

Способ формирования пленок фазы β -FeSi₂ методом импульсного лазерного осаждения в вакууме

© Ю.М. Кузнецов^{1,2}, М.В. Дорохин², А.В. Нежданов¹, Д.А. Здравейцев^{1,2}, В.П. Лесников², А.И. Машин¹

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603022 Нижний Новгород, Россия

² Нижегородский научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, 603022 Нижний Новгород, Россия

E-mail: yurakz94@list.ru

Поступила в Редакцию 12 апреля 2021 г.

В окончательной редакции 19 апреля 2021 г.

Принята к публикации 19 апреля 2021 г.

Рассмотрен новый способ формирования фазы β -FeSi₂ на кремниевых и сапфировых подложках методом импульсного лазерного осаждения в вакууме. Была подготовлена серия структур с вариацией концентрации железа в распыляемой мишени. Выполнен анализ фазового состава пленок из идентификации пиков в спектрах комбинационного рассеяния света. Проведено исследование магнитных свойств образцов путем регистрации магнитопольевой зависимости сопротивления Холла. Показано формирование дополнительных магнитных фаз Fe₃Si и FeSi при условиях роста, обеспечивающих повышенное вхождение атомов Fe в формируемый слой. Проведен анализ фазового состава пленок, сформированных на кремниевых и сапфировых подложках при одинаковых технологических параметрах роста.

Ключевые слова: полупроводник, β -FeSi₂, импульсное лазерное осаждение, комбинационное рассеяние света, эффект Холла.

DOI: 10.21883/FTP.2021.09.51293.23

1. Введение

Силициды железа — сложные соединения, обладающие большим количеством различных фаз, характеризующихся широчайшим спектром физических свойств, что вызывает большой интерес в их исследовании. Например, полупроводниковое соединение β -FeSi₂ является перспективным материалом для различных приложений. Согласно данным работ [1–3], фаза β -FeSi₂ является прямозонным полупроводником с шириной запрещенной зоны 0.83–0.87 эВ, что делает данный материал перспективным для создания излучателей, работающих в важном телекоммуникационном диапазоне длин волн ~ 1.54 мкм. Также следует отметить, что, согласно работе [4], формирование нанокластеров (например, FeSi₂) в матрице эпитаксиального слоя обеспечивает значительное снижение коэффициента теплопроводности, что позволяет рассматривать систему β -FeSi₂/Si перспективной в области термоэлектрических преобразователей энергии. Кроме того, в литературе показано, что фаза β -FeSi₂ сама по себе обладает высоким коэффициентом Зеебека в области низких температур. Например, в работе [5] приводится значение 2 мВ/К при средней температуре 160 К. Это достаточно высокое значение позволяет рассматривать материал как потенциальный термоэлектрик с повышенными коэффициентами термоэлектрической эффективности, работающий при пониженных температурах, что актуально, например, в космосе.

Многочисленные практические применения делают актуальной разработку новых технологий получения пленок β -FeSi₂. В большинстве литературных источников приводится способ формирования подобных пленок на кремниевых подложках методом ионной имплантации [6]. Указанный метод обладает существенным недостатком, заключающимся в формировании, кроме основной фазы β -FeSi₂, дополнительных фаз соединения кремния и железа, которые вносят свой вклад в исследуемые свойства материала, и это существенно усложняет процесс анализа результатов эксперимента. Более того, приведенный способ позволяет формировать фазу β -FeSi₂ только на кремниевой подложке. Задача поиска и исследования способов формирования однофазной пленки β -FeSi₂ на различных, в частности диэлектрических, подложках к настоящему моменту не решена. В данной работе рассмотрен способ формирования пленок фазы β -FeSi₂ на полупроводниковых и диэлектрических подложках с использованием метода импульсного лазерного осаждения в вакууме.

