

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУМЕРНЫХ СЛОЕВ ЖЕЛЕЗА НА УПОРЯДОЧЕННЫХ ФАЗАХ Si(111)7x7 И Si(111)2x2-FeГОРОШКО Д.Л.¹, ФОМИН Д.В.², ГУРАЛЬНИК А.С.¹, ГАЛКИН Н.Г.¹¹ Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия
goroshko@mail.dvo.ru² Амурский государственный университет, Благовещенск, Россия

АННОТАЦИЯ. Исследованы формирование и электрические свойства сверхтонких слоев железа, выращенных на упорядоченной фазе Si(111)2x2-Fe и на монокристаллическом кремнии Si(111). По данным Холловских измерений установлено, что фаза (2x2)-Fe является барьером для диффузии кремния, что осложняет формирование силицидов при осаждении атомов железа на нее при комнатной температуре. Обнаружено, что при покрытии железа 1.35 нм эффективная подвижность дырок в системе кремний - железо возрастает до 820 см²/В·с. Данное явление возможно связано с появлением напряжений в приповерхностной области кремния.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: кремний, железо, упорядоченная фаза, диффузионный барьер, силициды железа, подвижность дырок, напряженный слой

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 [1-3]. При этом основная часть работ посвящена исследованию свойств не силицидообразующих металлов, таких как Ag и Au [1], Pb [2]. 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 [4] и проводимости по поверхностным состояниям, если они образуют двумерную зону с некоторой плотностью заполненных состояний [5]. Понимание механизма проводимости в системе кремний – переходной металл при исследованиях эффекта Холла осложнено силицидообразованием в системе [6] 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 [3] 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 [3] 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 [7,8], 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 [7] 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 методами *in situ* электрических холловских измерений еще не проводились.

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 поверхности после выгрузки образцов из ростовой камеры.

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 [9,10], 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 дифракции медленных электронов (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 фазы железа использовали метод твердофазной эпитаксии с температурой $T=600$ °С в соответствии с данными работ [7,8]. 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 сначала проводили на атомарно-чистой поверхности кремния, затем 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 железа держатель образца повторно приводился в контакт с зондовой головкой [9,10], 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. Погрешность измерений не превышала 5% для наихудшего случая. Морфология поверхности образцов после их выгрузки исследовалась методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на сканирующем зондовом микроскопе Solver P47.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

ФОРМИРОВАНИЕ ДВУМЕРНОЙ УПОРЯДОЧЕННОЙ ФАЗЫ Si(111)-(2x2)-Fe

Известно, что для формирования двумерной упорядоченной фазы Si(111)c(4x8)-Fe [7,8] 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 [11], 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 (Рис. 1(б)) было получено именно в диапазоне покрытий и температур, которые по литературным данным соответствуют области формирования Si(111)c(4x8)-Fe. Тонкий гомогенный силицидный слой с упорядочением как 2x2, так и c(4x8) терминируются атомами кремния, а именно – поверх слоя кремния p(1x1) находится слой адатомов с упорядочением p(2x2) [11,12]. 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 Si(111)-(2x2)-Fe.

