

С. Н. Варнаков, И. А. Яковлев, С. А. Лященко, С. Г. Овчинников, Г. В. Бондаренко

СРАВНЕНИЕ СИЛИЦИДОВ ЖЕЛЕЗА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ И ТВЕРДОФАЗНОЙ ЭПИТАКСИИ*

Представлены результаты исследований силицидов железа, полученных методами молекулярно-лучевой и твердофазной эпитаксии, с помощью дифракции отраженных быстрых электронов, электронной оже-спектроскопии, спектроскопии характеристических потерь энергии электронов и спектральной эллисометрии.

Ключевые слова: полупроводниковые и магнитные гетероструктуры, интерфейсы Fe/Si, магнитные силициды.

Изучение атомной диффузии и процессов образования при этом различных фаз в 3D-системах является основным в материаловедении. В наноразмерных мультислоях (2D-объектах), атомная диффузия на границах раздела играет важнейшую роль в определении их физических свойств. Так, в туннельных мультислоях отжиг до высоких температур может увеличить магнитосопротивление до определенной величины [1]. В случае гигантского магнитосопротивления (GMR) взаимодиффузия на интерфейсах может значительно влиять на GMR [2].

Магнитные мультислои и сэндвич-структуры с чередующимися полупроводниковыми и металлическими нанослоями интересны тем, что возможно широко варьировать их свойства путем контролируемого введения примеси, а также различными видами излучений и изменением температуры [3]. Что касается взаимодиффузии на интерфейсе в тонкопленочной системе Fe–Si, то тут картина достаточно сложна. Во множестве работ приведены результаты, которые показывают, что на формирование структуры влияет множество факторов: ориентация поверхности подложки, скорость поступления материала, температура образца и даже примеси. При взаимодействии атомов железа с поверхностью кремния образуется целый ряд стабильных и метастабильных соединений. Среди стабильных силицидов железа (Fe_3Si , $\epsilon\text{-FeSi}$, $\gamma\text{-FeSi}_2$) наибольшее внимание привлекает дисилицид $\nu\text{-FeSi}_2$. Этот дисилицид железа, имеющий в форме наночастиц прямую запрещенную зону $E_g = 0,85 \dots 0,87$ эВ [4], привлек

значительное внимание как перспективный материал для кремниевой технологии при изготовлении светоизлучателей и фотоприемников.

Целью данной работы является исследование процессов формирования стабильных фаз Fe–Si на границах раздела в наноструктурах Si(100)-подложка/Fe-пленка методами дифракции отраженных быстрых электронов (ДБЭ) (рис. 1), электронной оже-спектроскопии (ЭОС), спектроскопии характеристических потерь энергии электронов (СХПЭЭ) и спектральной эллисометрии.

Методами молекулярно-лучевой (МЛЭ) и твердофазной эпитаксии (ТФЭ) в сверхвысоком вакууме на подложках атомарно чистого монокристаллического кремния Si(100), допированных бором и обладающих проводимостью p -типа (удельное сопротивление – $5 \dots 10$ Ом·см) с реконструкцией поверхности (2×1) (рис. 1, а), на модернизированной установке молекулярно-лучевой эпитаксии «Ангара» [5] были получены две серии образцов. Базовый вакуум в технологической камере составлял 10^{-7} Па. Скорость роста слоев соответствующих материалов и толщина контролировалась *in situ* быстросействующим лазерным эллисометром ЛЭФ-751 М и составляла для железа 0,16 нм/мин.

Методика проведения первой серии экспериментов заключалась в следующем: подложка кремния нагревалась до заданной температуры (20; 150; 300; 450 °С), после чего проводилось напыление железа в течение 10 минут (метод молекулярно-лучевой эпитаксии). Во второй

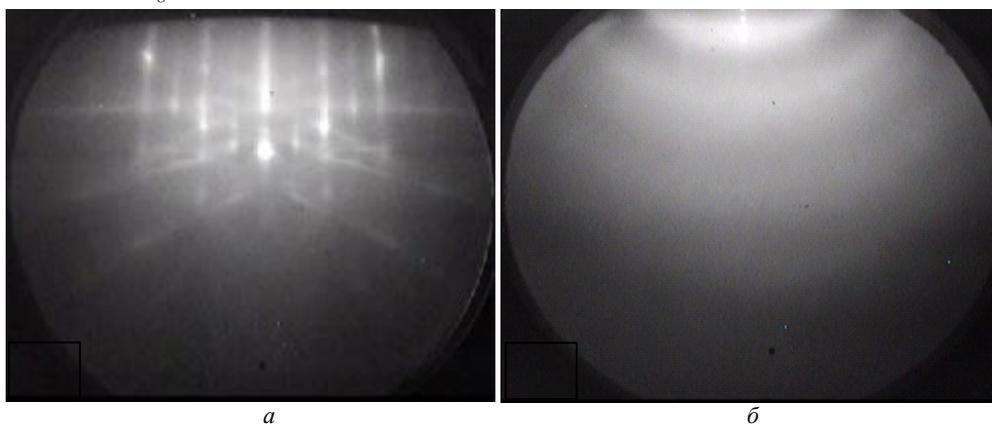


Рис. 1. Картина ДБЭ от поверхности Si(100) с реконструкцией 2×1 в азимутальном направлении [110] (а); после напыления железа в течение 10 мин при температуре $T_{\text{Si}} = 20$ °С (б)

*Работа выполнена в рамках программы № 4.1 ОФН РАН «Спинтроника», программы Президиума РАН № 27.10, интеграционного проекта СО РАН и ДВО РАН № 22, федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг.» (код проекта: НК-179П/ГК П1464).

