

# Процессы силицидообразования в системе Fe/Si(111)7 × 7

© М.В. Гомоюнова, Д.Е. Малыгин, И.И. Пронин

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: Marina.Gomoyunova@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 27 декабря 2007 г.)

Методом фотоэлектронной спектроскопии высокого разрешения ( $\sim 100$  meV) с использованием синхротронного излучения изучены начальные стадии формирования силицидов железа в системе Fe/Si(111)7 × 7 в режиме твердофазной эпитаксии. Измерены и проанализированы спектры остовных Si 2*p*-электронов и электронов валентной зоны, полученные после нанесения на поверхность образца возрастающих доз железа величиной до 28 монослоев и последующих изохронных отжигов до температуры 650°C. Показано, что при напылении Fe сначала формируется сверхтонкая пленка метастабильного силицида FeSi со структурой типа CsCl, а затем на ней растет слой твердого раствора Fe–Si с сегрегированным кремнием. При покрытиях, больших 10 монослоев, на поверхности образца формируется пленка железа. Отжиги кристалла кремния, покрытого слоем Fe, приводят к последовательному образованию в приповерхностной области двух стабильных силицидных фаз —  $\epsilon$ -FeSi и  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>. При этом процесс твердофазного синтеза  $\epsilon$ -FeSi проходит через стадию трансформации пленки железа в твердый раствор Fe–Si.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 07-02-01009) и Российско-Германской лаборатории на BESSY.

PACS: 79.60.Dp, 68.43.-h

## 1. Введение

Хотя изучением роста пленок железа и силицидов железа на поверхности кремния интенсивно занимаются с начала 90-х годов, эта проблема до сих пор привлекает внимание исследователей [1–36]. Интерес к системе Fe/Si вызван тем, что при взаимодействии атомов Fe с поверхностью кремния может возникать ряд стабильных и метастабильных фаз силицидов железа. Среди стабильных соединений наибольший интерес представляют полупроводниковый дисилицид  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub>, являющийся перспективным материалом для оптоэлектроники [24,37], и богатый железом силицид Fe<sub>3</sub>Si, обладающий ферромагнитными свойствами, благодаря которым он может найти применение в спинтронике [19,38]. Что касается метастабильных силицидов железа, то они могут обладать необычными свойствами и также оказаться перспективными для практических приложений.

В последние годы в исследованиях процессов формирования силицидов железа в режиме твердофазной эпитаксии наиболее широко используется поверхность Si(111)7 × 7 [25–27,29–31,33,36]. Однако результаты этих работ во многом остаются противоречивыми, и до сих пор сохраняется ряд спорных вопросов, касающихся как стадии нанесения железа на поверхность кремния, так и процессов, протекающих при последующем отжиге образцов. В работе [31], например, утверждается, что при нанесении Fe на поверхность Si(111)7 × 7 при комнатной температуре в диапазоне толщин до 50 монослоев (ML) происходит рост эпитаксиальной однодоменной пленки Fe(111) с ориентацией *B*-типа относительно подложки. Химическое же взаимодействие атомов железа и кремния происходит лишь на самой ранней стадии процесса

(до 0.5 ML Fe), когда атомы металла частично проникают в подложку. С другой стороны, согласно данным работы [33], при формировании межфазовой границы Fe/Si(111) в том же диапазоне толщин пленок железа (0.2–56 ML) на первой стадии процесса (до 7 ML) атомы Fe химически взаимодействуют с кремнием, и на поверхности образца образуется упорядоченная пленка метастабильного моносилицида FeSi со структурой типа CsCl. Лишь при дальнейшем нанесении металла формируется слой чистого железа. Однако авторы работы [25] сообщают, что при нанесении 7 ML Fe происходит рост неупорядоченной пленки  $\epsilon$ -FeSi, а ее упорядочение наблюдается только после отжига образцов при температуре 410 K. Наконец, в работе [36] показано, что характер формирующейся при комнатной температуре структуры зависит от условий эксперимента. При малых потоках атомов Fe (0.01 ML/min) и малой энергии, с которой они поступают на поверхность Si(111), растет эпитаксиальная пленка Fe(111), а при больших потоках (1 ML/min) и большей энергии частиц формируется моносилицид FeSi. Однако объяснить с этих позиций отмеченные расхождения в литературных данных не удается.