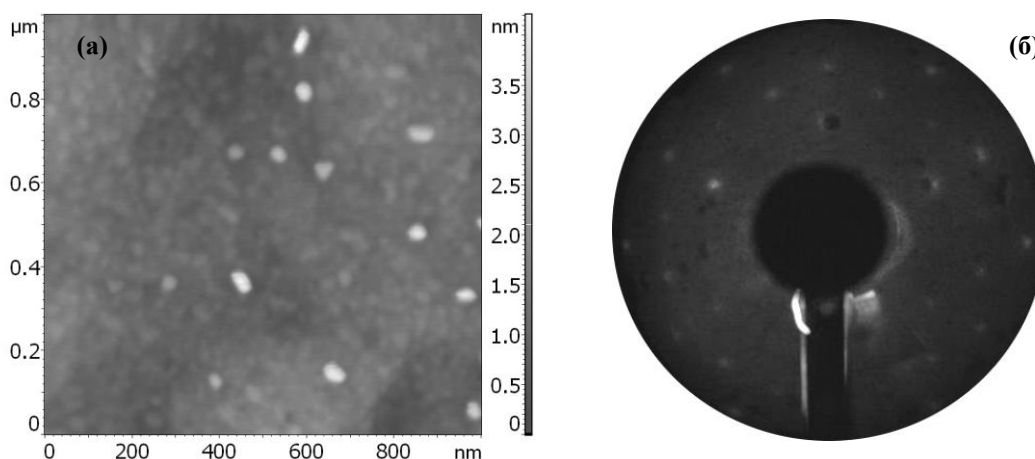


Рис. 1. АСМ изображение образца со сформированной на нем поверхностной фазой Si(111)-(2x2)-Fe (а) и картина дифракции медленных электронов от этой поверхности (б).

Морфология образца со сформированной поверхностной фазой Si(111)-(2x2)-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 3D островки с размерами 20 – 40 нм, высотой 2-3 нм и плотностью порядка 1·10⁹ см⁻². Они были сформированы за счет излишков атомов железа и кремния, образующего фазу (2x2) [8]. При таких малых размерах и невысокой плотности они не могли обеспечить высокую интенсивность рефлексов ДМЭ 2x2 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.

ТРАНСПОРТ НОСИТЕЛЕЙ В СВЕРХТОНКИХ СЛОЯХ ЖЕЛЕЗА НА $\text{Si}(111)7 \times 7$ И $\text{Si}(111)-(2 \times 2)\text{-Fe}$

Исследование транспортных свойств тонких слоев железа проводили на двух образцах с различным кристаллическим качеством двумерной упорядоченной фазы $\text{Si}(111)-(2 \times 2)\text{-Fe}$. Условия их формирования были идентичны, за исключением продолжительности отжига: образец *A* отжигался 45 мин, образец *B* – 20 мин. При этом картины ДМЭ по уровню фона и интенсивности рефлексов 2×2 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 $\text{Si}(111)7 \times 7$ (образец *B*).

Рассмотрим эволюцию Холловского и продольного напряжений от покрытия железа, которая представлена на Рис. 2(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 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 *A*. Для него после выгрузки были сняты картины АСМ (Рис. 3 (а,б)), которые показали, что выращенный слой обладает малой шероховатостью (среднеквадратичное отклонение высот 0.11 нм) и состоит из двумерных островков с размерами 20-30 нм.

