

СТРУКТУРА, ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И ПРИРОДА ФЕРРОМАГНЕТИЗМА ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ В КРЕМНИИ, ИМПЛАНТИРОВАННОМ МАРГАНЦЕМ

А. Ф. Орлов^{a,}, А. Б. Грановский^b, Л. А. Балагуров^a, И. В. Кулеманов^a,
Ю. Н. Пархоменко^a, Н. С. Перов^b, Е. А. Ганьшина^b, В. Т. Бублик^c,
К. Д. Щербачев^c, А. В. Картавых^d, В. И. Вдовин^d, А. Сапелкин^e,
Ю. А. Агафонов^f, В. И. Зиненко^f, А. Рогалев^g, А. Сметова^g*

^a *Государственный научно-исследовательский институт редкометаллической промышленности
119017, Москва, Россия*

^b *Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, 119992, Москва, Россия*

^c *Московский институт стали и сплавов, 119049, Москва, Россия*

^d *Институт химических проблем микроэлектроники, 119017, Москва, Россия*

^e *Queen Mary University of London, E1 4NS, London, UK*

^f *Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов
142432, Черноголовка, Московская обл., Россия*

^g *European Synchrotron Radiation Facility, 38043, Grenoble Cedex 9, France*

Поступила в редакцию 13 апреля 2009 г.

Представлены результаты исследования структуры, электрических и магнитных характеристик имплантированного марганцем кремния, проявляющего ферромагнитное упорядочение при комнатной температуре. В качестве исходных материалов для имплантации ионов марганца с дозой до $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ использовались пластины монокристаллического кремния *n*- и *p*-типа с высоким и низким электросопротивлением. После имплантации и последующего вакуумного отжига материалы исследовались различными методами. Установлено, что примесь марганца проявляет электроактивность и входит в кристаллическую решетку кремния в положениях внедрения только в количестве нескольких процентов от общего содержания марганца. Основная часть марганца находится в наноразмерных включениях $\text{Mn}_{15}\text{Si}_{26}$ в матрице кремния. Обнаружено отсутствие регулярной зависимости намагниченности от удельного электросопротивления, типа проводимости кремния и типа имплантируемой примеси. Намагниченность материала слабо возрастает в результате кратковременного постимплантационного вакуумного отжига и полностью исчезает после длительного отжига при 1000°C в течение 5 ч. Обнаружено, что примесь марганца в кремнии не несет какого-либо значимого магнитного момента при комнатной температуре. Полученные результаты указывают, что источником ферромагнетизма кремния при комнатной температуре является не примесь марганца, а скорее дефекты кристаллической решетки кремния, возникшие в процессе имплантации.

PACS: 61.72.uf, 72.80.Cw, 75.50.Pp

1. ВВЕДЕНИЕ

Разбавленные магнитные полупроводники привлекают повышенное внимание в связи с потенци-

альной возможностью их применения в приборах полупроводниковой спиновой электроники [1]. После предсказания возможности ферромагнитного упорядочения при комнатной температуре в разбавленных магнитных полупроводниках в лабораториях

*E-mail: rmdp@girmet.ru

промышленно развитых стран проводятся интенсивные исследования этих материалов. В качестве наиболее подходящих кандидатов для использования в полупроводниковой спиновой электронике рассматриваются широкозонные полупроводниковые оксиды и соединения типа $A^{III}B^V$, допированные соответственно переходными металлами и марганцем. Очень многообещающим представляется также возможное использование в этих целях полупроводникового ферромагнитного кремния в связи с его совместимостью со стандартными полупроводниковыми технологиями. На возможность ферромагнитного упорядочения при температурах выше комнатной в допированных марганцем полупроводниках IV группы было указано в работах [2, 3].

Экспериментально ферромагнетизм при комнатной температуре впервые наблюдался в осажденных в вакууме пленках кремния допированных марганцем [4] и в имплантированных марганцем пластинах кремния [5]. В работах [4] и [5] наблюдались величины намагниченности насыщения при 300 К, равные соответственно 1.3 и 0.3 Гс·см³/г. Авторы работы [5] наблюдали также влияние на величину намагниченности постимплантационного отжига и типа проводимости материала. Последнее указывало на обменное взаимодействие через носители заряда в полупроводнике как на механизм ферромагнитного упорядочения. Слабая намагниченность при комнатной температуре в имплантированном марганцем кремнии наблюдалась также в работах [6–8]. Авторы работы [9] наблюдали ферромагнетизм при комнатной температуре в пленках Si:Mn с содержанием марганца до 35 %, полученных методом лазерной абляции. Однако другими авторами ферромагнитное упорядочение в имплантированном марганцем кремнии наблюдалось только при крайне низких температурах (менее 20 К) [10, 11], и в работах [11, 12] это связывалось с присутствием включений ферромагнитных силицидов Mn_xSi_y в материале. Наконец, авторы работы [13] получили пленки кремния допированного марганцем с высокой концентрацией методом радиочастотного магнетронного распыления и последующего кратковременного отжига при 1300 °С в атмосфере аргона с быстрым охлаждением. Полученные таким методом пленки состояли из кремниевой матрицы с внедренным в кристаллическую решетку марганцем в количестве до 2.3 ат. % и включений фазы Mn_4Si_7 . Температурная зависимость намагниченности такого материала указала на существование в нем двух ферромагнитных фаз с температурами Кюри вблизи 50 и 250 К, что может быть приписано соответственно фазе Mn_4Si_7 и