серии экспериментов вначале проводилось напыление железа на очищенную подложку кремния в течение 10 минут при комнатной температуре, а затем структура отжигалась 1,5 часа при температуре (150; 300; 450 °C) (метод твердофазной эпитаксии). По данным рентгено-флуоресцентной спектроскопии, эффективная толщина пленок железа составила 1,6...1,8 нм (при плотности 7,874 г/см³).

Все процессы формирования структур контролировались *in situ* методом ДБЭ. При напылении железа на подложку кремния ($T_{Si} = 20$ °C) дифракция от поверхности Si(100) с реконструкцией 2×1 полностью пропадает уже на первой минуте. И на десятой минуте напыления наблюдается дифракционная картина, типичная для порошковых монокристаллов или поликристаллических структур, в виде темных и светлых кольцеобразных объектов (рис. 1, б). Данное обстоятельство позволяет сделать вывод о том, что при напылении чистого железа на поверхность кремния Si(100) с реконструкцией 2×1 при температуре $T_{Si} = 20$ °C формируется поликристаллическая структура железа. Причем эффективная толщина железа, необходимая для того, чтобы картина дифракции отраженных быстрых электронов от реконструированной поверхности кремния Si(100) исчезла, составляет менее чем 0,16 нм. Согласно работе В. В. Балашева и др. [6], где были исследованы процессы синтеза и последующего отжига структуры Fe/SiO₂/Si(001), нами было установлено, что наблюдаемые кольца могут быть отнесены к поликристаллической пленке Fe и соответствуют отражениям (110), (112) и (220) объемно центрированной кубической (ОЦК) решетки Fe.

При молекулярно-лучевой эпитаксии дифракционные картины (рис. 2) модифицируются по-разному в зависимости от температуры подложки. При температуре подложки $T_{Si} = 150$ °C интенсивность рефлексов на дифракционной картине от Si(100) 2×1 снижается (рис. 2, слева). Также можно отметить, что на картине до напыления железа основные рефлекс от кремния и (2×1)-штрихи от сверхструктуры отличались по уровню интенсивности, а после напыления все рефлекс стали одинаковой интенсивности и размера.

При температуре подложки $T_{Si} = 300$ °C сразу после начала напыления пропадает сверхструктура 2×1 , на третьей минуте появляются новые дифракционные пятна (рис. 2, в центре). Наблюдаемые пятна указывают на образование эпитаксиально ориентированных островков силицидов железа.

При температуре подложки $T_{Si} = 450$ °C, так же, как и при температуре подложки $T_{Si} = 300$ °C, после начала на-

пыления пропадает сверхструктура 2×1 и появляются новые дифракционные пятна (рис. 2, справа), однако дифракционные картины кардинально различаются, что указывает на образование различных эпитаксиально ориентированных островков силицидов железа при температурах подложки 300 и 450 °C. В соответствии с теоретическими расчетами дифрактограмм от различных видов силицидов железа, сделанных авторами работы [6], дифракционные пятна на картинах ДБЭ при температуре отжига 300° (рис. 2, в центре) можно сопоставить моносилциду железа ϵ -FeSi с кубической решеткой (типа B20) и α -фазе дисилцида (α -FeSi₂), имеющей тетрагональную структуру. Дифракционные рефлекс на картине ДБЭ при 450 °C скорее всего принадлежат дисилциду α -FeSi₂ и моносилциду железа ϵ -FeSi.

При твердофазной эпитаксии изменение дифракционных картин наблюдается только при температурах отжига 300 и 450 °C. На кольцевых объектах, характерных для поликристаллической структуры, появляются одинаковые точечные рефлекс, резкость колец увеличивается (рис. 3). Данное обстоятельство позволяет говорить о том, что происходит формирование упорядоченной островковой структуры одних и тех же силицидов железа на поверхности кремния, при температуре отжига 300 и 450 °C. При температуре отжига 150 °C дифракционная картина не меняется, что свидетельствует о поликристалличности полученной структуры.

В соответствии с теоретическими расчетами дифрактограмм от различных видов силицидов железа, сделанных авторами работы [6], дифракционные пятна на картинах ДБЭ при температурах отжига 300 и 450 °C (рис. 3) соответствует фазе моносилцида железа FeSi с ОЦК-решеткой типа CsCl и моносилциду железа ϵ -FeSi с кубической решеткой (типа B20).

После получения структур Fe/Si(100) был проведен контроль элементного и химического состава с помощью методов электронной оже-спектроскопии и спектроскопии характеристических потерь энергии электронов. Рассмотрим ЭОС-спектры (рис. 4) от структур, полученных методами молекулярно-лучевой (рис. 4, а) и твердофазной эпитаксии (рис. 4, б), при различных температурах. Оже-спектры записывались при энергии первичных электронов 3 кэВ в интервале энергий от 30 эВ до 800 эВ.