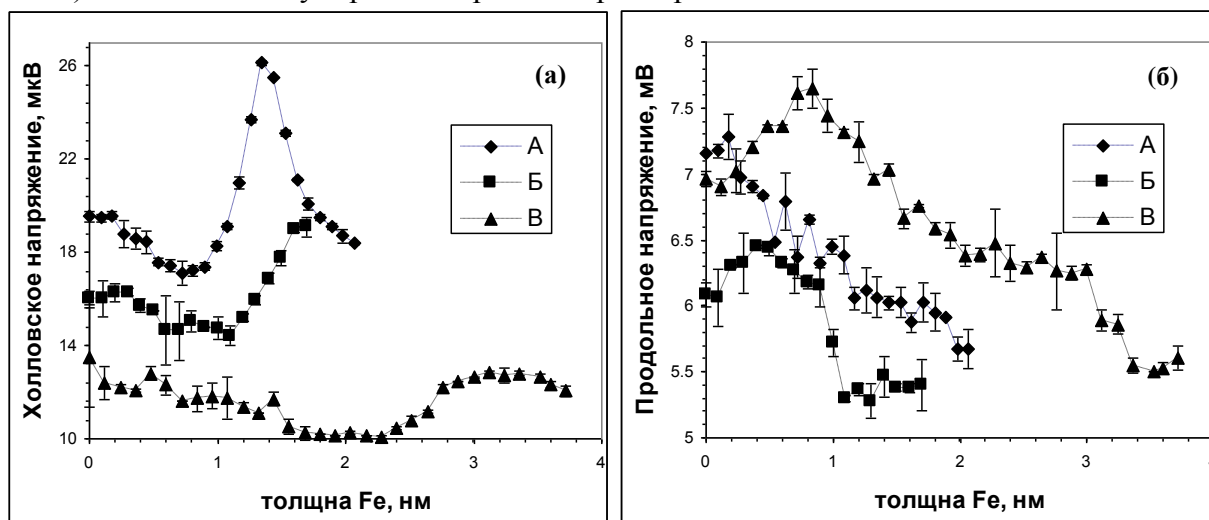


Рис. 2. Зависимости Холловского (а) и продольного (б) напряжений от покрытия железа для образцов со сформированной поверхностной фазой $\text{Si}(111)-(2 \times 2)\text{-Fe}$ и временем отжига 45 мин (образец *A*) и 20 мин (образец *B*) а так же атомарно-чистой поверхности кремния $\text{Si}(111)7 \times 7$ (образец *B*).

Следовательно, на данной стадии осаждения при комнатной температуре атомов железа на фазу $\text{Si}(111)-(2 \times 2)\text{-Fe}$ наблюдается зарождение и рост двумерных островков в соответствии с обнаруженным ранее [13] островковым характером роста (механизм Вольмера-Вебера) при осаждении железа на фазу $\text{Si}(111)c(4 \times 8)\text{-Fe}$.

Достаточно резкие изменения Холловского напряжения (Рис. 2(а)) для образца *A* свидетельствуют о сильных изменениях в транспортных свойствах, которые происходят за счет накопления напряжений в растущем слое при росте железа на силицидной фазе со структурой (2×2) за счет эффекта псевдоморфизма. Аналогичные свойства продемонстрировал и образец *B*, но с меньшими значениями Холловского напряжения (Рис. 3(а)). Это свидетельствует о частичных изменениях в механизме роста за счет отклонений в стехиометрии или сплошности фазы (2×2) , что приводит к меньшим напряжениям в растущем двумерном слое железа. Если все существенные изменения Холловского

напряжения в образцах *A* и *B* произошли до покрытий около 2 нм, то для образца *B* необходимо было получить покрытие почти в 2 раза больше, чтобы зарегистрировать аналогичный максимум, но со значительно меньшей амплитудой. Изменение продольного напряжения проходит в две стадии: заметный рост, начиная с первых порций железа, за которым следует плавное снижение (Рис. 3(б)). Минимальное увеличение продольного напряжения (сопротивления) наблюдалось для образца *A*, а максимальное – для образца *B*. Рост сопротивления здесь связан с частичной потерей носителей в кремнии при росте железа за счет диффузии последнего в кремний и формирования силицида [6]. Наиболее ярко этот процесс выражен для атомарно-чистого кремния. В средней степени он наблюдается при росте железа на фазе (2x2) с худшим кристаллическим качеством (образец *B*) и в наименьшей – для образца *A*. Следовательно, можно сказать, во-первых, о минимальном влиянии диффузии железа в кремний при росте железа на фазе (2x2) с наилучшим кристаллическим качеством и, во-вторых, - о присутствии оголенной поверхности кремния в образце *B*.