допированному марганцем кремнию.

Механизм ферромагнитного упорядочения при комнатной температуре в допированном кремнии все еще далек от понимания. Нет общего мнения о природе магнитных моментов в таких материалах и механизме сильного взаимодействия этих магнитных моментов, которое обеспечивает дальнедействующее ферромагнитное упорядочение при комнатной температуре. Опубликованные экспериментальные данные весьма противоречивы, даже для образцов, полученных в подобных условиях, и фрагментарны. Кроме того, ряд авторов высказывает сомнения в том, что ферромагнетизм в кремнии при комнатной температуре является собственным и не связан с присутствием паразитных ферромагнитных фаз. В настоящей статье мы представили результаты широкого исследования структуры, электрических и магнитных свойств имплантированного кремния и попытались определить природу ферромагнетизма при комнатной температуре в этом материале.

2. ПРИГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходных материалов использовались стандартные кремниевые пластины, выращенные методом Чохральского, *n*-типа с удельным электрическим сопротивлением 0.01 Ом·см (допированные сурьмой) и 4.5 Ом·см (допированные фосфором) и *p*-типа, допированные бором, с удельным сопротивлением 0.005 и 10 Ом·см. Пластины имплантировались ионами $^{55}Mn^+$ с энергией 195 кэВ с дозами от $1 \cdot 10^{15}$ до $5 \cdot 10^{16}$ см⁻² при температуре 350 °С. Для сравнения была выполнена также имплантация некоторых пластин ионами $^{59}Co^+$ при тех же условиях и дозе имплантации $1 \cdot 10^{16}$ см⁻². После имплантации часть полученных образцов отжигалась в вакууме $3 \cdot 10^{-6}$ Торр при температуре 850 °С в течение 5 мин. Магнитные и магнитооптические свойства этих материалов частично были опубликованы ранее [14].

Измерения профилей концентрации примесей в имплантированных слоях проводились методом масс-спектрометрии вторичных ионов на установке IMS-4F, а профили распределения электрического сопротивления определялись методом сопротивления растекания на установке ASR-100C. Структурные исследования выполнялись методами рентгеновской дифракции на дифрактометре D8 Discover, просвечивающей электронной микроскопии и электронографии на микроскопе JEOL 200CX, а также методом поглощения рентгеновского излучения на