На данных оже-спектрах можно выделить несколько пиков с энергиями 47, 92, 274, 510, 599, 651, 704 эВ, которые можно идентифицировать как низкоэнергетический пик железа (47 эВ), пик кремния (92 эВ), пик углерода

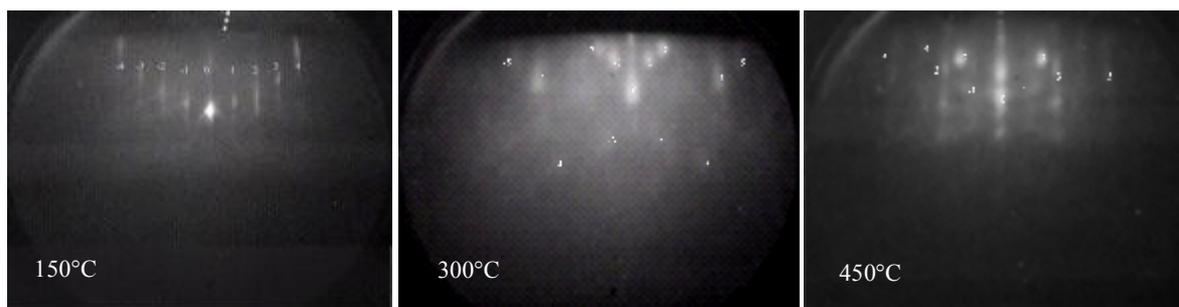


Рис. 2. Дифракционные картины от поверхностей Si(100) 2×1 после напыления слоя Fe, полученных методом молекулярно-лучевой эпитаксии при различных температурах образца

(272 эВ), пик кислорода (503 эВ), 599 эВ – первый высокоэнергетический пик Fe (598 эВ), 651 эВ – второй высокоэнергетический пик Fe (651 эВ), 704 эВ – третий высокоэнергетический пик Fe (703 эВ). В скобках указаны значения энергии данных пиков, которые были взяты из атласа спектров чистых элементов [7]. Сравнение спектров (см. рис. 4) показывает, что при увеличении температуры интенсивность оже-пика кремния возрастает, в то время как интенсивность низкоэнергетического (47эВ) и высокоэнергетического (703 эВ) пиков железа уменьшается. Принимая во внимание то, что глубина поверхност-

ного анализа метода ЭОС составляет около 2,5 нм, можно говорить о росте концентрации атомов кремния в исследуемом объеме, за счет увеличения взаимодиффузии атомов железа и кремния.

Методом коэффициентов элементной чувствительности (URL: http://www.niivt.ru/education/online_library/aes_spec/) были рассчитаны концентрации всех наблюдаемых элементов. Анализ данных о содержании железа, кремния и углерода в исследуемом объеме, полученных в результате обработки спектров ЭОС (рис. 5), показывает, что при увеличении температуры процесса с 20 до

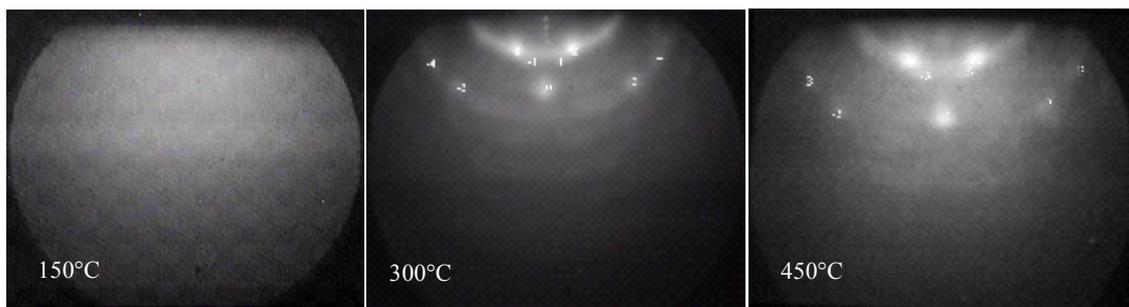


Рис. 3. Дифракционные картины от поверхностей Si(100) 2 × 1 после напыления слоя Fe, полученных методом твердофазной эпитаксии при различных температурах отжига