Большой разброс наблюдаемых результатов характерен и для исследований второго этапа процесса твердофазного синтеза силицидов железа — отжига образцов с напыленными пленками металла. В сходных экспериментальных условиях разные авторы наблюдали формирование различных фаз силицидов железа:  $\epsilon$ -FeSi [4],  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub> [9],  $\gamma$ -FeSi<sub>2</sub> [13,21,33],  $\alpha$ -FeSi<sub>2</sub> [14,28] и др. Неясным также является вопрос о формировании стабильного силицида Fe<sub>3</sub>Si, богатого железом. Если для грани Si(100) этот силицид регулярно наблюдался при отжиге образцов с достаточно толстыми пленками

нанесенного железа (при дозах, превышавших 30 ML [5] и даже 15 ML [35]), то в случае Si(111) он не обнаружен ни в работе [39], где отжигались пленки Fe толщиной 32 Å, ни в [22], где толщины пленок составляли 400 и 800 Å.

Из изложенного ясно, что система Fe/Si(111) нуждается в дальнейшем исследовании. Эффективным методом обнаружения различных силицидных фаз на поверхности кремния является фотоэлектронная спектроскопия (ФЭС) высокого разрешения с использованием синхротронного излучения [40,41], что в значительной степени обусловлено высокой чувствительностью энергии связи остовных электронов атомов кремния к их локальному окружению. Данный метод был недавно использован нами для исследования процессов силицидообразования в системах Fe/Si(100)2 × 1 [34,35] и Co/Si(100)2 × 1 [42,43]. Примеров же его приложения к исследованию системы Fe/Si(111)7 × 7 очень мало. Имеются две работы, в которых авторы изучали процессы, протекающие при отжиге сверхтонких пленок железа (4 ML [14] и 7 ML [25]). Кроме того, он применялся для анализа относительно толстых (~ 100 Å) слоев силицидов железа и сплавов FeSi, сформированных на поверхности кремния с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии [15,16]. В настоящей работе мы использовали данный метод для изучения процессов силицидообразования в системе Fe/Si(111)7 × 7 в режиме твердофазной эпитаксии. При этом основные вопросы, на которые мы хотели получить ответы, состояли в том, как протекают ранние стадии взаимодействия атомов Fe с кремниевой подложкой и образуется ли силицид Fe<sub>3</sub>Si на поверхности Si(111)7 × 7.

## 2. Техника эксперимента

Эксперименты проводились в Российско-Германской лаборатории на синхротроне BESSY (Берлин) в условиях сверхвысокого вакуума (~ 10<sup>-10</sup> mbar) с помощью фотоэлектронного спектрометра с 200 mm полусферическим анализатором. Полное энергетическое разрешение прибора составляло ~ 100 meV. Регистрировались фотоэлектроны, вылетающие в конусе с углом раствора 10°, ориентированном вдоль нормали к поверхности образца. Анализировались спектры остовных электронов, а также валентной зоны, измеренные при энергии фотонов  $h\nu = 135$  eV. Эта энергия соответствует наибольшей чувствительности Si 2p-спектров к состоянию поверхности.

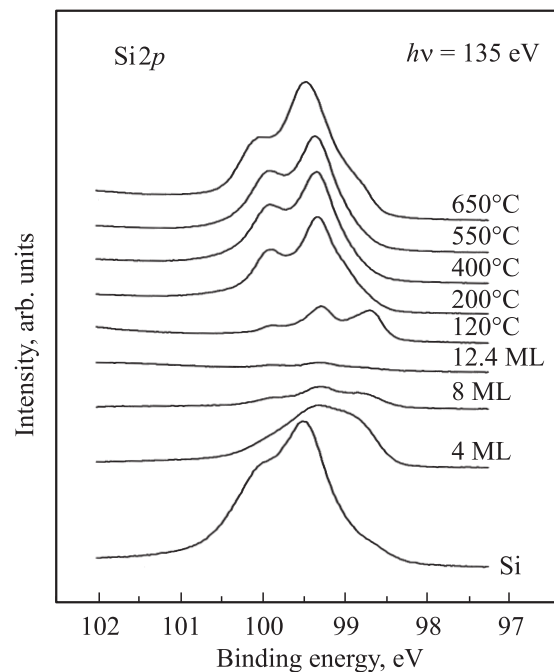
Исследуемые образцы изготавливались из монокристаллических пластин кремния, легированного фосфором (КЭФ-5). Разориентация их поверхности относительно грани (111) не превышала 0.1°. Предварительно кристаллы подвергались химической обработке по методу Шираки [44]. В камере спектрометра они кратковременно прогревались в сверхвысоком вакууме до температуры 1200°C и медленно охлаждались, что обеспечивало получение реконструированной поверхности Si(111)7 × 7, свободной от кислородных и углеродных