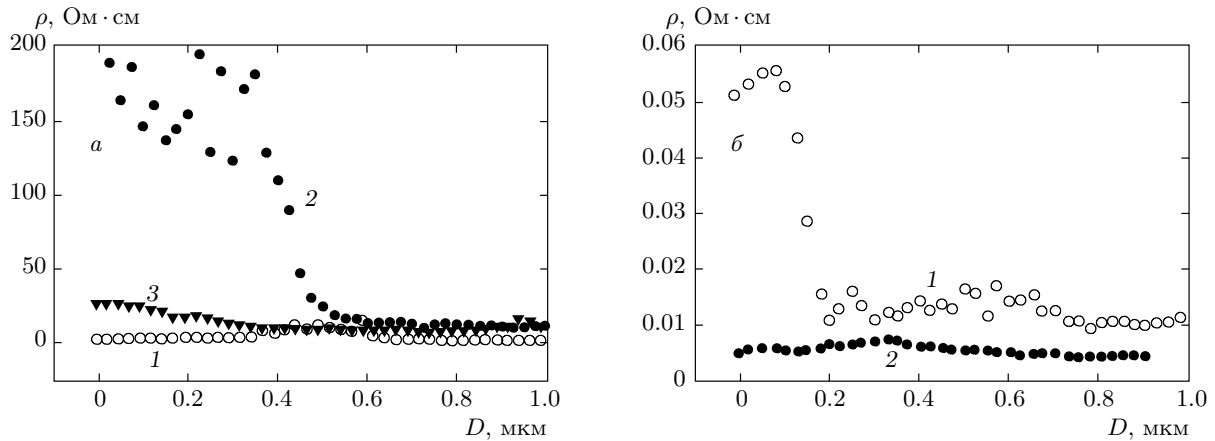


Рис. 1. Профили удельного электросопротивления в слоях имплантированного кремния: *a* — высокоомный кремний *n*-типа (1) и *p*-типа (2), имплантированный марганцем с дозой $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ и отожженный, а также свежеимплантированный кремний *p*-типа (3); *b* — низкоомный кремний *n*-типа (1) и *p*-типа (2), имплантированный марганцем с дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ и отожженный (D — расстояние от поверхности образца)

атомах примеси. Спектроскопия края рентгеновского поглощения и исследование тонкой структуры спектров поглощения проводились на поляризованном рентгеновском источнике синхротронной станции 7.1 в лаборатории Daresbury (Worrington, UK). Исследования рентгеновского магнитного кругового дихроизма, а также края рентгеновского поглощения проводились и на источнике ID12 European Synchrotron Radiation Facility (Grenoble, France). Измерения магнитных характеристик выполнялись при комнатной температуре на вибрационном магнетометре LakeShore 7400.

3. ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИМПЛАНТИРОВАННЫХ СЛОЕВ

Исследования распределения удельного электрического сопротивления ρ в имплантированных марганцем слоях кремния подробно описаны в работе [15]. Здесь мы отметим только основные результаты этих исследований. На рис. 1 представлены профили распределения удельного сопротивления в имплантированных слоях кремния обоих типов проводимости с низким или высоким исходным уровнем удельного сопротивления после вакуумного отжига при температуре 850°C в течение 5 мин. Определенный методом масс-спектрометрии вторичных ионов максимум распределения концентрации марганца в слоях находится на глубине 0.18 μm от поверхности, что согласуется с теоретической кривой распределения в кремнии имплантированного

марганца при энергии ионов 195 кэВ. Как видно из рис. 1, примесь марганца проявляет хорошо известное амфотерное поведение и в области имплантации наблюдается компенсация ионами марганца акцепторов в кремнии *p*-типа с высоким исходным уровнем электросопротивления и доноров в кремнии *n*-типа с низким уровнем сопротивления. Заметная компенсация возникает не сразу после имплантации, а только в результате последующего отжига. По величине компенсации было определено положение возникающих энергетических уровней и установлено, что они соответствуют двум известным состояниям марганца в положениях внедрения в кристаллической решетке кремния, а именно $(\text{Mn}_i)^{+}/^{++}$ и $(\text{Mn}_i)^{-}/^0$. На глубине прекращения компенсации в имплантированных слоях с использованием результатов масс-спектрометрии вторичных ионов были сравнены концентрации марганца и основной легирующей примеси в кремнии. Такое сравнение показало, что только малая часть полного содержания марганца в слое (единицы процентов) входит в кристаллическую решетку кремния и проявляет электрическую активность после имплантации и отжига. Поэтому возникает вопрос о состоянии основной части марганца, имплантированного в кремний.

4. СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

С целью определения ближнего и дальнего порядка кристаллической структуры имплантированного марганцем кремния были проведены исследо-

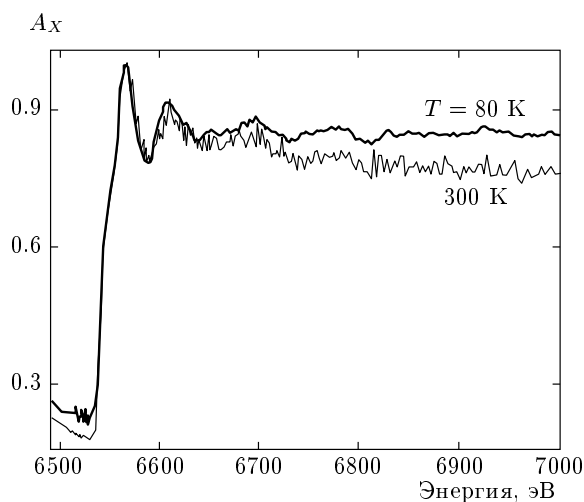


Рис. 2. Спектры рентгеновского поглощения на атомах Mn в образце кремния, имплантированного марганцем с дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$