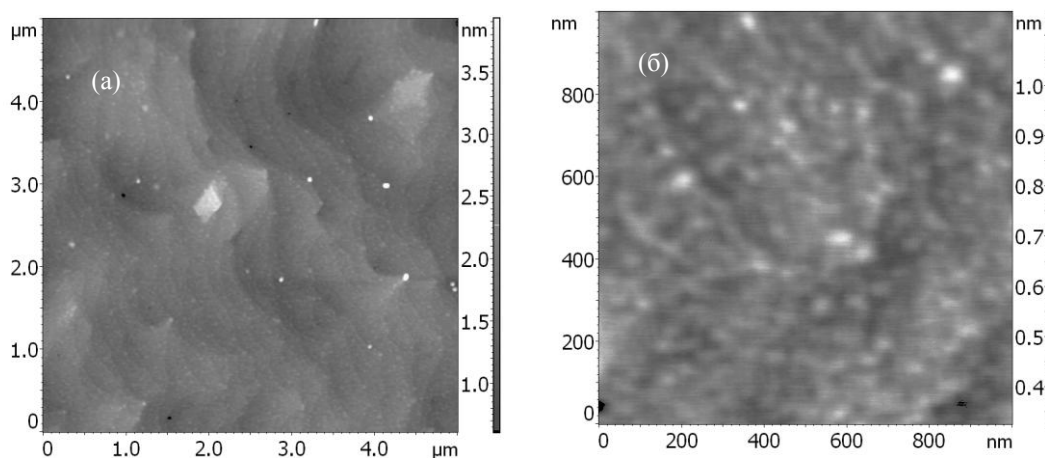


Рис. 3. АСМ изображения поверхности образца с железом (2 нм), напыленным на предварительно сформированную упорядоченную фазу Si(111)-(2x2)-Fe. Размер изображения (а) – 5x5 мкм, (б) – 1x1 мкм.

Результаты расчета электрических свойств образца *A* в приближении однородного легирования представлены на Рис. 4. При таком подходе мы не используем сложные модели, учитывающие наличие слоев с различной величиной и типом проводимости, а так же возникновение р-п перехода, как например в [14], поскольку в последнем случае возможно появление искусственных результатов, обусловленных особенностями модели. В нашем случае по хорошо известным соотношениям [9], связывающим силу тока, магнитное поле, продольное и поперечное (Холловское) напряжения мы рассчитываем подвижность и концентрацию основных носителей заряда и проводимость образца. Эти величины являются интегральными (эффективными) характеристиками всей системы, состоящей как минимум из двух слоев – пленки и подложки. Эффективные величины наиболее корректно описывают изменение электрических параметров системы, измеренных макрозондами, поскольку при расстоянии между электродами, много больших толщины образца, распределение токов по глубине доподлинно не известно.

Уменьшение проводимости образца *A* на начальных стадиях роста железа (0 – 0.2 нм) связано с процессом силицидообразования, который происходит при взаимодействии атомов железа с адатомами кремния, формирующими структуру p(2x2). По данным СТМ [13] островки начинают срастаться при покрытии железа 0.3 нм, что в нашем случае соответствует началу увеличения проводимости. Процесс диффузии железа в кремний блокируется на этом этапе и далее происходит рост островков железа с напряженной структурой. При этом наблюдается небольшое снижение подвижности дырок (Рис. 4(б)) и сохраняется их концентрация (Рис. 4(в)). Следовательно, силицидообразование на начальной

стадии осаждения атомов железа приводит к разупорядочению в приповерхностной области, увеличению рассеяния носителей заряда и уменьшению проводимости. Наиболее ярко выражен этот процесс на образце *B* (чистый кремний), где уменьшение проводимости (увеличение продольного напряжения) наблюдается до покрытий 0.8 нм и достигает 9%. Однако формирование поверхностной фазы 2×2 , по-видимому, препятствует такому перемешиванию. В этом случае железо реагирует с атомами кремния, оставшимися на свободной поверхности кремния с образованием трехмерных островков силицидов железа. Чем выше кристаллическое качество фазы (2×2), тем меньше свободного кремния для того, чтобы прошла реакция силицидообразования, что подтверждается Холловскими данными по повышению подвижности при покрытиях железа порядка 1.3 нм (Рис. 3(а)). При дальнейшем увеличении количества осажденного железа на фазе (2×2) происходит псевдоморфный рост пленки железа. При этом данная пленка испытывает напряжение, т.к. постоянная решетки железа отличается от постоянной решетки любого из его силицидов [15].

Мы предполагаем, что именно напряжения в пленке железа приводят к тому, что подвижность носителей заряда в системе пленка - подложка существенно увеличивается. Для образца *A* это изменение максимально при покрытии железа 1,35 нм. Эффективная подвижность дырок достигает $820 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{сек}$, в то время как подвижность дырок в исходном образце (после формирования упорядоченной фазы $(2 \times 2)\text{-Fe}$) равняется $520 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{сек}$. Таким образом, в образце *A* наблюдается увеличение эффективной Холловской подвижности дырок более чем в 1.5 раза.

