Письма в ЖЭТФ, том 109, вып. 4, с. 258 – 264 © 2019 г. 25 февраля

Электронный парамагнитный резонанс в Ge/Si гетероструктурах с квантовыми точками, легированными марганцем

А. Ф. Зиновьева[a 1)], *В. А. Зиновьев*[a], *Н. П. Степина*[a], *А. В. Кацюба*[a], *А. В. Двуреченский*[a,b], *А. К. Гутаковский*[a], *Л. В. Кулик*[b,c], *А. С. Богомяков*[d], *С. Б. Эренбург*[e], *С. В. Трубина*[e], *М. Фёльсков*[f 2)]

[a]*Институт физики полупроводников Сибирского отделения РАН, 630090 Новосибирск, Россия*

[b]*Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия*

[c]*Институт химической кинетики и горения Сибирского отделения РАН, 630090 Новосибирск, Россия*

[d]*Международный томографический центр Сибирского отделения РАН, 630090 Новосибирск, Россия*

[e]*Институт неорганической химии Сибирского отделения РАН, 630090 Новосибирск, Россия*

[f]*Institute of Ion Beam Physics and Materials Research, 01328 Helmholtz-Zentrum Dresden-Rossendorf, Germany*

Поступила в редакцию 15 ноября 2018 г.
После переработки 14 декабря 2018 г.
Принята к публикации 18 декабря 2018 г.

Структуры с Ge/Si квантовыми точками, легированными Mn, были исследованы методом электронного парамагнитного резонанса для нахождения оптимальных условий для формирования магнитной фазы внутри квантовых точек. Были исследованы две серии образцов: 1) серия A с квантовыми точками, выращенными при 450°C и варьируемой концентрации Mn, 2) серия B с квантовыми точками, выращенными при различных температурах и одной и той же концентрации Mn $x = 0.02$. Обнаружено, что присутствие Mn приводит к существенным изменениям спектров ЭПР от электронов, локализованных на квантовых точках. Эти изменения связаны с (i) уменьшением деформации из-за Ge-Si перемешивания, (ii) увеличением характерного размера квантовых точек и изменением их формы, (iii) появлением дополнительного магнитного поля, связанного с атомами Mn в квантовых точках. Полученные данные позволяют разобраться в причинах невоспроизводимости имеющихся в литературе результатов по созданию магнитных $Ge_{1-x}Mn_x$ квантовых точек.

DOI: 10.1134/S0370274X1904012X

В последние годы большое внимание уделяется созданию магнитных квантовых точек (КТ) на основе Ge/Si гетеросистемы с использованием метода молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [1–6]. Это стимулировано положительными результатами, полученными на GeMn тонких пленках [7–9]. Ожидается, что пространственная локализация, обеспечиваемая КТ, усилит обменное взаимодействие дырок с ионами Mn и облегчит формирование магнитной фазы внутри КТ [1]. Дополнительным преимуществом таких КТ является совместимость с кремниевой технологией. Однако, результаты, полученные на сегодняшний день различными научными группами, находятся в некотором противоречии. В 2010 г. были опубликованы результаты по успешному созданию магнитных $Ge_{1-x}Mn_x$ КТ при использовании температуры формирования КТ $T_{QD} = 450\,°C$ и концентрации марганца $x = 0.05$ [1]. Несколько позднее были опубликованы результаты по формированию магнитных КТ при других условиях ($T_{QD} = 400\,°C$ и $x = 0.02$), исключавших преципитацию Mn и диффузию марганца в Si подложку и тем самым позволивших отнести наблюдаемые магнитные свойства образцов с $Ge_{1-x}Mn_x$ КТ к магнитной фазе внутри КТ [5]. И совсем недавно были опубликованы результаты по успешному формированию магнитных $Ge_{1-x}Mn_x$ КТ при $T_{QD} = 450\,°C$ и концентрации Mn $x = 0.05$ на виртуальных подложках $Ge_{0.2}Si_{0.8}$, причем КТ, сформированные при тех же условиях на обычных кремниевых подложках, оказались немагнитными [3]. Несмотря на разногласия, все исследователи, столкнувшись с проблемой создания таких КТ, пришли к заключению, что формирование магнитной фазы сильно зависит от ростовых условий, особенно от температуры роста квантовых точек, величины потока и количества осажденного марганца.

1)e-mail: aigul@isp.nsc.ru
2)M. Voelskow.

Формирование магнитной фазы в квантовых точках определяется особенностями встраивания марганца в матрицу германия, а именно, необходимо, чтобы марганец встроился в узловые позиции в решетке, а это зависит от атомной конфигурации, деформаций и содержания Ge в КТ. Одним из методов, которые могут дать информацию об этих свойствах, является метод электронного парамагнитного резонанса (ЭПР). В настоящей работе проведен поиск оптимальных условий для создания структур с КТ, обладающих магнитными свойствами, исследована зависимость от температуры формирования и потока Mn. В качестве маркеров изменения состояния системы (микроструктуры, состава КТ и деформаций) использованы электронные состояния, локализованные в Si вблизи КТ [10]. Этот метод дает дополнительную возможность контролировать магнитное состояние КТ. Разумно предположить, что дополнительное магнитное поле, производимое Mn атомами, встроившимися в Ge КТ, может привести к модификации ЭПР спектров, в частности, к изменению g-фактора электронов, локализованных вблизи КТ.