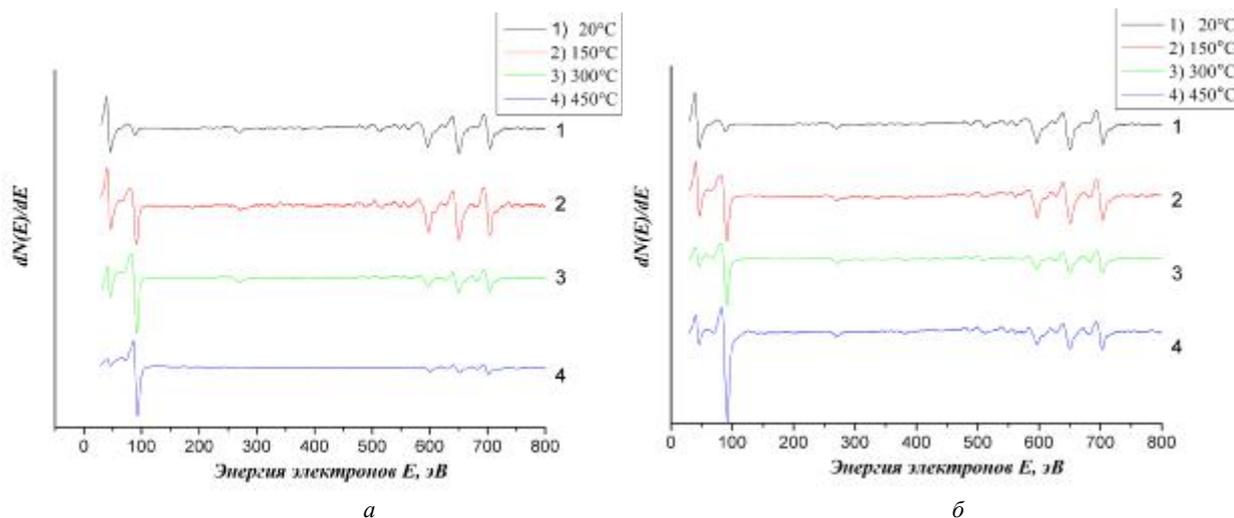


Рис. 4. Спектры ЭОС от структур железа при молекулярно-лучевой эпитаксии (а); твердофазной эпитаксии (б)

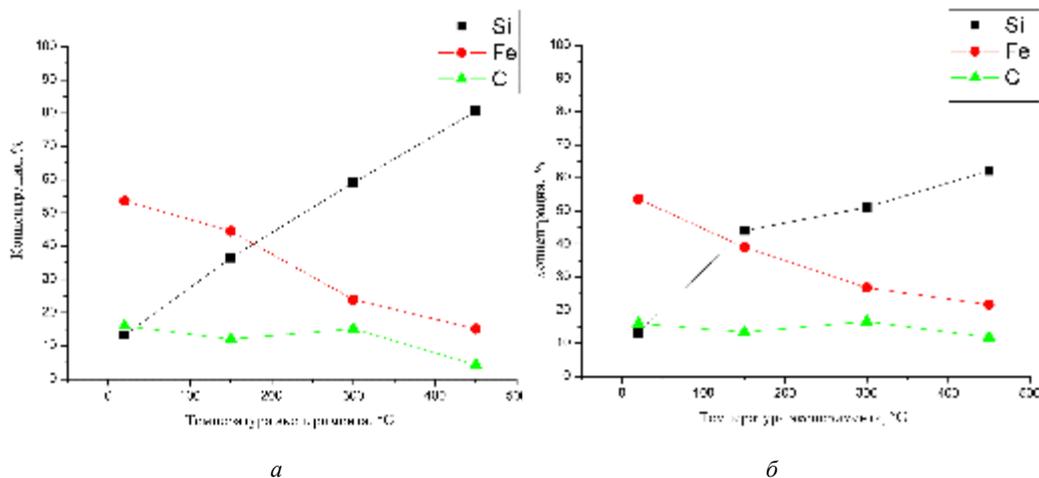


Рис. 5. Рассчитанные из ЭОС-спектров значения концентраций элементов при молекулярно-лучевой эпитаксии (а); твердофазной эпитаксии (б)

450 °С возрастает концентрация кремния с 13,2 до 80,6 % для молекулярно-лучевой эпитаксии и с 13,2 до 62,1 % для твердофазной эпитаксии, в то время как концентрация железа падает с 53,6 до 15,1 % для молекулярно-лучевой эпитаксии и с 53,6 до 21,7 % для твердофазной эпитаксии.

Данное обстоятельство позволяет говорить о том, что в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии большее количество железа вступает в химическую реакцию с кремнием, образуя при этом силициды железа. Анализ формы и интенсивностей пиков Fe (47 эВ) и Si (92 эВ), в соответствии с исследованиями, приведенными в работе [8], дает основания для следующих предположений:

- при напылении железа на поверхность Si(100) при комнатной температуре подложки образуется незначительный раствор железа в кремнии;
- во время реактивной и твердофазной эпитаксии при температуре 150 °С формируется идентичная структура, по виду оже-спектров похожая на спектры Fe₃Si [8];
- при температуре 300 °С оже-спектры для процессов реактивной и твердофазной эпитаксии отличаются. Для процесса реактивной эпитаксии оже-спектры по виду напоминают спектры от FeSi₂, в то время как для процесса твердофазной эпитаксии – FeSi [8];
- при температуре 300 °С оже-спектры для процессов реактивной и твердофазной эпитаксии опять идентичны и напоминают спектры от FeSi₂ [8].

Спектры характеристических потерь энергии электронов регистрировались в дифференциальном режиме dN/dE (N – число электронов с энергией E) при энергии первичных электронов 1, 2 кэВ. Для количественного анализа экспериментальные спектры были нормированы на интенсивность упругого пика, продифференцированы и сглажены. Рассмотрим зависимости $-d^2N/dE^2$ от величины энергетических потерь электронов $E_0 - E$ (E_0 – энергия первичных электронов) (рис. 6) для структур, полученных методами молекулярно-лучевой (рис. 6, а) и твердофазной эпитаксии (рис. 6, б), при различных температурах синтеза. Энергетическое положение пиков потерь энергии электронов определялось по максимумам кривой $-d^2N/dE^2$.