Мы предполагаем, что причинами резкого увеличения эффективной подвижности носителей заряда является изменения в зонной структуре приповерхностной области кремния. Под действием напряжений в пленке железа происходит изменение периода кристаллической решетки кремния в нескольких поверхностных слоях. Такие сильные напряжения ранее наблюдались экспериментально при прямой регистрации изгиба кремниевого образца в процессе осаждения на него железа [16]. Из-за этого изменяется дисперсия приповерхностных энергетических зон, и появляются долины с носителями заряда, эффективная масса которых меньше, чем в чистом кремнии (легкими дырками).

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 атомы 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 железа.

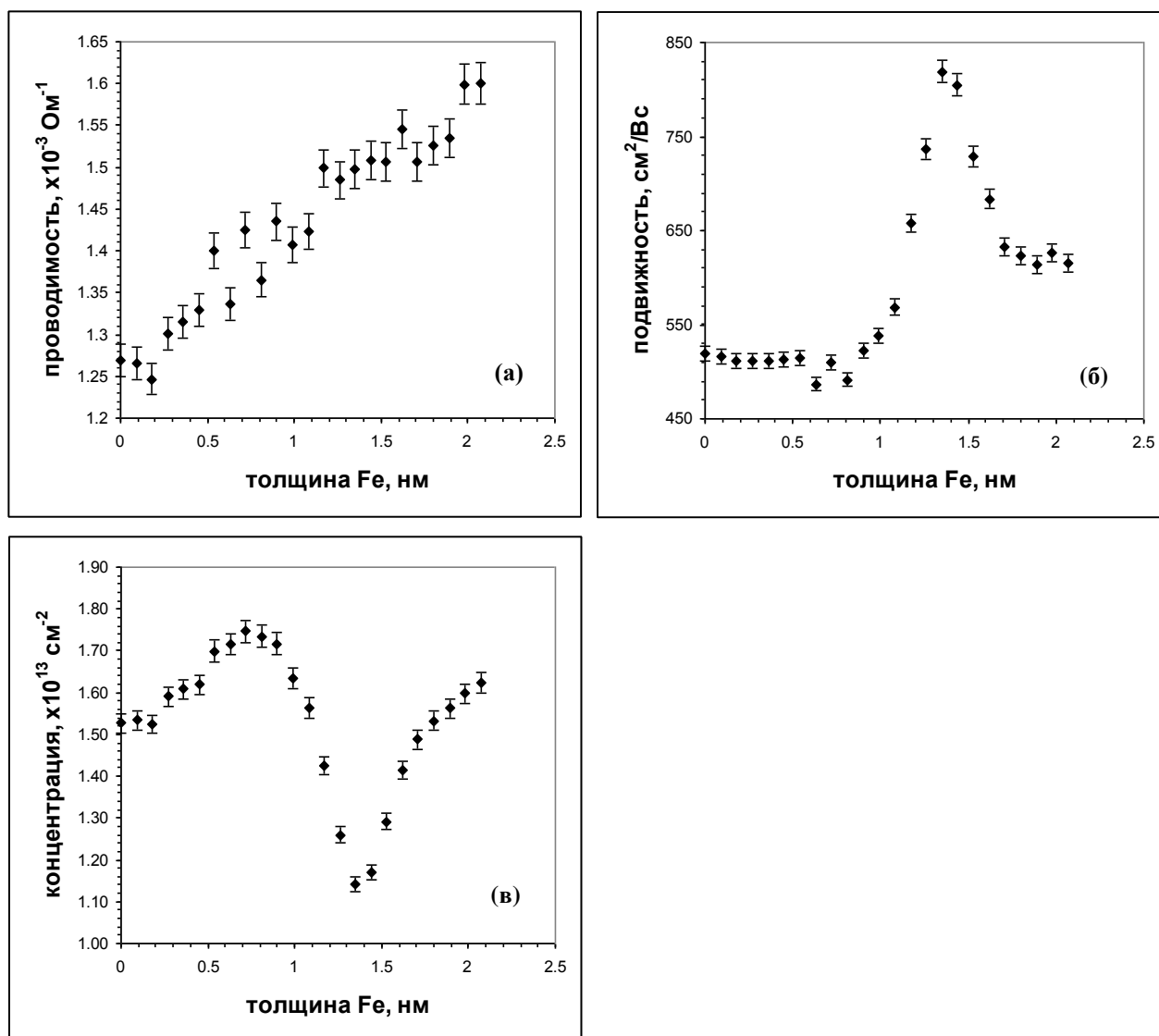


Рис.4. Результаты расчетов для образца А по данным Рис.2: изменение проводимости (а), подвижности дырок (б) и их концентрации (в) в зависимости от покрытия железа.

По данным [17] известно, что при осаждении железа на кремний со сформированным на нем сверхтонким силицидом железа при толщинах более 2.3 нм наблюдается релаксация возникших напряжений и переход к эпитаксиальному росту железа с объемным значением постоянной кристаллической решетки. Аналогично в [13] пики, характерные для чистого железа, появляются на спектрах рентгеновской фотоэлектронной дифракции с толщины железа 1.8 нм.

В нашем случае момент начала релаксации напряжений в пленке определяется степенью активности границы раздела. Для образца А такой критической толщиной является 1.35 нм. При росте железа на неполной (худшего кристаллического качества) фазе 2x2 или на чистом кремнии аналогичные свойства проявляются при больших толщинах осажденного железа, из-за частичной релаксации напряжений непосредственно в процессе роста.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами *in situ* холловских измерений, дифракции медленных электронов и атомной силовой микроскопии исследованы формирование, морфология и электрические свойства сверхтонких слоев железа, выращенных на упорядоченной фазе Si(111)-(2x2)-Fe и на монокристаллическом кремнии Si(111). Рост сверхтонких слоев железа на фазе (2x2) зависит