вания с использованием методов рентгеновской дифракции, просвечивающей микроскопии и поглощения рентгеновского излучения на атомах примеси. Спектры рентгеновского поглощения на атомах Mn в имплантированном марганцем образце кремния, измеренные при комнатной температуре и 80 К, показаны на рис. 2. Согласно работе [12], характер кривых на рис. 2 соответствует силицидам типа Mn_xSi_y . Магнитуда фурье-преобразования k^3 -нормированной тонкой структуры спектра поглощения выше K -края поглощения марганца при 80 К, а также теоретические кривые представлены на рис. 3. В спектре наблюдаются две ближайшие координационные сферы вокруг атомов Mn. Первая из них определенно состоит из более чем четырех атомов Si. Следовательно, в материале отсутствуют кластеры Mn, что согласуется с результатами работы [12]. Указанный состав первой координационной сферы может предполагать вхождение марганца в кристаллическую решетку кремния, но вторая координационная сфера состоит скорее из атомов Mn, чем из атомов Si. Такое строение ближайших координационных сфер вокруг атомов Mn согласуется с присутствием в материале кластеров типа MnSi, например, со структурой B20.

Простой анализ спектров, представленных на рис. 2, не учитывающий множественное рассеяние, дает следующие результаты для модели ближайших координационных сфер вокруг атомов Mn:

$$R(\text{Mn-Si}) = 2.37(1) \text{ \AA}, \quad N(\text{Si}) = 7(1),$$

$$A(\text{Si}) = 0.017(4) \text{ \AA}^2,$$

$$R(\text{Mn-Mn}) = 2.95(1) \text{ \AA}, \quad N(\text{Mn}) = 2.5(9),$$

$$A(\text{Mn}) = 0.005(5) \text{ \AA}^2,$$

где R — длина связи, N — число атомов в координационной сфере, A — фактор Дебая–Валлера. Сопоставление расчетной и экспериментальной кривых представлено на рис. 3б. Большее разупорядочение в первой координационной сфере отражает тот факт, что межатомные расстояния в этой сфере различаются, что согласуется со строением структуры типа B20 силицида MnSi. Однако предложенная модель описывает экспериментальные результаты недостаточно точно. В силициде MnSi со структурой B20 межатомные расстояния для первой координационной сферы (в диапазоне от 2.31 до 2.54 Å) согласуются со значением, рассчитанным из экспериментального спектра, тогда как для второй координационной сферы межатомное расстояние 2.796 Å не согласуется с экспериментальной величиной 2.95 Å. Представленные результаты указывают на отсутствие кластеров Mn в имплантированном кремнии, но предполагают наличие в матрице Si включений силицидов типа Mn_xSi_y .

Исследование имплантированных марганцем образцов кремния методами просвечивающей микроскопии и электронной дифракции показало, что в отожженных после имплантации образцах наблюдаются картины дифракции прошедших электронов с экстрарефлексами, дополнительными по сравнению с отражениями от матрицы Si (обозначенными кристаллографическими индексами) и указывающими на наличие выделений второй фазы в имплантированных слоях (рис. 4). Эти экстрарефлексы образуют сетку с гексагональной симметрией, развернутую на 30° относительно сетки основных рефлексов кремния. Темнопольные изображения, полученные в экстрарефлексах, содержали яркие пятна контраста округлой формы, соответствующие выделениям второй фазы размером менее 20 нм. Расчет межплоскостных расстояний для таких выделений дал значение $d = 3.266(2) \text{ \AA}$, что наиболее близко подходит к табличному значению для объемно-центрированной тетрагональной фазы $\text{Mn}_{15}\text{Si}_{26}$.

Выполненные исследования рентгеновской дифракции образцов имплантированного кремния также указывают на присутствие в материале тетрагональной фазы $\text{Mn}_{15}\text{Si}_{26}$ (или близких тетрагональных фаз Mn_4Si_7 и $\text{Mn}_{27}\text{Si}_{47}$ с тем же соотношением $\text{Si}:\text{Mn} = 1.74(1)$). Как показано выше, эта фаза проявляет себя также в электронной дифракции; фаза