загрязнений. Элементный состав поверхности контролировался методом ФЭС.

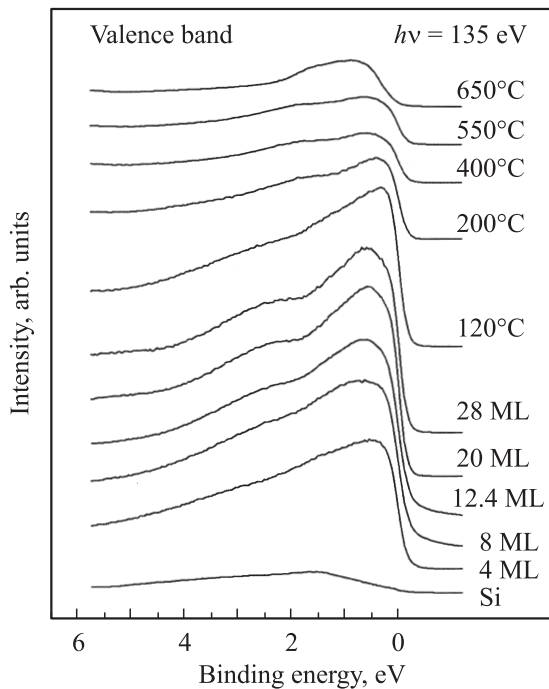
Пленки железа наносились на поверхность кремния при комнатной температуре из специального источника, в котором стержень из особо чистого и тщательно обезгаженного металла разогревался электронной бомбардировкой. Скорость нанесения пленки обычно составляла 1 ML/min. При этом за один монослой атомов железа принималось покрытие, содержащее  $7.8 \cdot 10^{14}$  at/cm<sup>2</sup> и равное концентрации атомов кремния на поверхности подложки. Максимальная доза напыления составляла 28 ML. Твердофазный синтез силицидов железа осуществлялся с помощью серии изохронных отжигов, проводившихся при фиксированных возрастающих температурах образца. Длительность отжигов составляла 5 min, а их максимальная температура достигала 650°C. Измерения спектров проводились после остывания образцов до температуры 30–50°C.

## 3. Результаты измерений и их обсуждение

Результаты измерений, проведенных в ходе нанесения пленок железа на поверхность Si(111)7 × 7, иллюстрируются данными рис. 1 и 2. На них представлены типичные спектры остовных Si 2p-электронов, а также электронов валентной зоны. Здесь же приведены данные, полученные после ступенчатых отжигов образцов до различных температур. Интенсивность спектров нормирована на



**Рис. 1.** Фотоэмиссионные спектры 2p остовных электронов кремния, измеренные после нанесения на поверхность кристалла различных доз железа (в ML) и последующих изохронных отжигов до возрастающих температур.



**Рис. 2.** Фотоэмиссионные спектры валентных электронов, измеренные после нанесения на поверхность кристалла различных доз железа (в ML) и последующих изохронных отжигов до возрастающих температур.

поток фотонов. Видно, что для обеих стадий процесса твердофазной эпитаксии силицидов железа характерна сложная динамика изменения формы линии спектров.