2. Исследуемые структуры

Для получения бездислакационного слоя β -FeSi₂ в качестве основы для роста последующих слоев используют кремниевые пластины. Подобные структуры обладают существенным недостатком, заключающимся в диффузии железа в подложку кремния. Так, в работе [7] приведено исследование структуры β -FeSi₂/Si,

Таблица 1. Список структур с указанием технологических параметров роста

№	Обозначение	Подложка	Мишень, %
1	Si	Si	–
2	Si _{0.92} Fe _{0.08} /Si	Si	Fe ~ 8.00
3	Si _{0.92} Fe _{0.08} /Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Si ~ 92.0
4	Si _{0.875} Fe _{0.125} /Si	Si	Fe ~ 12.5
5	Si _{0.875} Fe _{0.125} /Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Si ~ 87.5
6	Si _{0.83} Fe _{0.17} /Si	Si	Fe ~ 17.0
7	Si _{0.83} Fe _{0.17} /Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Si ~ 83.0
8	Si _{0.67} Fe _{0.33} /Si	Si	Fe ~ 33.0
9	Si _{0.67} Fe _{0.33} /Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Si ~ 67.0

сформированной методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Показано, что на границе раздела формируется переходный слой твердого раствора Si–Fe, который при достижении критической толщины (~ 5 монослоев) перестраивается в магнитную фазу силицида железа Fe₃Si, которая, в частности, искажает оптоэлектронные свойства пленки. Поэтому в настоящей работе кроме Si для формирования фазы β -FeSi₂ были использованы диэлектрические подложки, в которые диффузия железа в процессе роста пленки невозможна [8]. Таким образом, в качестве подложек в работе были выбраны пластины кремния марки КЭФ-4000 (100) и сапфира (1102). Структуры формировались методом импульсного лазерного осаждения в вакууме. Распыление составной мишени из секторов Si и Fe производилось импульсным Nd:YAG-лазером с длительностью импульса 10 нс. Распыление производилось при температуре подложки 500°C в течение 40 мин. Скорость осаждения пленки в установке импульсного лазерного осаждения в вакууме была 2 нм/мин. Таким образом, толщины сформированных пленок составили 80 нм.

Была подготовлена серия структур с разной концентрацией железа. Варьирование состава структур задавалось изменением соотношения компонент Fe и Si в распыляемой мишени. При этом такие технологические параметры, как толщина слоев и температура подложки, при распылении не варьировались, что позволит анализировать влияние фазового состава пленок только за счет изменения состава распыляемой мишени и вида подложки. Список структур с указанием технологических параметров роста приведен в табл. 1.

3. Методика эксперимента

Фазовый анализ полученных структур проводился путем регистрации спектров комбинационного рассеяния света (КРС) на установке NTEGRA SPECTRA (NT-MDT, Россия). Для возбуждения спектров КРС использовался лазер с длиной волны 473 нм. Излучение фокусировалось 100× объективом с апертурой NA = 0.9

в пятно диаметром ~ 1 мкм. Мощность излучения лазера составляла 0.5 мВт.

Исследование магнитных свойств проводилось путем регистрации магнитопольевой зависимости сопротивления Холла, пропорционального намагниченности пленки. Измерения производились при комнатной температуре в интервале магнитных полей ± 2.8 Т. Регистрация холловского напряжения производилась с помощью программируемого измерителя напряжений KEITHLEY-2401. Магнитное поле индуцировалось электромагнитом, питание которого осуществлялось с помощью программируемого источника напряжения АКИП-1134-150-10. Величина индукции магнитного поля измерялась с помощью датчика магнитного поля на основе InSb с помощью системы сбора данных L-CARD E14-140-MD.

4. Результаты эксперимента

На исследуемых структурах были получены спектры КРС, представленные на рис. 1, *a–d*. Спектры распределены на группы. На спектрах указаны пики, соответствующие фазе и виду связи. Дополнительно информация о пиках на спектрах КРС приведена в табл. 2.

В первую очередь рассмотрим пики, которые присутствуют на спектрах всех структур, сформированных на обеих подложках. К таким относятся пики на частотах 194 и 248 см⁻¹, соответствующие связям Fe–Fe фазы β -FeSi₂ (см. табл. 1). Комбинация пиков позволяет утверждать, что при формировании структур методом импульсного лазерного осаждения в вакууме была сформирована фаза β -FeSi₂ вне зависимости от типа выбранной подложки и состава распыляемой мишени.