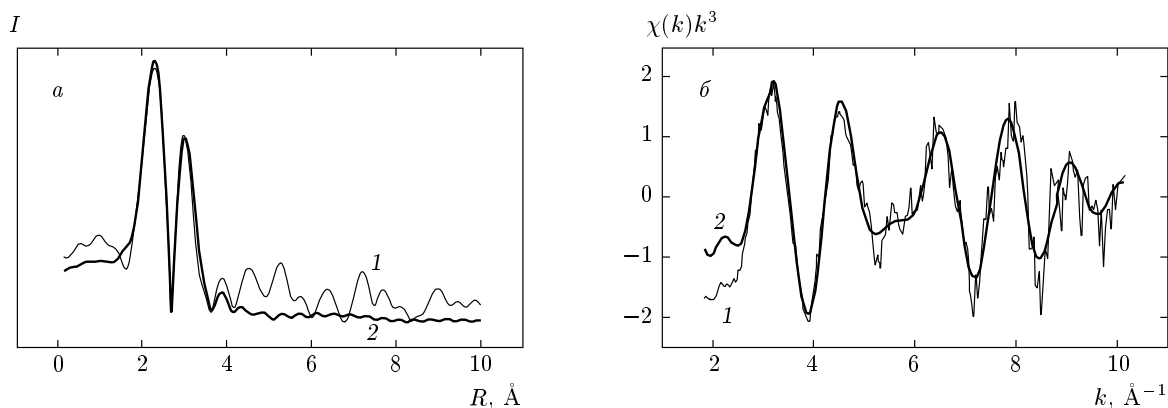


Рис. 3. *a*) Фурье-образ спектра из рис. 2 при 80 К (1) и теоретическая кривая (2); *б*) — сравнение k^3 -нормированных экспериментальной (1) и теоретической (2) кривых (χ — нормированная осциллирующая часть коэффициента поглощения)

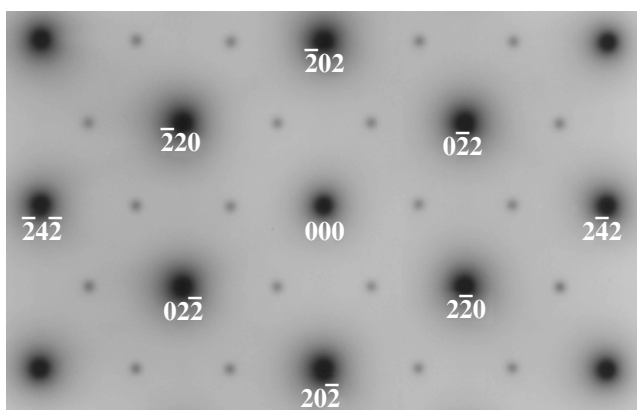


Рис. 4. Картина дифракции прошедших электронов (инверсное изображение) для образца Si(111), имплантированного марганцем с дозой $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ и отожженного

состава $\text{MnSi}_{1.7}$ наблюдалась ранее в работе [11]. Линии чистого марганца на дифрактограмме не наблюдались.

Таким образом, выполненные структурные исследования позволяют считать, что примесь марганца в имплантированном кремнии в основном сосредоточена в наноразмерных включениях объемно-центрированной тетрагональной фазы силицида типа $\text{Mn}_{15}\text{Si}_{26}$. Результаты исследования слоев Si, имплантированных марганцем, методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифракции подробно изложены в работе [16].

5. ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Ранее мы обнаружили методом СКВИД, что ферромагнитное упорядочение в имплантированном марганцем кремнии сохраняется до температуры 400 К, и наблюдали магнитооптическое фарадеевское вращение в этом материале при комнатной температуре [14]. Было также установлено, что наблюдаемые эффекты полностью исчезали после шлифовки имплантированного слоя. В настоящей работе магнитные характеристики измерялись методом вибрационной магнитометрии при комнатной температуре для имплантированного марганцем кремния с указанным выше полным набором исходных характеристик. Измерения выполнялись как непосредственно после имплантации с низкими и высокими дозами, так и после дополнительных вакуумных отжига. Для сравнения определялась также намагниченность кремния, имплантированного ионами кобальта. Чувствительность использованного магнетометра составляла $1 \cdot 10^{-6} \text{ Гс} \cdot \text{см}^3$. После измерений из полного сигнала вычитался сигнал держателя и результирующие кривые аппроксимировались функцией Ланжевена.

Примеры кривых магнитного гистерезиса для свежеимплантированных и отожженных образцов Si:Mn показаны на рис. 5. Установлено, что кратковременный вакуумный отжиг при 850°C в течение 5 мин всегда уменьшает коэрцитивную силу материала, в то время как существенного изменения намагниченности насыщения M_s не наблюдалось. Уменьшение коэрцитивной силы может быть связано с рекристаллизацией частично аморфизированного при имплантации материала. Величина коэрци-