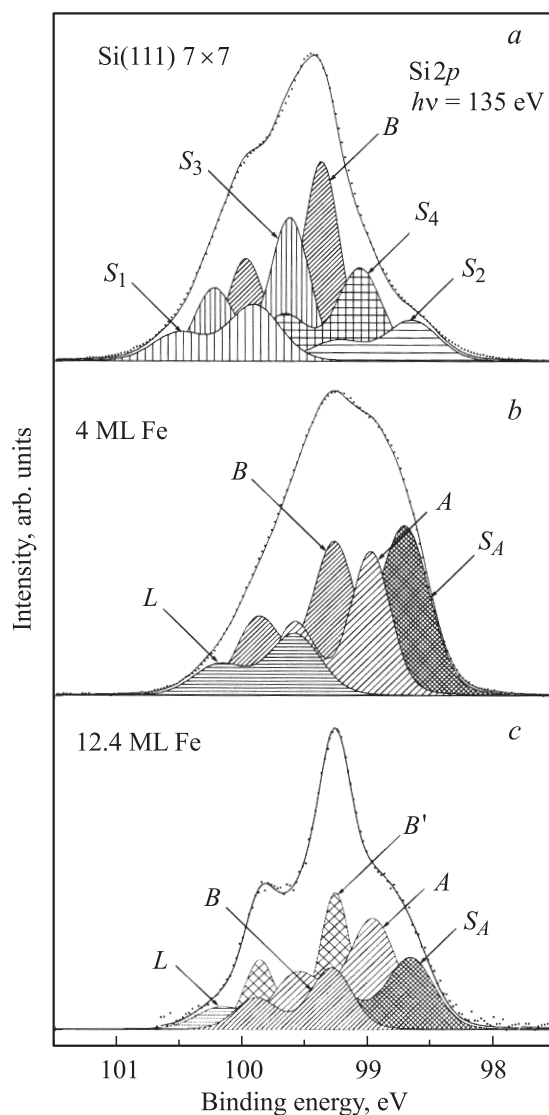
**3.1. Формирование межфазной границы Fe/Si(111)7×7 при комнатной температуре.** Рассмотрим сначала спектры остовных электронов. Как видно из рис. 1, нанесение железа приводит к резкому уменьшению интенсивности линии Si 2*p*, а также к изменению ее формы и энергетического положения основного пика, который смещается в область меньших энергий связи. Для пленок железа толщиной 20 и 28 ML линия Si 2*p* уже не обнаруживалась.

Эволюция спектра валентных электронов (рис. 2) происходила синхронно с изменениями Si 2*p*-спектра. На начальном этапе нанесения Fe затухали особенности, обусловленные подложкой, и начинал формироваться максимум вблизи уровня Ферми. С ростом покрытия он усиливался и расширялся в сторону больших энергий связи. Изменения в спектре прекращались, когда доза напыления железа достигала 20 ML, при этом вид спектра соответствовал валентной зоне чистого железа.

Для того чтобы понять, какие физико-химические процессы протекают на поверхности образца в области доз Fe, меньших 20 ML, когда в анализируемой приповерхностной области еще присутствуют атомы кремния, измеренные Si 2*p*-спектры с помощью компьютерного моделирования были разложены на составляющие. При

этом применялась стандартная процедура, основанная на использовании Voigt-функций [42,43].

Полученные результаты иллюстрируются данными, представленными на рис. 3. Спектр исходной реконструированной поверхности Si(111)7×7 в соответствии с литературными данными состоит из объемной моды *B* и мод адатомов (*S*<sub>1</sub>), „rest“-атомов (*S*<sub>2</sub>), атомов пьедестала (*S*<sub>3</sub>) и димеров (*S*<sub>4</sub>) [41]. После нанесения 4 ML Fe интенсивность объемной моды *B* заметно уменьшается, а все поверхностные компоненты спектра исчезают. Вместо них в спектре появляются новые моды: *L* (с энергией связи 99.6 eV), *A* (99.0 eV) и *S*<sub>A</sub> (98.7 eV). Энергетическое положение моды *L* наиболее близко соответствует энергиям связи Si 2*p*-электронов в метастабильном силициде FeSi со структурой типа CsCl [15,16] и дисилициде β-FeSi<sub>2</sub> [14,35,45]. Поскольку для фазы β-FeSi<sub>2</sub>



**Рис. 3.** Результаты разложения спектров фотовозбужденных Si 2*p*-электронов на составляющие. *a* — спектр чистой поверхности Si(111)7×7, *b* и *c* — спектры, измеренные после напыления на нее 4 и 12.4 ML железа соответственно.

