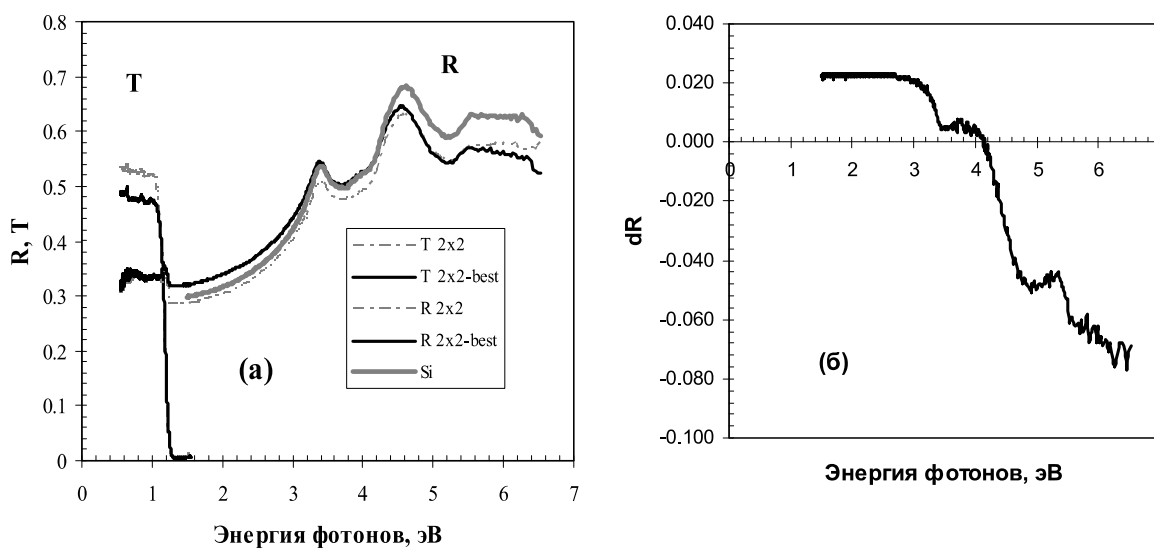


Рис.6. Спектры пропускания (T) и отражения (R) для образцов с фазой 2×2 железа наилучшего качества (2×2 -best) и худшего качества (2×2) на $Si(111)$ (а) и разностный спектр отражения фазы 2×2 -best и $Si(111)$ (б).

Коэффициент пропускания образца с фазой (2×2) -best является большим в зарегистрированной области прозрачности кремния ($0.7 - 1.1$ эВ) по сравнению с фазой (2×2) худшего кристаллического качества. Это дополнительно подтверждает полупроводниковый характер проводимости данной силицидной фазы и высокую плотность состояний в данном диапазоне энергий. Для расчета оптических постоянных и ширины запрещенной зоны в данной силицидной фазе необходимо проведение дополнительных экспериментов, в том числе и *in situ* методом дифференциальной отражательной спектроскопии.

4. Выводы

Методами *in situ* холловских измерений, дифракции медленных электронов, атомной силовой микроскопии, магнитооптического эффекта Керра и оптической спектроскопии на пропускание и отражение исследованы формирование, электрические, оптические и магнитные свойства сверхтонких слоев железа, выращенных на упорядоченной фазе (2×2) -Fe на $Si(111)$ и на монокристаллическом кремнии $Si(111)$. Установлено, что фаза (2×2) -Fe обладает полупроводниковыми свойствами по данным температурных Холловских измерений. Рост сверхтонких слоев железа на фазе (2×2) зависит от ее кристаллического состояния и в случае полного покрытия образца данной фазой слои железа растут послойно, повторяя морфологию кремниевой поверхности, что подтверждает сохранение напряженного состояния кристаллической решетки в выращенном слое при росте на фазе (2×2) . Исследования транспортных свойств данных слоев показали, что при толщине слоя железа 1.35 нм наблюдается максимум эффективной подвижности дырок в образце, что связано с проявлением полупроводниковых свойств в слое и высокой подвижностью носителей в нем за счет эффекта напряженного состояния кристаллической решетки. После выгрузки из камеры данный слой сохранил магнитные свойства близкие к ферромагнитным, что позволяет предположить формирование в процессе осаждения железа на фазу (2×2) слоя трисилицида железа с малой толщиной, недостаточной для формирования ферромагнитных свойств. *Ex situ* исследования оптических свойств выращенных слоев трисилицида на фазе (2×2) показали полупроводниковый характер поглощения в нем в случае, если фаза (2×2) полностью закрывает поверхность кремния. В случае неполного покрытия фазой (2×2) кремния происходит взаимодействие железа

с атомами подложки и отклонение от послойного механизма роста. Предложен механизм формирования слоя трисилицида за счет взаимодействия атомами железа с атомами кремния, формирующими на поверхности решетку (2x2).

Литература

- [1] T. Hirahara, I. Matsuda, C. Liu, R. Hobar, S. Yoshimoto, S. Hasegawa. Phys. Rev. B **73**, 235332 (2006).
- [2] I. Vilfan, M. Henzler, O. Pfennigstorf, H. Pfner. Phys. Rev. B **66**, 241306 (2002).
- [3] Cs.
- [4] N.G. Galkin, D.L. Goroshko A.V. Konchenko, V.A. Ivanov, E.S. Zakharova, S.Ts. Krivoshchapov. Surf. Rev. Let. **7**, 257 (2000).
- [5] S. Hasegawa, X. Tong, S. Takeda, N. Sato, T. Nagao. Prog. Surf. Sci. **60**, 89 (1999).
- [6] C.-S. Jiang, S. Hasegawa, S. Ino. Phys. Rev. B **54**, 10389 (1996).
- [7] J. Alvarez, A.L. Vazquez, J.J. Hinarejos, J. Figuera, E.G. Michael, O. Ocal, R. Miranda. Phys. Rev. B **47**, 16048 (1993).
- [8] S. Hajjar, G. Garreau, S. Pelletier, D. Bolmont, C. Pirri. Phys. Rev. B **68**, 033302 (2003).
- [9] K. Kataoka, K. Hattori, Y. Miyatake, H. Daimon. Phys. Rev. B **74**, 155406 (2006).
- [10] N.G. Galkin, D.L. Goroshko. Phys. Low-Dim. Struct. **9-10**, 67 (2001).
- [11] N.G. Galkin, V.A. Ivanov, A.V. Konchenko, D.L. Goroshko Instr. Exp. Tech. **42**, 284 (1999).
- [12] A.S. Gural'nik, N.G. Galkin, D.L. Goroshko, V.A. Ivanov, A.M. Maslov, I.V. Soppa, T.V. Turchin, W. Park, Y. Park Instr. Exp. Tech. **49**, 834 (2006).
- [13] G. Garreau, S. Hajjar, G. Gewinner, C. Pirri. Phys. Rev. B **71**, 193308 (2005).
- [14] Handbook of crystal growth, edited by D.T. Hurler (North-Holland, Amsterdam, 1994).
- [15] B. Eggert, G. Panzner, Phys. Rev. B **29**, 2091 (1984).
- [16] R. Stephan, S. Zabrocki, P. Wetzel, D. Berling, A. Mehdaoui, J-L. Bubendorff, G. Garreau, C. Pirri, G. Gewinner, N. Boudet, J.F. Berar. Surf. Sci. **600**, 3003 (2006).