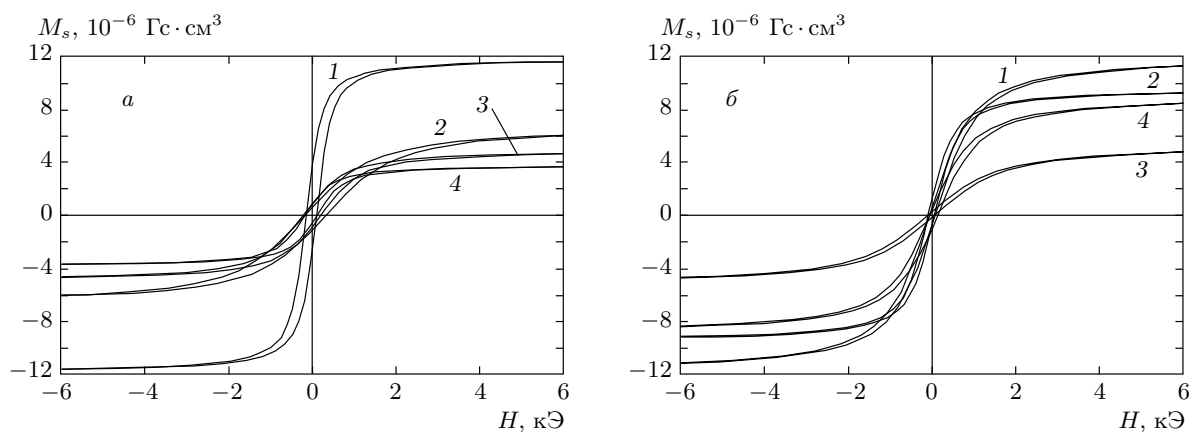


Рис. 5. Петли магнитного гистерезиса образцов кремния с различным исходным удельным электросопротивлением ρ непосредственно после имплантации марганца с дозой $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (а) и после вакуумного отжига при $850 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 5 мин (б): 1 — *n*-тип, $\rho = 0.01 \text{ Ом} \cdot \text{см}$; 2 — *p*-тип, $\rho = 10 \text{ Ом} \cdot \text{см}$; 3 — *p*-тип, $\rho = 0.005 \text{ Ом} \cdot \text{см}$; 4 — *n*-тип, $\rho = 4.5 \text{ Ом} \cdot \text{см}$

Таблица 1. Зависимость удельной намагниченности насыщения от исходных параметров кремния и дозы имплантации

Доза, см^{-2}	Si <i>p</i> -типа		Si <i>n</i> -типа	
	$\rho, \text{Ом} \cdot \text{см}$		$\rho, \text{Ом} \cdot \text{см}$	
	10	0.005	4.5	0.01
	$M_s, \text{Гс}$			
$1 \cdot 10^{15} \text{ (Mn)}$	0.3	—	0.2	0
$5 \cdot 10^{15} \text{ (Mn)}$	0.5	0.1	0.4	0.3
$5 \cdot 10^{15} \text{ (Co)}$	0.5	0.1	0.2	0.4
$1 \cdot 10^{16} \text{ (Mn)}$	0.2	0.7	—	0.2
$5 \cdot 10^{16} \text{ (Mn)}$	0.6	0.5	0.4	1.2

тивной силы составляет 30–150 Э, что хорошо совпадает с результатами, сообщенными в работе [7], и меньше значений, приведенных в работе [5]. Характеристики формы петли гистерезиса согласуются с литературными данными. Следует отметить, что намагниченность материала почти насыщается при 2–5 кЭ, что указывает на малый вклад возможных суперпарамагнитных кластеров или фаз. Мы определяли значения M_s в поле 6 кЭ. Результаты выполненных измерений приведены в табл. 1 и 2.

Представленные в табл. 1 данные показывают отсутствие какой-либо регулярной зависимости величины удельной намагниченности насыщения материала от типа проводимости и удельного электросопротивления кремния (концентрации носителей за-

ряда), а также от типа имплантированной примеси (Mn или Co). Таким образом, исходные параметры кремния и тип имплантируемой примеси не влияют на результирующую намагниченность материала. Вместе с тем, намагниченность материала слегка возрастает с увеличением дозы имплантации: средняя намагниченность насыщения увеличилась в 3 раза при возрастании дозы имплантации в 50 раз.

Влияние постимплантационного вакуумного отжига на намагниченность материала отражено в табл. 2. Как показывают данные, приведенные в табл. 2, кратковременный вакуумный отжиг только в незначительной степени увеличивает среднее значение удельной намагниченности имплантированного марганцем кремния. Это согласуется с результатами работы [12], но противоречит результатам, приведенным в работе [5], хотя следует отметить, что в последней работе отжиг выполнялся в атмосфере азота. После вакуумного отжига при температуре $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 5 ч намагниченность материала полностью исчезает.