На всех образцах, кроме структуры Si_{0.67}Fe_{0.33}/Al₂O₃, наблюдается также пик на частоте 525 см⁻¹, соответ-

Таблица 2. Положение пиков в спектрах КРС исследуемых структур

№	Положение пика, см ⁻¹	Фаза (вид связи)	Источник
1	161	FeSi (Fe–Fe)	[12]
2	178	β -FeSi ₂ (Fe–Fe)	[21–24]
3	194		
4	221		
5	248		
6	268	Fe ₃ Si (Si–Fe)	[11]
7	291		
8	340	β -FeSi ₂ (Si–Fe)	[21–24]
9	386	β -FeSi ₂ (Si–Si)	
10	410	β -FeSi ₂ (Si–Si)	
11	441	β -FeSi ₂ (Si–Fe)	
12	494	β -FeSi ₂ (Si–Fe)	
13	525	Si (Si–Si)	[11,22]
14	615	FeSi (Fe–Fe)	[12]

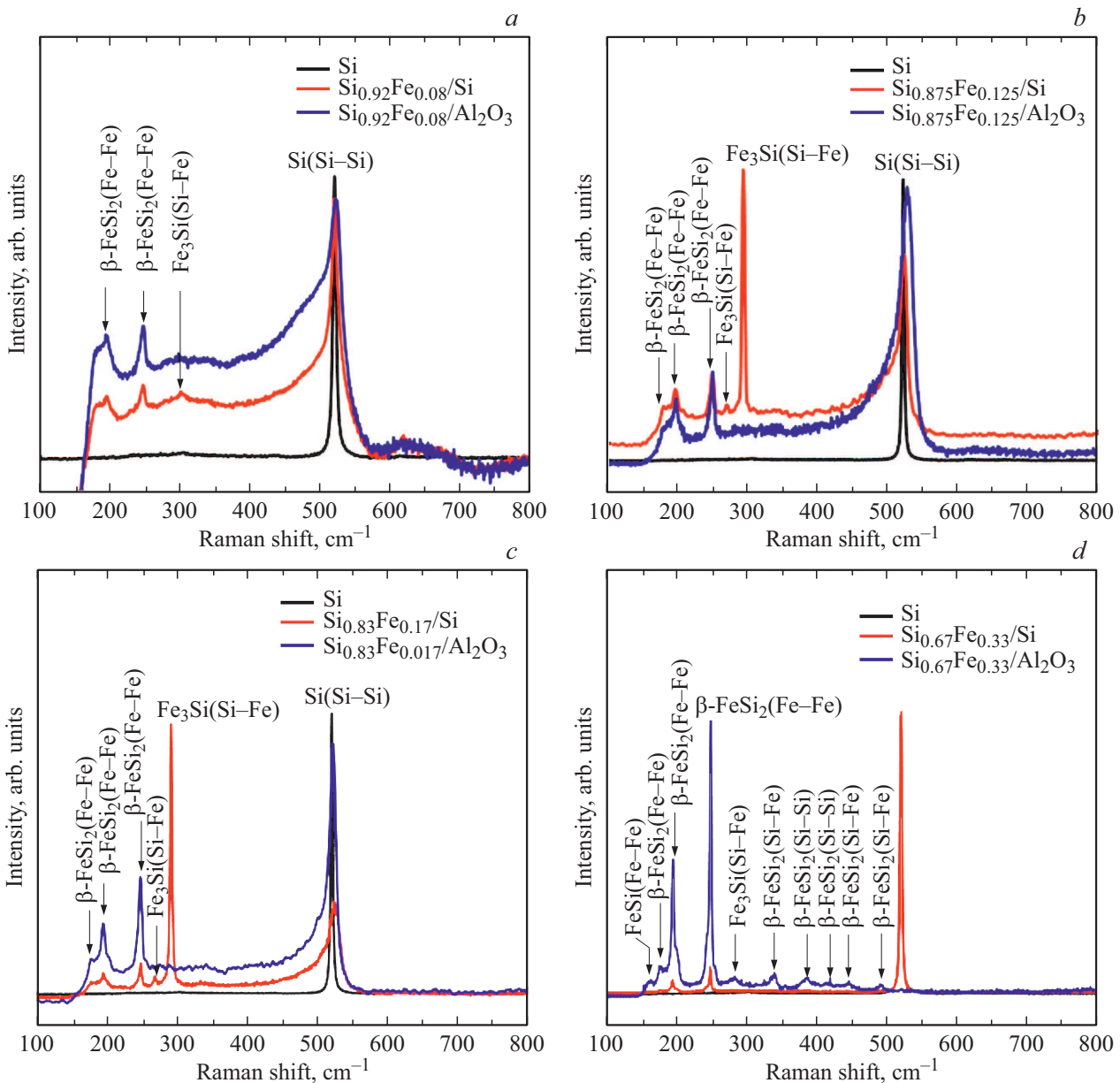


Рис. 1. Спектры комбинационного рассеяния света исследуемых структур: *a* — Si, Si_{0.92}Fe_{0.08}/Si, Si_{0.92}Fe_{0.08}/Al₂O₃; *b* — Si, Si_{0.875}Fe_{0.125}/Si, Si_{0.875}Fe_{0.125}/Al₂O₃; *c* — Si, Si_{0.83}Fe_{0.17}/Si, Si_{0.83}Fe_{0.17}/Al₂O₃, *d* — Si, Si_{0.67}Fe_{0.33}/Si, Si_{0.67}Fe_{0.33}/Al₂O₃. (Цветной вариант рисунка представлен в электронной версии статьи).

ствующий связи Si–Si в фазе кремния (см. спектр КРС от кремниевой подложки). Так как толщина пленок 80 нм, можно с уверенностью утверждать, что наличие данного пика объясняется формированием, кроме фазы β -FeSi₂, дополнительной фазы поликристаллического кремния poly-Si. Абсолютным доказательством формирования фазы кремния в пленке является факт наличия данного пика на спектрах КРС структур, сформированных на сапфировых подложках.

Дополнительным методом исследования структур выступала регистрация магнитополовой зависимости сопротивления Холла. Аномальный эффект Холла (отклонение магнитополовой зависимости сопротивления