Анализ полученных данных дает возможность заключить, что молекулярно-лучевая эпитаксия приводит к

более сильному перемешиванию железа и кремния, так как вид и энергия объемного плазмона претерпевает значительные изменения от температуры. В результате твердофазной эпитаксии энергия объемного плазмона практически не меняется (см. рис. 6, б) и составляет 21,3 эВ. Данное обстоятельство позволяет предположить, что процессы взаимодиффузии при твердофазном синтезе происходят гораздо медленнее, чем при молекулярно-лучевой эпитаксии.

После извлечения образцов на воздух были произведены измерения дисперсии эллипсометрических параметров Ψ и Δ на быстродействующем спектральном эллипсометре «Спектроскан». Для всех образцов показан диапазон по длине волны падающего луча 350...700 нм, угол падения луча равен 70 угловым градусам от нормали. Методология проведения спектральных измерений приведена в работе [9].

Далее рассмотрим эллипсометрические данные (рис. 7) по Ψ и Δ для образцов, полученных методом молекулярно-лучевой (рис. 7, а) и твердофазной эпитаксии (рис. 7, б).

Анализ эллипсометрических параметров позволяет говорить о значительных изменениях оптических свойств исследуемых поверхностей в зависимости от температурных условий синтеза. Амплитудный параметр Ψ увеличивается на большей части спектра при температуре выше 20 °С, а фазовый параметр Δ ведет себя кардинально отличающимся образом в зависимости от температуры подложки при МЛЭ и растет пропорционально температуре синтеза при ТФЭ. Наиболее отличается образец, полученный при температуре 450 °С. Подобное поведение дисперсий эллипсометрических параметров может свидетельствовать о значительных изменениях морфологии поверхности (изменении дисперсии параметра Δ) [10].

Для каждого образца было проведено моделирование с использованием послойного компонентно-градиентного метода [11], реализованного в программе «Градиент SE». Число субслоев структуры для всех образцов $N = 100$, оптимизация осуществлялась симплекс-методом Нелдера–Мида [12] с половинным делением диапазона каждого параметра подгонки. Используемая функция минимизации [10] имеет вид

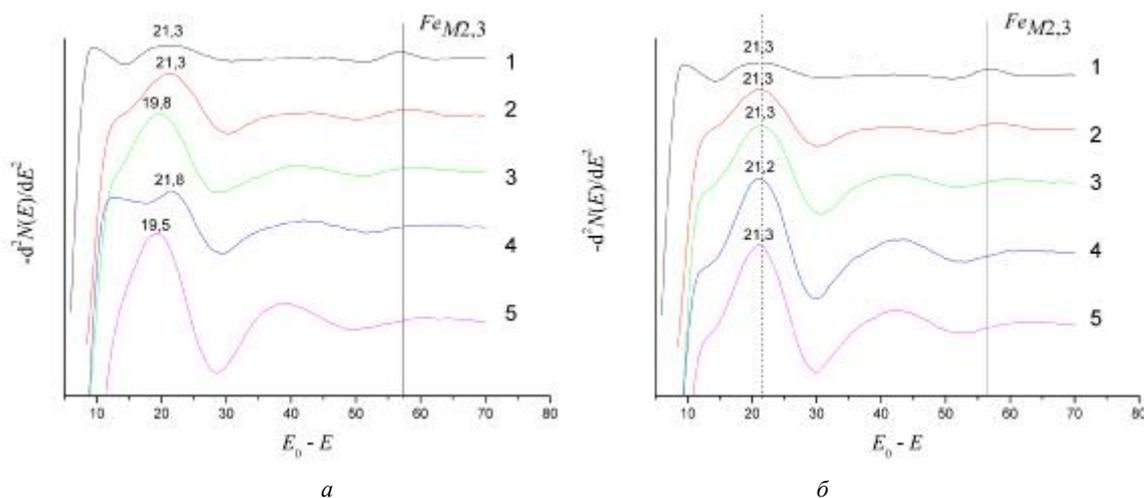


Рис. 6. Спектры ХПЭЭ от чистого железа (1) и структур, полученных методами молекулярно-лучевой (а) и твердофазной эпитаксии (б) при 20 °С (2); 150 °С (3); 300 °С (4); 450 °С (5)

$$\sigma = \frac{1}{M} \left\{ \sum_{j=1}^M |\rho_{\text{ex}}(hv_j) - \rho_{\text{cal}}(hv_j)|^2 \right\}^{\frac{1}{2}}, \quad (1)$$

где $M = 20$ – количество равноудаленных точек выборки по спектру при оптимизации; $\rho \equiv \text{tg} \psi \cdot e^{i\Delta} = \frac{R_p}{R_s}$ – стандартное уравнение эллипсометрии [13] с коэффициентами Френеля в правой части.

Эффективная диэлектрическая проницаемость многокомпонентной среды рассчитывалась по соотношению Лихтенекера [14] для механической смеси

$$\epsilon_{\text{eff}} = \prod_{i=1}^S \epsilon_i^{\delta_i}, \quad (2)$$

где S – количество компонентов в среде; ϵ_i – диэлектрическая проницаемость i -го компонента; δ_i – объемная доля i -го компонента.