Приведенные выше результаты можно сравнить с намагниченностью кремния, имплантированного примесями аргона или криптона [17]. Например, в кремнии, имплантированном марганцем с дозой $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, мы наблюдали коэрцитивную силу 110 Э и удельную намагниченность 1 Гс в магнитном поле 1 кЭ, тогда как при имплантации кремния аргоном с дозой $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ коэрцитивная сила составляла 100 Э и удельная намагниченность 1.2 Гс в поле 800 Э [17]. Подобные параметры намагниченности также наблюдались в работе [18] после имплантации кремния тепловыми нейтронами с дозой

Таблица 2. Влияние постимплантационного вакуумного отжига на удельную намагниченность насыщения кремния, имплантированного марганцем

Параметры отжига	Тип проводимости Si	ρ , Ом·см	Доза, см ⁻²	M_s , Гс	
				После имплантации	После отжига
850 °С, 5 мин	n	4.5	$5 \cdot 10^{15}$ (Mn)	0.4	0.4
	n	4.5	$5 \cdot 10^{16}$ (Mn)	0.4	0.8
	n	0.01	$5 \cdot 10^{16}$ (Mn)	1.2	1.1
	p	10	$5 \cdot 10^{16}$ (Mn)	0.6	0.9
	p	0.005	$5 \cdot 10^{16}$ (Mn)	0.5	0.5
1000 °С, 5 ч	n	4.5	$5 \cdot 10^{16}$ (Mn)	0.8	0
	p	0.005	$5 \cdot 10^{16}$ (Mn)	0.5	0

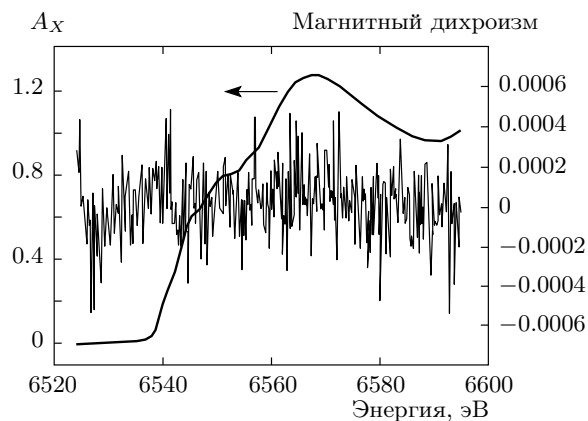


Рис. 6. Спектры рентгеновского поглощения на атомах Mn и рентгеновского магнитного кругового дихроизма вблизи K -края поглощения марганца в образце кремния, имплантированного марганцем с дозой $2 \cdot 10^{16}$ см⁻² и отожженного

$4 \cdot 10^{16}$ см⁻². Такое сравнение показывает, что зависимость намагниченности имплантированного кремния от типа имплантируемой примеси также отсутствует. Наконец, с использованием синхротронного источника мы провели при комнатной температуре измерения величины рентгеновского магнитного кругового дихроизма вблизи K -края поглощения на атомах Mn для того, чтобы определить сигнал магнитного кругового дихроизма на атомах Mn. Из рис. 6 видно, что какой-либо выходящий за пределы фона сигнал кругового дихроизма в указанном регионе отсутствует, что указывает на отсутствие упо-

ряженного магнитного момента на ионах марганца в кремнии при комнатной температуре.

6. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Результаты работы [13] ясно показывают, что ферромагнетизм при комнатной температуре в имплантированном марганцем кремнии не может быть вызван ни нанокластерами силицидов марганца, ни ионами марганца, инкорпорированными в кристаллическую решетку кремния. Наши результаты также не согласуются со стандартной моделью ферромагнитного упорядочения за счет косвенного обмена магнитных ионов через носители заряда в рассматриваемом материале, когда ионы марганца должны обладать магнитным моментом и обменное взаимодействие происходит с участием носителей заряда (дырок). Другим объяснением возникновения ферромагнитного упорядочения при комнатной температуре может быть ферромагнетизм зонного типа при изменении зонной структуры в допированном марганцем кремнии за счет перекрытия d -состояний марганца и s - d -гибридизации. Однако такой механизм может быть существенным только при много большей объемной доле Mn в материале (более 20%). Согласно работе [18], ферромагнетизм в кремнии, который не содержит никаких ферромагнитных примесей, может быть вызван структурными дефектами с неспаренными электронами. Хорошо известно, что структурные дефекты в кристаллах, содержащие оборванные или ненасыщенные связи, могут рассматриваться как состояния с неспаренны-

ми электронами и, следовательно, такие состояния могут создавать магнитный момент. Возможно, такой механизм возникновения магнитного момента в исходно немагнитных системах типичен не только для полупроводников на основе кремния, но и для других полупроводников и оксидов (см., например, работы [19–21]), так же как и для многих аллотропических форм углерода. Единственной проблемой является объяснение сильного ферромагнитного обмена между такими состояниями. Нельзя исключить, что это может быть взаимодействие зинеровского типа между носителями и магнитными моментами оборванных связей. Для ответа на этот сложный вопрос необходимы дальнейшие экспериментальные и теоретические исследования.

7. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что только малая часть имплантированной в кремний примеси марганца входит в кристаллическую решетку кремния и обнаруживает электроактивность. Прямые структурные исследования ближнего и дальнего порядка в имплантированном кремнии показывают, что основная часть марганца в кремнии концентрируется в нанокластерах интерметаллической тетрагональной фазы $Mn_{15}Si_{26}$. Кратковременный постимплантационный отжиг в вакууме при температуре $850^\circ C$ резко меняет структурные и электрические свойства имплантированного слоя, но слабо влияет на намагниченность материала. Магнитные измерения показали отсутствие регулярной зависимости намагниченности имплантированного кремния от его исходных резистивности и типа проводимости, а также от типа имплантируемой примеси. Ферромагнетизм в имплантированном кремнии полностью исчезает после вакуумного отжига при $1000^\circ C$ в течение 5 ч. Измерения магнитного кругового дихроизма показали, что марганец в имплантированном кремнии не несет какого-либо магнитного момента при комнатной температуре. Мы полагаем, что в сумме полученные результаты позволяют заключить, что причиной наблюдаемого в имплантированном кремнии ферромагнетизма при комнатной температуре (по крайней мере, при небольших содержаниях примеси) являются структурные дефекты в кремнии, возникающие в процессе имплантации. Этот вывод следует как непосредственно из наших данных, так и из сравнения их с результатами других исследований по намагниченности кремния, имплантированного немагнитными ионами, либо подвергнутого нейтронному облучению.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 07-02-00327).

ЛИТЕРАТУРА

1. H. Ohno, *Science* **281**, 951 (1998).
2. T. Dietl, H. Ohno, F. Matsukura et al., *Science* **287**, 1019 (2000).
3. A. Stroppa, S. Picozzi, A. Continenza, and A. J. Freeman, *Phys. Rev. B* **68**, 155203 (2003).
4. F. M. Zhang, X. C. Liu, J. Gao et al., *Appl. Phys. Lett.* **85**, 786 (2004).
5. M. Bolduc, C. Awo-Affouda, A. Stollenwerk et al., *Phys. Rev. B* **71**, 033302 (2005).
6. P. R. Bandaru, J. Park, J. S. Lee et al., *Appl. Phys. Lett.* **89**, 112502 (2006).
7. I. T. Yoon, C. J. Park, and T. W. Kang, *J. Magn. Magn. Mat.* **311**, 693 (2007).
8. Е. С. Демидов, Ю. А. Данилов, В. В. Подольский и др., *Письма в ЖЭТФ* **83**, 664 (2006).
9. E. S. Demidov, B. A. Aronzon, S. N. Gusev et al., *J. Magn. Magn. Mat.* **321**, 690 (2009).
10. A. Misiuk, J. Bak-Misiuk, B. Surma et al., *J. Alloys Comp.* **423**, 201 (2006).
11. Shengqiang Zhou, K. Potzger, Gufei Zhang et al., *Phys. Rev. B* **73**, 085203 (2007).
12. A. Wolska, K. Lawniczak-Jablonska, M. Klepka et al., *Phys. Rev. B* **75**, 113201 (2007).
13. X. C. Liu, Z. H. Lu, Z. L. Lu et al., *J. Appl. Phys.* **100**, 073903 (2006).
14. А. Б. Грановский, Ю. П. Сухоруков, А. Ф. Орлов и др., *Письма в ЖЭТФ* **85**, 335 (2007).
15. А. Ф. Орлов, Л. А. Балагуров, И. В. Кулеманов и др., *ФТП* **43**, № 12 (2009).
16. А. Ф. Орлов, В. Т. Бублик, В. И. Вдовин и др., *Кристаллография* **54**, 596 (2009).
17. T. Dubroca, J. Hack, and R. E. Hummel, *Appl. Phys. Lett.* **88**, 182504 (2006).
18. С. В. Адашкевич, Н. М. Лапчук, В. Ф. Стельмах и др., *Письма в ЖЭТФ* **84**, 547 (2007).
19. P. Dev, Yu Xue, and P. Zhang, *Phys. Rev. Lett.* **100**, 117204 (2008).
20. Q. Xu, H. Schmidt, S. Zhou et al., *Appl. Phys. Lett.* **92**, 082508 (2008).
21. K. Potzger, S. Zhou, J. Grenzer et al., *Appl. Phys. Lett.* **92**, 182504 (2008).