от ее кристаллического состояния и в случае полного покрытия образца данной фазой возникает напряженное состояние кристаллической решетки в приповерхностной области подложки. Исследования транспортных свойств данных слоев показали, что при толщине железа 1.35 нм наблюдается максимум эффективной подвижности дырок в образце, в 1.5 раза превышающую подвижность носителей заряда в исходном образце со сформированной фазой (2x2)-Fe. В случае неполного покрытия фазой (2x2) кремния происходит взаимодействие железа с атомами подложки, формирование островков силицида и ухудшение транспортных свойств.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №07-02-00958_a, №09-02-98501p_восток_a и ДВО РАН №09-1-ОФН-01.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. T. Hirahara, I. Matsuda, C. Liu, R. Hobar, S. Yoshimoto, S. Hasegawa. Direct measurement of the Hall effect in a free-electron-like surface state // *Phys. Rev. B.* 2006. №73. 235332.
2. I. Vilfan, M. Henzler, O. Pfennigstorf, H. Pfnur. Anomalous thickness dependence of the Hall effect in ultrathin Pb layers on Si(111) // *Phys. Rev. B.* 2002. №66. P.241306.
3. N.G.Galkin, D.L. Goroshko A.V. Konchenko, V.A. Ivanov, E.S. Zakharova, S.Ts. Krivoshchapov. *In situ* Hall measurements of Fe and Cr submonolayers on Si(111) of n- and p-type conductivity // *Surf. Rev. Let.* 2000. №7. P.257.
4. S. Hasegawa, X. Tong, S. Takeda, N. Sato, T. Nagao. Structures and electronic transport on silicon surfaces // *Prog. Surf. Sci.* 1999. №60. P.89.
5. C.-S. Jiang, S. Hasegawa, S. Ino. Surface conductivity for Au or Ag on Si(111) // *Phys. Rev. B.* 1996. №54. P.10389.
6. J. Alvarez, A.L. Vazquez, J.J. Hinarejos, J. Figuera, E.G. Michael, O. Ocal, R. Miranda. Initial stages of the growth of Fe on Si(111)7x7 // *Phys. Rev. B.* 1993. №47. P.16048.
7. S. Hajjar, G. Garreau, S. Pelletier, D. Bolmont, C. Pirri. p(1x1) to c(4x8) periodicity change in ultrathin iron silicide on Si(111) // *Phys. Rev. B.* 2003. №68. P.033302.
8. K. Kataoka, K. Hattori, Y. Miyatake, H. Daimon. Iron silicides grown by solid phase epitaxy on a Si(111) surface: Schematic phase diagram // *Phys. Rev. B.* 2006. №74. P.155406.
9. N.G. Galkin, D.L. Goroshko. High Temperature Hall Measurement System Ultrahigh Vacuum System // *Phys. Low-Dim. Struct.* 2001. №9-10. P.67.
10. N.G. Galkin, V.A. Ivanov, A.V. Konchenko, D.L. Goroshko. An ultra-high-vacuum system for computer-integrated measurements of the Hall effect and conductivity of two-dimensional films // *Instr. Exp. Tech.* 1999. №42. P.284.