Холла от линейного закона) наблюдался на структурах Si_{0.92}Fe_{0.08}/Si, Si_{0.875}Fe_{0.125}/Si, Si_{0.83}Fe_{0.17}/Si (рис. 2). При этом на остальных структурах аномальный эффект Холла не обнаружен.

5. Обсуждение результатов

Перед анализом каждой структуры по отдельности рассмотрим общую картину экспериментального спектра КРС и проведем идентификацию всех пиков, кроме названных выше. На ряде спектров можно наблюдать пики на частотах 178 и 221 см⁻¹, соответствующие

связям Fe–Fe, и пики на частотах 340, 386 и 441 см^{-1} , соответствующие связям Fe–Si и Si–Si фазы $\beta\text{-FeSi}_2$. Кроме этого следует отметить, что в спектрах КРС регистрируются пики на частотах 161, 268, 291 и 615 см^{-1} , положение которых не совпадает с литературными данными относительно положения пиков фазы $\beta\text{-FeSi}_2$. Для идентификации этих пиков необходимо рассмотреть другие фазы соединения силицида железа, которые могли сформироваться на подложке кроме фаз $\beta\text{-FeSi}_2$ и Si.

Из фазовых диаграмм соединения Fe–Si [7,9] известно, что при заданной температуре роста структур могут сформироваться только три стабильные фазы силицида железа: $\beta\text{-FeSi}_2$, FeSi и Fe_3Si . Одним из механизмов образования фаз FeSi и Fe_3Si является диффузия атомов железа в подложку кремния в процессе роста структуры с формированием твердого раствора Si–Fe, который после достижения критической толщины преобразуется в три фазы [7,10]: одна метастабильная — Fe_5Si_3 и две стабильные — Fe_3Si и FeSi.