Для наилучшего соответствия модели естественным нанобъектам с нормальными законами распределения в качестве функции концентрации [11] компонентов q_i от высоты z над подложкой была выбрана зависимость вида $q_i(z) = \exp(A_i \cdot z + B_i)$, где A_i, B_i – искомые параметры для каждого компонента в структуре модели. Кро-

ме того, такого вида функция обладает некоторой универсальностью по отношению к подмене её более простыми для расчета функциями (линейными, полиномиальными и т. д.).

Изначально по каждому образцу производилась оптимизация модели с совокупностью всех материалов, которые имели отношение к элементам в предполагаемом составе структуры (Si, Fe и O_2) и для которых известны дисперсии комплексной диэлектрической проницаемости в исследуемом спектральном диапазоне, а именно с участием следующих веществ: Void ($\epsilon = 1$), Fe, Si, $FeSi_2$, SiO_2 , FeO и Fe_2O_3 . Далее все материалы, интегральная толщина которых при оптимизации оказалась менее 0,001 нм (величины погрешности для поиска интегральной толщины материала при заданных параметрах оптимизации), устранялись из модели, и производилась оптимизация параметров оставшихся компонентов структуры с более высокой точностью (на два порядка по размеру итогового симплекса).

Все параметры, найденные в процессе оптимизации моделей структур, представлены в таблице. В частности, величина функции минимизации σ находилась по урав-

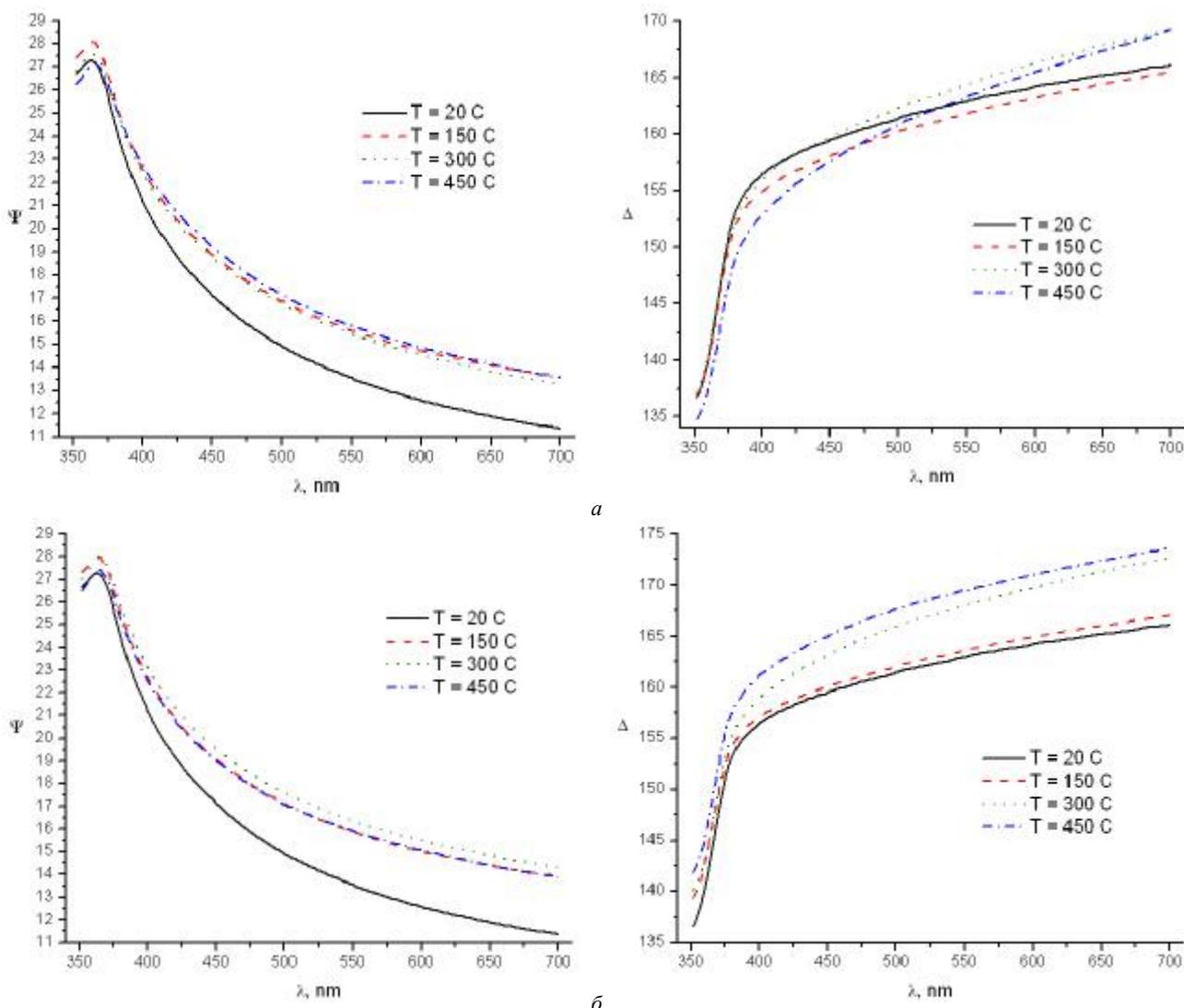


Рис. 7. Дисперсии параметров Ψ и Δ для образцов, полученных методом молекулярно-лучевой эпитаксии (а); методом твердофазной эпитаксии (б)

нению (1), H_{cp} – средняя высота структуры над подложкой, D_{Fe} – интегральная эффективная толщина железа в структуре из расчета на плотность объемного образца металла, с плотностью 7,874 г/см³. Параметр $Q_{зерен}$ – объемная концентрация материала на средней линии зерен. Если рассматривать предполагаемые зерна как геометрические тела, с окружностью в горизонтальном сечении, то можно записать отношение между их радиусом и концентрацией распределения на поверхности подложки: $Q_{зерен} = r^2 \pi n$, где r , n – радиус и концентрация зерна соответственно.