в спектре валентных электронов возникает сильный максимум при энергии  $\sim 1$  eV, который не наблюдается в эксперименте, полученные нами результаты позволяют сделать вывод о формировании на поверхности образца тонкого слоя метастабильного моносилцида FeSi с CsCl-структурой. Следует подчеркнуть, что образование этого силицида в аналогичных условиях наблюдалось и в работе [11].

Что касается второй новой моды спектра (*A*), то ее энергия связи близка к значениям, полученным ранее для объемных мод твердого раствора Fe–Si [14,35] и силицида Fe<sub>3</sub>Si [5,35]. Так как для данного покрытия спектр валентной зоны соответствует твердому раствору Fe–Si [35], но сильно отличается от спектра Fe<sub>3</sub>Si [4,19,46], появление моды *A* следует связать с образованием именно раствора. Этот вывод также согласуется с результатами отмеченной выше работы [11], в которой было обнаружено, что после образования сверхтонкого слоя силицида FeSi с CsCl-структурой на нем растет островковая пленка твердого раствора Fe–Si.

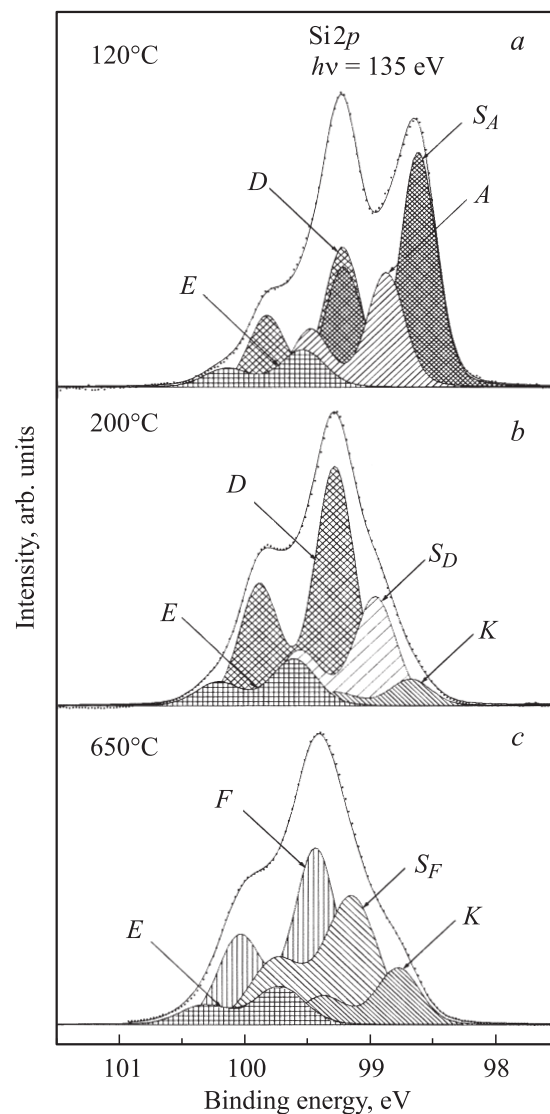
Наконец, третья мода *S<sub>A</sub>* спектра является поверхностной компонентой моды *A* [35]. Значительная интенсивность моды *S<sub>A</sub>* свидетельствует о том, что пленка твердого раствора Fe–Si покрыта сегрегированным кремнием. Сегрегация кремния на поверхности как силицидов железа, так и металлической пленки Fe(100) ранее наблюдалась в работах [14,20].