В работе [11] приводятся положения пиков КРС, соответствующие связи Si–Fe в фазе Fe_3Si , расположенных на частотах 268 и 291 см^{-1} , что соответствует пикам в экспериментально полученных спектрах КРС на всех структурах, сформированных на подложке кремния (рис. 1, структуры $\text{Si}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{Si}$, $\text{Si}_{0.875}\text{Fe}_{0.125}/\text{Si}$, $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Si}$). Также пик на частоте 291 см^{-1} малой интенсивности был обнаружен на структуре $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Al}_2\text{O}_3$. Положения пиков, наблюдаемые на частотах 161 и 615 см^{-1} , хорошо согласуются с данными работы [12] и могут быть связаны с фазой SiFe.

Исходя из фазовой диаграммы силицидов железа [9] рост количественной концентрации фазы Fe_3Si и соответствующее снижение доли фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ в пленке в методе импульсного лазерного осаждения связаны со снижением температуры роста структуры. При этом повышение температуры не приведет к обратному эффекту из-за того, что диффузия железа в подложку кремния в ростовом процессе лишь усилится, и это может привести к формированию кластеров чистого железа. Именно по этой причине с целью формирования выраженной фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ необходимо использовать диэлектрические подложки с низким коэффициентом диффузии в них железа.

Рассмотрим более подробно влияние состава распыляемой мишени на формирование фаз в тонкой пленке. В спектрах КРС структуры $\text{Si}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{Si}$ (с содержанием Fe 8%) присутствуют пики на частотах 178 и 248 см^{-1} , свидетельствующие об образовании фазы $\beta\text{-FeSi}_2$, а также наблюдаются пики на частотах 291 см^{-1} (Fe_3Si) и 615 см^{-1} (FeSi) (см. рис. 1, а). Самый большой по интенсивности пик на частоте $\sim 525 \text{ см}^{-1}$ свидетельствует об образовании фазы кремния за счет большого содержания Si в исходной распыляемой мишени. В спектрах КРС структуры $\text{Si}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{Al}_2\text{O}_3$ (являющейся аналогом структуры $\text{Si}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{Si}$), пик на частоте 291 см^{-1} имеет значительно меньшую интенсивность

по сравнению с интенсивностью этого пика в спектре КРС структуры $\text{Si}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{Si}$, а интенсивность пика на частоте 248 см^{-1} — большую интенсивность, что свидетельствует о значительно меньшем содержании в этой пленке побочной фазы Fe_3Si .

Увеличение концентрации железа в распыляемой мишени до 12.5% приводит к резкому увеличению интенсивности пика на частоте 291 см^{-1} и появлению пика на частоте 268 см^{-1} (рис. 1, б), связанного с фазой Fe_3Si (структура $\text{Si}_{0.875}\text{Fe}_{0.125}/\text{Si}$). При этом на пленке, сформированной на сапфире (структура $\text{Si}_{0.875}\text{Fe}_{0.125}/\text{Al}_2\text{O}_3$), этого пика не наблюдается, что косвенно подтверждает гипотезу о влиянии диффузии железа на процесс образования дополнительных фаз. Более того, увеличение концентрации железа привело к появлению дополнительного пика на частоте 178 см^{-1} , не наблюдаемого ранее, ответственного за фазу $\beta\text{-FeSi}_2$.

Аналогичная картина наблюдается на паре структур $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Si}$ и $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Al}_2\text{O}_3$, в которых концентрация железа в распыляемой мишени была увеличена до 17% (рис. 1, в). Важно отметить, что в спектре КРС структуры $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Si}$ пик на частоте 525 см^{-1} по интенсивности стал слабее пика на частоте 291 см^{-1} , что свидетельствует о преобладающем содержании фазы Fe_3Si в исследуемой пленке, сформированной на кремниевой подложке. При этом в структуре $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Al}_2\text{O}_3$ такая ситуация не реализовывается.

Наиболее интересная ситуация наблюдается в структурах $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Si}$ и $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Al}_2\text{O}_3$, в которых концентрация железа была резко увеличена до 33%. В спектрах КРС структуры $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Si}$ наблюдаются пики на частотах 194 и 248 см^{-1} , свидетельствующие об образовании фазы $\beta\text{-FeSi}_2$, и на частоте $\sim 525 \text{ см}^{-1}$ — фазы кремния (рис. 1, д). При этом никаких других дополнительных пиков обнаружено не было. Таким образом, были подобраны технологические параметры, при которых устойчиво формируются две фазы: $\beta\text{-FeSi}_2$ и кремний.