Символом C обозначены объемные концентрации каждого компонента по всей толщине структуры. При этом под C_{Void} нужно понимать фактическую пористость оптимизированной модели структуры.

Анализ найденных значений параметров в процессе оптимизации моделей, для исследуемых образцов, полученных при различных технологических условиях, позволяет говорить о том, что при синтезе методом МЛЭ растут островковые структуры с относительно большими высотами (до 9,24 нм при 450 °С) и малыми объемными концентрациями материала (0,27 при 300 °С), в то время как для метода ТФЭ наблюдается уменьшение средней высоты островков с более однородным заполнением при увеличении температуры. Также можно отметить, что расчетная толщина пленок составляет $2,27 \pm 0,10$ нм, что указывает на хорошую стабильность используемой технологии.

Таким образом, методами дифракции отраженных быстрых электронов, электронной оже-спектроскопии, спектроскопии характеристических потерь энергии электронов и спектральной эллипсометрии были исследованы процессы начального формирования стабильных фаз Fe–Si на границах раздела в наноструктурах Si(100)-подложка/Fe-пленка.

Установлено, что при выбранных режимах роста реализуется механизм роста Вольмера–Вебера с характерными высотами островков 7...9 нм для метода МЛЭ и 5...7 нм для метода ТФЭ. По данным СХПЭЭ сделано предположение о том, что процессы взаимодиффузии при твердофазном синтезе происходят гораздо медленнее, чем при молекулярно-лучевой эпитаксии. По данным ДБЭ и ЭОС сделаны выводы о видах силицидов, образующихся при молекулярно-лучевой и твердофазной эпитаксии железа на поверхности кремния Si(100).

Библиографические ссылки

1. Noise in MgO barrier magnetic tunnel junctions with CoFeB electrodes: influence of annealing temperature / J. Scola, H. Polovy, C. Fermon et al. // Appl. Phys. Lett. 2007. Vol. 90. P. 252501.
2. Effect of diffusion and alloying on the magnetic and transport properties of Fe/V/Fe trilayers / D. Iucan, M. Alouani, O. Bengone et al // Phys. Rev. B. 2007. Vol. 75. P. 024412.
3. Magnetic properties and nonmagnetic phases formation in (Fe/Si)_n films / S. N. Varnakov, S. V. Komogortsev, S. G. Ovchinnikov et al. // J. Appl. Phys. 2008. Vol. 104. P. 094703.
4. Формирование, кристаллическая структура и свойства кремния со встроенными нанокристаллитами дисилицида железа на подложках Si (100) / Н. Г. Галкин, Д. Л. Горошко, В. О. Полярный и др. // ФТП. 2007. Т. 41. С. 1085.
5. Автоматизация технологического оборудования для получения многослойных структур в сверхвысоком вакууме / С. Н. Варнаков, А. А. Лепешев, С. Г. Овчинников и др. // ИТЭ. 2004. В. 6. С. 125.
6. Влияние дефектов тонкого слоя оксида кремния на процессы силицидообразования в системе Fe/SiO₂/Si(001) / В. В. Балашев, В. В. Коробцов, Т. А. Писаренко и др. // ФТТ. 2009. Т. 51. В. 3. С. 565.
7. Handbook of auger electron spectroscopy / L. E. Davis, M. S. McDonald et al. 2nd ed. // Minnesota. Perkin-Elmer Corp., 1976.
8. Egert B., Pazner G. Bonding state of silicon segregated to a-iron surfaces and on iron silicide surfaces studied by electron spectroscopy // Phys. Rev. B. 1984. Vol. 29. № 4. P. 2091.
9. Косырев Н. Н., Варнаков С. Н., Лященко С. А. Метод спектральной эллипсометрии для исследования оптических свойств естественного слоя SiO₂ на поверхности : метод. указания к лаб. работам по курсу «Физика твердого тела» / Сиб. гос. аэрокосмич. ун-т. Красноярск, 2010.
10. Fujiwara H. Spectroscopic Ellipsometry. Principles and Application. Wiley, 2007.
11. Горшков М. М. Эллипсометрия. М. : Сов. радио, 1974.
12. Таха Х. А. Глава 3. Симплекс-метод // Введение в исследование операций = Operations Research: An Introduction. 7-е изд. М. : Вильямс, 2007. С. 95–141.
13. Аззам Р., Башара Н. Эллипсометрия и поляризованный свет : пер. с англ. М. : Мир, 1981.
14. Bruggeman D. A. G. Berechnung verschiedener physikalischer Konstanten von heterogenen Substanzen // Annalen der Physik. 1935. Vol. 24 (416). P. 636.