При дальнейшем увеличении дозы напыления (в области более 4 ML) интенсивность мод *L* и *S<sub>A</sub>* монотонно уменьшается, а мода *A* сначала несколько усиливается, а затем также ослабевает. Такое поведение составляющих Si 2*p*-спектра (а также динамика изменения спектра валентной зоны) соответствует росту слоя твердого раствора в диапазоне доз до 8 ML, а при последующем увеличении покрытия — формированию пленки железа. Следует подчеркнуть, что при достижении покрытия, соответствующего началу этого процесса, в Si 2*p*-спектре появляется новая составляющая *B'*, характеризующая той же энергией связи, что и объемная мода *B* чистого кремния. Отличительной особенностью моды *B'* является необычная узость линии. Полная ширина на половине высоты ее гауссовой компоненты равна 250 meV, в то время как для других мод, включая объемную, соответствующая величина в наших экспериментах составляет 300–400 meV. Насколько нам известно, такая компонента в спектрах силицидов в литературе не описана. Однако ранее моду *B'* с еще меньшей полушириной гауссовой компоненты, равной 200 meV, мы уже наблюдали в системе Fe/Si(100), причем ее появление также коррелировало с ростом пленки железа на поверхности образца. Поэтому мы полагаем, что данная мода может быть обусловлена кластерными включениями кремния в неоднородной металлической пленке железа. Однако для подтверждения этого вывода требуется проведение более детальных исследований.

3.2. Термостимулированные реакции твердофазного синтеза силицидов железа. Обра-

тимся теперь к результатам, полученным в ходе отжига образца, на поверхность которого было нанесено 28 ML Fe. Как видно из рис. 1 и 2, с ростом температуры отжига все приведенные спектры претерпевают значительные изменения, свидетельствующие о протекании твердофазных реакций в анализируемой приповерхностной области. Наиболее ярко эти изменения выражены на начальных этапах процесса. Отжиг образца при температуре 120°C привел к восстановлению в спектре линии кремния, исчезнувшей после напыления железа. Однако теперь она приобрела необычную форму, и в ней отчетливо проявились три максимума. Кроме того, изменился спектр валентной зоны.

Дальнейшее повышение температуры до 200°C привело к исчезновению в Si 2*p*-спектре пика с наименьшей энергией связи и изменению спектра валентных элек-



**Рис. 4.** Результаты разложения спектров фотовозбужденных Si 2*p*-электронов на составляющие. Спектры измерены после отжига образца с напыленной пленкой Fe до температур 120 (а), 200 (б) и 650°C (с).

тронов. Последующие отжиги образца уже не оказывали столь сильного влияния на спектры. В диапазоне температур 200–550°C они почти не менялись, и лишь последний прогрев образца при температуре 650°C привел к синхронному их смещению в область больших энергий связи электронов.

Результаты анализа Si 2*p*-спектров, полученных на различных стадиях реакции силицидообразования, показаны на рис. 4. Из приведенных данных хорошо видно, что специфический вид формы линии спектра, соответствующего температуре 120°C, в основном обусловлен образованием в приповерхностной области образца пленки твердого раствора Fe–Si, покрытой слоем сегрегированного кремния. Причем интенсивность моды  $S_A$ , соответствующей этому слою, примерно в 2 раза выше интенсивности компоненты самого раствора, что свидетельствует о сравнительно небольшой толщине его пленки. Непосредственно под пленкой раствора находится слой стабильного моносилцида  $\epsilon$ -FeSi. Основным аргументом в пользу формирования этого соединения является присутствие в спектре новой моды  $D$  (99.3 eV), энергетическое положение которой хорошо согласуется с энергией связи Si 2*p*-электронов в этом силициде [35].

Повышение температуры отжига до 200°C приводит к почти полному исчезновению из спектра мод твердого раствора и сегрегированного кремния. Основной компонентой анализируемой приповерхностной области становится фаза  $\epsilon$ -FeSi. При этом объемной модой  $D$  данной фазы сопутствует поверхностная составляющая  $S_D$ . Такой характер спектров сохраняется в довольно широком интервале температур до 550°C.

Последняя стадия термостимулированной реакции силицидообразования, как уже отмечалось, была зарегистрирована после достижения температуры 650°C. Анализ измеренного Si 2*p*-спектра (рис. 4) показал, что вместо мод  $D$  и  $S_D$  в нем появились моды  $F$  и  $S_F$  с энергиями связи 99.45 и 99.15 eV, практически совпадающими с таковыми для объемной и поверхностной мод фазы  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub> [35]. Спектр электронов валентной зоны (рис. 2) также соответствует литературным данным по  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub> [4,6].