11. G. Garreau, S. Hajjar, G. Gewinner, C. Pirri. High resolution scanning tunneling spectroscopy of ultrathin iron silicide grown on Si(111): Origin of the c(4x8) long range order // *Phys. Rev. B.* 2005. №71. P.193308.
12. M. Krause, F. Blobner, L. Hammer, K. Heinz. Homogeneous surface iron silicide formation on Si(111): The c(8x4) phase // *Phys. Rev. B.* 2003. №68. P.125306.
13. G. Garreau, S. Hajjar, J. L. Bubendorff, C. Pirri, D. Berling, A. Mehdaoui, R. Stephan, P. Wetzl, S. Zabrocki, G. Gewinner, S. Boukari, E. Beaupaire. Growth and magnetic anisotropy of Fe films deposited on Si(111) using an ultrathin iron silicide template // *Phys. Rev. B.* 2005. №71. P. 094430.
14. P. Muret, I. Ali, M. Brunel. Semiconducting iron silicide thin films on silicon (111) with large Hall mobility and low residual electron concentration // *Semicond. Sci. Technol.* 1998. №13. P.1170.
15. B. Eggert, G. Panzner. Bonding state of silicon segregated to α -iron surfaces and on iron silicide surfaces studied by electron spectroscopy // *Phys. Rev. B.* 1984. №29. P.2091.
16. D. Sander, A. Enders, J. Kirschner. Stress evolution during the growth of ultrathin layers of iron and iron silicide on Si(111) // *Appl. Phys. Lett.* 1995. №67. P.1833.

17. R. Stephan, S. Zabrocki, P. Wetzel, D. Berling, A. Mehdaoui, J-L. Bubendorff, G. Garreau, C. Pirri, G. Gewinner, N. Boudet, J.F. Berar. Strain state in bcc Fe films grown on Si(111) // Surf. Sci. 2006. №600. P.3003.

ELECTRICAL PROPERTIES OF TWO-DIMENSIONAL IRON LAYERS ON Si(111)7x7 AND Si(111)2x2-Fe ORDERED PHASES

Goroshko D.L.¹, Fomin D.V.², Gouralnik A.S.¹, Galkin N.G.¹

¹ Institute for Automation and Control Processes FEB RAS, Vladivostok, Russia

goroshko@mail.dvo.ru

² Amur State University, Blagoveshchensk, Russia.

ABSTRACT. Formation and electrical properties of very thin iron layers grown on the ordered Si(111)2x2-Fe phase and on single-crystal silicon Si(111) have been studied. It was established by the Hall measurements that (2x2)-Fe phase is a diffusion barrier which prevents silicide formation during iron deposition at room temperature. It was found that at the iron coverage of 1.35 nm an effective hole's mobility in silicon – iron system is increased up to 820 cm²/V·s. This is probably explained by stress in silicon subsurface region.