Примечательно, что в спектрах КРС структуры $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Al}_2\text{O}_3$, сформированной на подложке сапфира, появляется целый комплекс дополнительных пиков на частотах 178, 340, 386 и 441 см^{-1} , свидетельствующих о наличии фазы $\beta\text{-FeSi}_2$. Также наблюдаются слабые по интенсивности пики на частотах 161 и 268 см^{-1} , что свидетельствует об образовании фаз Fe_3Si и FeSi соответственно. При этом пик кремния полностью отсутствует, что позволяет утверждать, что доминирующей фазой в полученной пленке является фаза $\beta\text{-FeSi}_2$.

Дополнительным способом анализа фазового состава в исследованных структурах является регистрация магнитных свойств. В научной литературе существуют данные о магнитных свойствах фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ [13–20]. Однако следует отметить, что представленные результаты часто не согласуются между собой. Так, в работах [13,14] наблюдалась нелинейная магнитопольевая зависимость сопротивления Холла в тонкой пленке $\beta\text{-FeSi}_2$ в области низких температур, что является

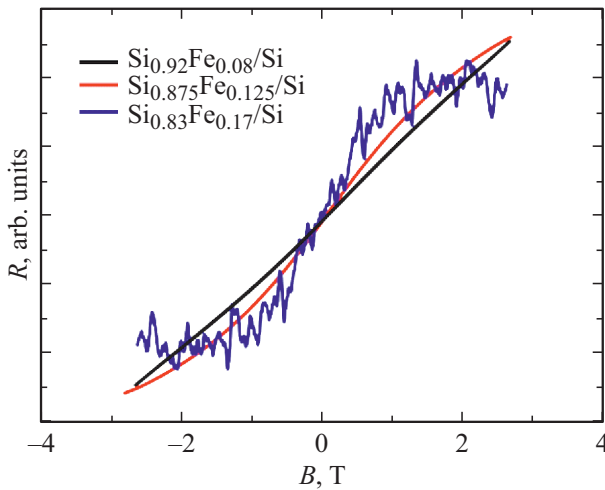


Рис. 2. Экспериментально полученные магнитопольные зависимости сопротивления Холла структур $\text{Si}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{Si}$, $\text{Si}_{0.875}\text{Fe}_{0.125}/\text{Si}$ и $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Si}$. На графике величины сопротивления Холла представлены в относительных единицах для наглядного отображения.

косвенным свидетельством магнетизма. В работе [15] методом электронного парамагнитного резонанса доказывается наличие в фазе $\beta\text{-FeSi}_2$ парамагнитных центров. В работах [16,17] показано, что источником магнетизма может быть переходный слой между фазой $\beta\text{-FeSi}_2$ и кремниевой подложкой. Эта область обогащена железом, что способствует образованию силицидов железа другой фазы, обладающих магнитными свойствами. Таким образом, точно не установлено, является ли фаза $\beta\text{-FeSi}_2$ магнитной. Тем не менее анализ работ [11,18–20] позволяет однозначно утверждать, что при комнатной температуре фаза $\beta\text{-FeSi}_2$ является немагнитной. В то же время другие фазы силицидов железа (FeSi , Fe_3Si и Fe_5Si_3) являются ферромагнетиками при комнатной температуре, как показано в ряде работ, например, [19–21]. Следовательно, ферромагнитные свойства пленок, зарегистрированные при комнатной температуре, являются косвенным свидетельством наличия в них фаз FeSi , Fe_3Si или Fe_5Si_3 .

В настоящей работе методом анализа магнитных свойств являлись измерения аномального эффекта Холла, выполненные при комнатной температуре. Так, на структурах $\text{Si}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{Si}$, $\text{Si}_{0.875}\text{Fe}_{0.125}/\text{Si}$ и $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Si}$ наблюдается аномальный эффект Холла — отклонение от линейного вида магнитопольной зависимости сопротивления Холла (рис. 2). Из графиков видно, что нелинейный вклад усиливается с увеличением концентрации железа в исследуемой структуре. В структуре $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Si}$ наблюдается наибольшее искажение магнитопольной зависимости сопротивления Холла. В то же время на структурах $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Si}$ и $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Al}_2\text{O}_3$ с высоким содержанием фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ (по данным спектроскопии КРС) аномальный эффект Холла не зарегистрирован.