#### 4. Заключение

Показано, что на начальной стадии нанесения железа (до ~ 2 ML) на поверхность Si(111)7 × 7 при комнатной температуре в соответствии с результатами работы [11] происходит формирование сверхтонкой пленки метастабильного силицида FeSi со структурой типа CsCl. Далее на ней растет пленка твердого раствора Fe–Si с сегрегированным кремнием. Когда доза напыленного Fe достигает примерно 8 ML, на поверхности образца начинает формироваться пленка железа. Таким образом, в отличие от поверхности Si(100)2 × 1 на данной грани кремния не происходит формирования богатого железом силицида Fe<sub>3</sub>Si. Не образуется это соединение и

в результате твердофазной реакции, протекающей при отжиге образца, покрытого слоем железа. Результатом этой реакции, проходящей через стадию образования твердого раствора Fe–Si, является формирование стабильного моносилцида железа ( $\epsilon$ -FeSi). Термостимулированная твердофазная реакция трансформации моносилцида  $\epsilon$ -FeSi в дисилицид  $\beta$ -FeSi<sub>2</sub> наблюдалась при температуре 650°C.

#### Список литературы

- [1] N. Cherief, J.Y. Veuillen, N.A. Ngugen Nan, R. Cinti. *Vacuum* **41**, 1350 (1990).
- [2] J. Alvarez, J.J. Hinarejos, E.G. Michel, J.M. Gallego, R.M. Miranda. *Surf. Sci.* **251/252**, 59 (1991).
- [3] J. Chevrier, V. Le Thanh, S. Nitshe, J. Derrein. *Appl. Surf. Sci.* **56–58**, 438 (1992).
- [4] J. Alvarez, J.J. Hinarejos, E.G. Michel, G.R. Castro, R. Miranda. *Phys. Rev. B* **45**, 14 042 (1992).
- [5] J.M. Gallego, J.M. Garcia, J. Alvarez, R.M. Miranda. *Phys. Rev. B* **46**, 13 339 (1992).
- [6] Le Thanh Vinh, J. Cherier, J. Derrien. *Phys. Rev. B* **46**, 15 946 (1992).
- [7] H. von Kanel, N. Onda, K. Siringhaus, E. Muller-Gubler, S. Gonsalves-Conto, C. Schawarz. *Appl. Surf. Sci.* **70/71**, 559 (1993).
- [8] H. Siringhaus, N. Onda, E. Muller-Gubler, S. Gonsalves-Conto, H. von Kanel. *Phys. Rev. B* **47**, 10 567 (1993).
- [9] K. Konuma, J. Vrijmoeth, P.M. Zagwijn, J.W.M. Frenken, E. Vlieg, J.F. Van der Veen. *J. Appl. Phys.* **73**, 1104 (1993).
- [10] W. Raunau, H. Niehus, G. Comsa. *Surf. Sci.* **284**, L 375 (1993).
- [11] J. Alvarez, A.L. Vazquez de Parga, J.J. Hinarejos, E.G. Michel, C. Ocal, R.M. Miranda. *Phys. Rev. B* **47**, 16 048 (1993).
- [12] N. Jedrecy, A. Waldhauer, M. Sauvage-Simkin. *Phys. Rev. B* **49**, 4725 (1994).
- [13] X. Wallart, J.P. Nys, C. Tetelin. *Phys. Rev. B* **49**, 5714 (1994).
- [14] F. Sirotti, M. De Santis, V. Jin, G. Rossi. *Phys. Rev. B* **49**, 11 134 (1994).
- [15] S. Hong, P. Wetzel, G. Gewinner, D. Bolmont, C. Pirri. *J. Appl. Phys.* **78**, 15 404 (1995).
- [16] S. Hong, U. Kafader, P. Wetsel, G. Gewinner, S. Pirri. *Phys. Rev. B* **51**, 17 667 (1995).
- [17] M. Hasegawa, N. Kobayashi, N. Nayashi. *Surf. Sci.* **357–358**, 831 (1996).
- [18] J. Chrost, J.J. Hinarejos, P. Segovia, E.G. Michel, R. Miranda. *Surf. Sci.* **371**, 297 (1997).
- [19] R. Kläsches, C. Carbone, W. Eberhardt, C. Pampuch, O. Rader, T. Kachel, M. Gudat. *Phys. Rev. B* **56**, 10 801 (1997).
- [20] J. Avila, A. Mascaraque, C. Teederescu, E.G. Michel, M.C. Acerisio. *Surf. Sci.* **377–379**, 856 (1997).
- [21] W. Weiß, M. Kutschera, U. Starke, M. Mozaffari, K. Reshoff, U. Kohler, K. Heinz. *Surf. Sci.* **377–379**, 861 (1997).
- [22] D. Mangelinck, L. Wang, C. Lin, P. Gas, J. Grako, M. Ostling. *J. Appl. Phys.* **83**, 4193 (1998).
- [23] P. Bertoincini, P. Wetzel, D. Berling, G. Gewinner, C. Ubhaq-Bouillet, V. Pierron Bohnes. *Phys. Rev. B* **60**, 11 123 (1999).
- [24] M. Sasase, T. Nakanoyama, H. Yamamoto. *Thin Solid Films* **401**, 73 (2001).