Численные значения параметров исследуемых образцов, полученных при различных технологических условиях

Тип	T , °С	σ	H_{cp} , нм	Материалы	$C_{Fe(elem)}$, %	C_{FeSi_2} , %	$C_{\Sigma Fe}$, %	C_{Void} , %	D_{Fe} , нм	$Q_{зерен}$
МЛЭ	20	0,000 77	8,54	Void, Fe, FeSi ₂	9,3	13,9	16,3	76,8	1,39	0,14
	150	0,002 81	9,01	Void, Fe, FeSi ₂	17,2	17,2	25,9	65,6	2,33	0,23
	300	0,001 60	7,14	Void, Fe, FeSi ₂	17,4	24,6	29,7	58,0	2,12	0,27
	450	0,001 06	9,24	Void, Fe, FeSi ₂ , SiO ₂	14,3	21,6	25,1	48,1	2,32	0,22
ТФЭ	150	0,003 39	7,21	Void, Fe, FeSi ₂ , Si	21,1	23,4	32,9	53,7	2,37	0,31
	300	0,002 38	5,93	Void, Fe, FeSi ₂ , Si	23,1	32,7	39,5	43,0	2,34	0,39
	450	0,002 71	5,12	Void, Fe, FeSi ₂ , Si	26,6	32,6	43,0	41,0	2,20	0,46

S. N. Varnakov, I. A. Yakovlev, S. A. Lyaschenko, S. G. Ovchinnikov, G. V. Bondarenko

COMPARISON OF IRON SILICIDE SYNTHESIZED BY MOLECULAR BEAM AND SOLID-PHASE EPITAXY

The initial stages of Fe-Si silicides formation, obtained by methods of reactive and solid-phase epitaxy at different temperatures of substrate Si, high energy electron diffraction, Auger-electron, electron-energy-loss spectroscopic and spectroscopic ellipsometry are presented in the article. The influence of process parameters during deposition on the formation of silicides was investigated.

Keywords: semiconductor and magnetic heterostructures, interfaces Fe/Si, magnetic silicide.

© Варнаков С. Н., Яковлев И. А., Лященко С. А., Овчинников С. Г., Бондаренко Г. В., 2010

УДК 681.323

Е. А. Вейсов, О. В. Непомнящий, Ю. В. Краснобаев, Д. В. Капулин

МЕТОДЫ И АЛГОРИТМЫ МИКРОПРОГРАММНОГО УПРАВЛЕНИЯ БЫСТРОДЕЙСТВУЮЩИМИ ИМПУЛЬСНЫМИ СТАБИЛИЗАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЯ ДЛЯ ОРГАНИЗАЦИИ ПИТАНИЯ БОРТОВОЙ АППАРАТУРЫ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ*

Рассмотрено состояние проблем в области цифрового, программного управления энергопреобразующей аппаратурой. Изложены преимущества перехода на программное, микропроцессорное управление источниками питания для перспективных космических аппаратов. В разрезе решения задач автоматического управления энергопреобразующей аппаратурой предложено решение проблемы минимизации конечной длительности переходных процессов при ступенчатом изменении тока нагрузки, методом программного управления. Представлены разработанные алгоритмы функционирования микропроцессорного модуля для данной реализации. Рассмотрена структура SPISE-модели модуля управления импульсным стабилизатором напряжения (ИСН). На основании исследования реализуемой модели процессов показана работоспособность импульсного стабилизатора напряжения с разрабатываемым микропроцессорным устройством управления.

Ключевые слова: электропитание, импульсный стабилизатор, микропроцессор, космический аппарат.

За последние два десятилетия мощность систем электропитания космических аппаратов изменилась с 1...2 до 15...25 кВт [1]. Развитие спутниковых систем предполагает дальнейший рост и их энерговооруженности, и сроков активного существования, что в значительной мере может быть обеспечено за счет совершенствования систем электропитания. Улучшение характеристик систем электропитания можно достигнуть повышением удельных энергетических характеристик основных элементов, увеличением КПД конверторов, входящих в состав энергопреобразующей аппаратуры, применением новых топологий и законов управления конверторами, которые позволяют наиболее полно использовать энергию солнечных и аккумуляторных батарей. Кроме того, на современном этапе законы управления конверторами должны обеспечивать возможность изменения топологии систем электропитания без доработки самих конверторов и обеспечивать работоспособность первых при изменениях ха-

рактеристик вследствие деградации при эксплуатации и частичных отказах.

Достичь значимых результатов в рамках постоянно повышающихся требований как к реконфигурируемости, так и к живучести аппаратуры возможно только за счет применения современных высокотехнологичных и высокопроизводительных, репрограммируемых систем управления, функционирующих на основе процессорного ядра [2].

Несмотря на то что польза от такой технологии очевидна, реальное внедрение ее на практике остается относительно дорогой и сложной задачей, решение которой стандартными микропроцессорными средствами невозможно. Однако появление новых классов микропроцессорных средств со встроенной способностью цифровой обработки сигналов обеспечит необходимую скорость обработки. При подключении в такие системы специально разработанных периферийных модулей имеется воз-

* Работа выполнена при финансовой поддержке федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (код проекта 02.740.11.0508).