Подчеркнем, что в пленках силицидов железа, сформированных на поверхности кремния, перенос тока может осуществляться по двум каналам: в пленке и в кремниевой подложке. Регистрируемые значения эдс Холла, вообще говоря, являются суперпозицией эдс от двух каналов проводимости, причем нельзя однозначно установить — является ли один из каналов проводимости доминирующим. В то же время наличие аномального эффекта Холла связывается с ферромагнитными свойствами материала, которые для кремниевой подложки отсутствуют. Поэтому факт наличия аномального эффекта Холла можно связать с проявлением магнитных свойств сформированных пленок. Следовательно, наличие магнитных фаз силицидов железа косвенно подтверждается измерениями аномального эффекта Холла для образцов $\text{Si}_{0.92}\text{Fe}_{0.08}/\text{Si}$, $\text{Si}_{0.875}\text{Fe}_{0.125}/\text{Si}$ и $\text{Si}_{0.83}\text{Fe}_{0.17}/\text{Si}$. Отсутствие эффекта для образцов $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Si}$ и $\text{Si}_{0.67}\text{Fe}_{0.33}/\text{Al}_2\text{O}_3$ может свидетельствовать о малой концентрации побочных магнитных фаз FeSi и Fe_3Si в этих пленках (т.е. основной фазой является $\beta\text{-FeSi}_2$). Отметим также, что аномальный эффект Холла не был зарегистрирован ни на одной структуре, сформированной на сапфировой подложке.

6. Заключение

В работе показан способ формирования фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ методом импульсного лазерного осаждения в вакууме. Продемонстрирована возможность управления фазовым составом материала путем выбора состава исходной мишени, а также пластины, на которую производится напыление. Подтверждено образование дополнительных фаз силицида железа на подложке кремния за счет диффузии атомов железа в подложку в процессе роста структуры. Показано наличие магнитных свойств дополнительных фаз. Установлено, что использование в качестве подложек диэлектрических пластин, в которые невозможна диффузия железа в процессе роста пленки, позволяет получить одну основную фазу $\beta\text{-FeSi}_2$ с малым содержанием дополнительных фаз силицида железа. Подобраны технологические условия, при которых возможно формирование единственной фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ также и на кремниевой подложке. Показаны широкие возможности метода импульсного лазерного осаждения как технологии формирования пленок фазы $\beta\text{-FeSi}_2$ как на диэлектрических, так и на полупроводниковых подложках.