- [25] M. Probst, R. Denecke, C. Whelan, M. Kinne, D. Borgmann, H.P. Stein. Surf. Interface Analysis **34**, 744 (2002).
- [26] S. Walter, M. Klause, F. Blobner, S. Muller, U. Starke, K. Heinz. J. Phys. Cond. Matter **15**, 5207 (2003).
- [27] G. Garreau, S. Hajjar, S. Pelletier, M. Imhoff, C. Pirri. Appl. Surf. Sci. **212–213**, 711 (2003).
- [28] S. Hajjar, G. Garreau, S. Pelletier, P. Bertoncini, P. Wetzel, G. Gewinner, M. Imhoff, C. Pirri. Surf. Sci. **532–535**, 940 (2003).
- [29] A. Wawro, S. Suto, R. Czajka, A. Kasuya. Phys. Rev. B **62**, 11 123 (2003).
- [30] N.G. Galkin, V.O. Polyarnyi, A.S. Gouralnik. Thin Solid Films **404–405**, 199 (2004).
- [31] R. Tsushima, Y. Michishita, S. Fujii, H. Okado, K. Umezawa, Y. Maeda, Y. Terai, K. Oura, M. Katayama. Surf. Sci. **579**, 73 (2005).
- [32] I. Dezsi, Cs. Detzer, I. Szucs, J. Dekoster, A. Vantonime, M. Caymax. Surf. Sci. **599**, 122 (2005).
- [33] K. Kataoka, K. Hattori, Y. Miyatake, H. Daimon. Phys. Rev. B **74**, 155 406 (2006).
- [34] М.В. Гомоюнова, Д.Е. Малыгин, И.И. Пронин. ФТТ **48**, 1898 (2006).
- [35] M.V. Gomoynova, I.I. Pronin, D.E. Malygin, A.S. Voronchin, D.V. Vyalikh, S.L. Molodtsov. Surf. Sci. **601**, 5069 (2007).
- [36] Н.И. Плюсин, В.М. Ильященко, С.В. Крылов, С.А. Китань. Письма в ЖТФ **33**, 79 (2007).
- [37] M.C. Bost, J.E. Mahan. J. Appl. Phys. **58**, 2696 (1985).
- [38] J. Hafner, D. Spisak. Phys. Rev. B **75**, 195 411 (2007).
- [39] Q.G. Zhu, H. Iwesaki, D. Elen, D. Williams, R.L. Park. J. Appl. Phys. **60**, 2629 (1986).
- [40] J.W.F. Egelhoff. Surf. Sci. Rep. **6**, 253 (1987).
- [41] М.В. Гомоюнова, И.И. Пронин. ЖТФ **74**, 10, 1 (2004).
- [42] М.В. Гомоюнова, И.И. Пронин, Н.Р. Галль, С.Л. Молодцов, Д.В. Вялых. ФТТ **45**, 1519 (2003).
- [43] M.V. Gomoynova, I.I. Pronin, N.R. Gall, D.V. Vyalikh, S.L. Molodtsov. Surf. Sci. **578**, 174 (2005).
- [44] A. Ishizaka, Y. Shiraki. J. Electrochim. **133**, 666 (1986).
- [45] F. Sirotti, M. De Santis, G. Rossi. Phys. Rev. B **48**, 8299 (1993).
- [46] B. Egert, G. Panzner. Phys. Rev. B **29**, 2091 (1984).