Финансирование работы

Работа поддержана грантами РФФИ (20-38-70063, 20-32-90032).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Z. Liu, M. Osamura, T. Ootsuka, R. Kuroda, Y. Fukuzawa, N. Otagawa, Y. Nakayama, Y. Makita, H. Tanou. *J. Cryst. Growth*, **307**, 82 (2007).
- [2] Q. Wan, T.H. Wang, C.L. Lin. *Appl. Phys. Lett.*, **82** (19), 3224 (2003).
- [3] Y.P. Han, X.J. Wang, Q.R. Hou, Q.W. Wang, J.X. Wang. *Mod. Phys. Lett. B*, **26** (15), 125009 (2012).
- [4] Z.G. Chen, G. Hana, L. Yanga, L. Cheng, J. Zou. *Progr. Natural Sci.: Mater. Intern.*, **22** (6), 535 (2012).
- [5] G. Behr, J. Werner, G. Weise, A. Heinrich, A. Burkov, C. Gladun. *Phys. Status Solidi A*, **160**, 549 (1997).
- [6] Р.И. Баталов, Р.М. Баязитов, Е.И. Торуков, В.Х. Кудоярова, Г. Веисер. *ФТП*, **35** (11), 1320 (2001).
- [7] Z. Liu, Y. Suzuki, M. Osamura, T. Ootsuka, T. Mise, R. Kuroda, H. Tanoue, Y. Nakayama. *J. Appl. Phys.*, **95**, 4019 (2004).
- [8] H.M. Manasevit, W.I. Simpson. *J. Appl. Phys.*, **35**, 1349 (1964).
- [9] O. Kubaschewski. *Iron-Binary Phase Diagrams* (Springer, Berlin, 1982).
- [10] W.K. Chu, S.S. Lau, J.W. Mayer, H. Muller, K.N. Tu. *Thin Sol. Films*, **25**, 393 (1975).
- [11] Q. Han, Z. Liu, Y. Xu, H. Zhang. *J. Cryst. Growth*, **307**, 82 (2007).
- [12] S. Thabethe, E. Liganiso, D. Motaung, M.G. Mashapa, S. Nkosi, C.J. Arendse, B.W. Mwakikung. *J. Luminesc.*, **143**, 113 (2013).
- [13] E. Arushanov, Ch. Kloc, H. Hohl, E. Bucher. *J. Appl. Phys.*, **75**, 5106 (1994).
- [14] S. Brehme, G. Behr, A. Heinrich. *J. Appl. Phys.*, **89**, 3798 (2001).
- [15] K. Irmscher, W. Gehlhoff, Y. Tomm, H. Lange, V. Alex. *Phys. Rev. B*, **55**, 4417 (1997).
- [16] P. Bertoncini, P. Wetzell, D. Berling, A. Mehdaoui, B. Loegel, G. Gewinner, R. Poinsot, V. Pierron-Bohnes. *JMMM*, **237**, 181 (2001).
- [17] R. Klaesges, C. Carbone, W. Eberhardt, C. Pampuch, O. Rader, T. Kachel, M. Gudat. *Phys. Rev. B*, **56**, 10801 (1997).
- [18] R. Skomski, P. Kumar, B. Balamurugan, B. Das, P. Manchan-da, P. Raghani, A. Kashyap, D.J. Sellmyer. *JMMM*, **460**, 438 (2018).
- [19] N.E. Sluchanko, V.V. Glushkov, S.V. Demishev, A.A. Menovsky, L. Weckhuysen, V.V. Moshchalkov. *Phys. Rev. B*, **65**, 064404 (2002).
- [20] H.J. Williams, J.H. Wernick, R.C. Sherwood, G.K. Wertheim. *J. Appl. Phys.*, **37** (3), 1256 (1966).
- [21] B. Schuller, R. Carius, S. Manti. *J. Appl. Phys.*, **94** (1), 207 (2003).
- [22] Y. Terai, H. Yamaguchi, H. Tsukamoto, N. Murakoso, H. Hoshida. *AIP Adv.*, **8**, 105028 (2018).
- [23] Y. Maeda, K. Umezawa, Y. Hayashi, K. Miyake. *Thin Sol. Films*, **381**, 219 (2001).
- [24] Y. Terai, H. Yamaguchi, H. Tsukamoto, T. Hattori, T. Higashi. *JAP Conf. Proc.*, **3**, 011109 (2015).

Редактор А.Н. Смирнов

Method of forming β -FeSi₂ phase films by pulsed laser deposition in vacuum

Yu.M. Kuznetsov^{1,2}, M.V. Dorokhin², A.V. Nezhdanov¹, D.A. Zdoroveyshchev^{1,2}, V.P. Lesnikov², A.I. Mashin¹

¹ Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603022 Nizhny Novgorod, Russia

² Scientific Research Institute of Physics and Technology of Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603022 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract The paper considers a new method for the formation of the β -FeSi₂ phase on silicon and sapphire substrates by pulsed laser deposition in vacuum. A series of structures with varying iron concentration in the sputtered target was prepared. The phase composition of the films is analyzed from the identification of peaks in the Raman spectra. The study of the magnetic properties of the samples was carried out by recording the magnetic field dependence of the Hall resistance. The formation of additional magnetic phases Fe₃Si and FeSi is shown under growth conditions that provide an increased incorporation of Fe atoms into the formed layer. The analysis of the phase composition of films formed on silicon and sapphire substrates with the same technological growth parameters is carried out.