Рост структур с $Ge_{1-x}Mn_x$ КТ проводился методом МЛЭ на Si(001) подложках. Перед осаждением слоя с КТ был выращен буферный слой кремния толщиной 100 нм при температуре 500 °C. Руководствуясь результатами, полученными ранее другими исследовательскими группами, мы использовали две температуры формирования КТ $T_{QD} = 400\,°C$, 450 °C. КТ были сформированы при осаждении 7.5 монослоев (МС) германия. Было выращено две серии образцов. В серии А от образца к образцу варьировалась концентрация Mn, температура же формирования КТ оставалась неизменной, $T_{QD} = 450\,°C$. В серии В образцы были выращены при одинаковом потоке Mn (обеспечивающим 4 % Mn для образцов серии А). Для образца В1 КТ были сформированы при $T_{QD} = 450\,°C$, а для образца В2 температура формирования КТ была 400 °C (для исключения диффузии Mn в подлежащий слой кремния). Образцы были легированы за счет остаточного фона в МЛЭ камере, обеспечивающего уровень легирования $\sim 5\cdot 10^{16}\,см^{-3}$ (n-тип). Было использовано два режима заращивания КТ кремнием. Для образцов серии А КТ заращивались в два этапа: сначала осаждался слой низкотемпературного (200 °C) кремния толщиной 2 нм, а затем при температуре 400 °C было выращено 20 нм кремния. Для серии В температура заращивания КТ была такой же, как температура формирования КТ. Следует отметить, что в ранее опубликованных работах [1, 2], КТ закрывались либо аморфным кремнием, либо Al_2O_3, чтобы избежать сегрегации Mn при заращивании КТ. Мы использовали процедуру закрытия, обеспечивающую уменьшение концентрации дефектов в закрывающем Si слое, что является более приемлемым с точки зрения применения в спинтронике. Сравнение с концентрацией дефектов в образцах серии В, закрытых при более высоких температурах показало, что двухстадийное закрытие не привело к появлению дополнительных дефектов (см. ЭПР результаты ниже).

На рисунке 1 показаны результаты исследований методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДРС) открытых структур с $Ge_{1-x}Mn_x$ КТ, сформированными при различных потоках Mn. Осаждение марганца в процессе роста КТ приводит к увеличению размера островков и уменьшению их плотности. В целом свойства массива КТ соответству-

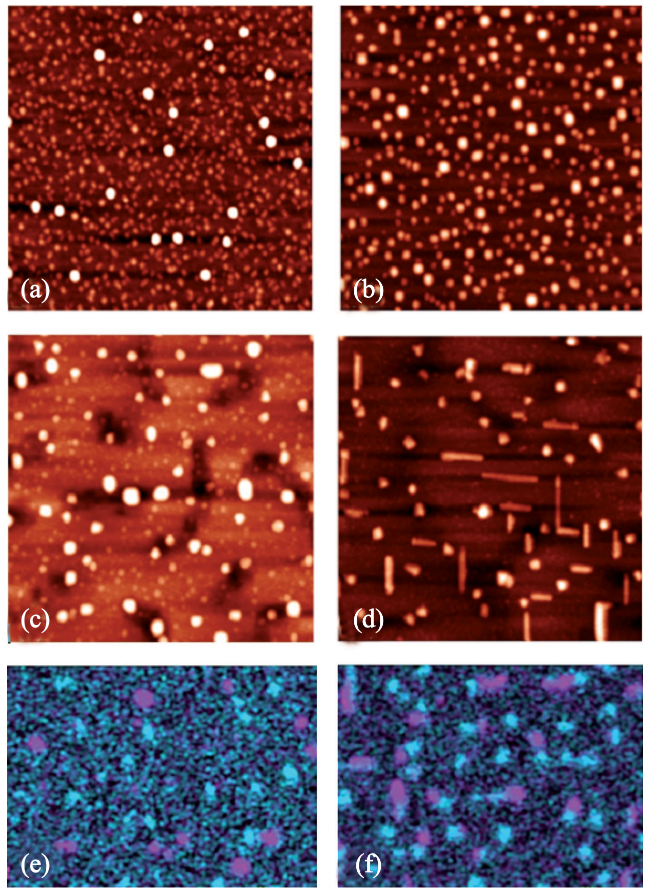

Рис. 1. (Цветной онлайн) (a)–(d) – АСМ изображения (1.5×1.5 мкм); (e), (f) – ЭДРС изображения (0.8×0.6 мкм) поверхности с КТ, полученными при осаждении 7.5 МС Ge при 450 °C при различной концентрации Mn: (a) – без Mn, (b) – $x = 0.04$, (c) – $x = 0.08$, (d) – $x = 0.4$, (e) – $x = 0.08$, (f) – $x = 0.4$

ют более высокой температуре роста. При содержании Mn, близком к 10 %, островки удлиняются в одном направлении и выглядят как нанопроволоки, что наблюдалось ранее и другими исследовательскими группами [2]. Изображения, полученные методом ЭДРС (рис.1e, f) показывают, что пространственное распределение марганца (розовый цвет) коррелирует с расположением Ge островков на поверхности, марганец равномерно распределен с небольшой концентрацией в области мелких островков, и скапливается в большем количестве по периферии больших островков. При высоких концентрациях Mn проявляется каталитический эффект: марганец скапливается на одной из сторон островка и стимулирует рост в этом направлении, приводя к формированию нанопроволок на поверхности структур.

Результаты ЭДРС и АСМ демонстрируют, что марганец играет роль сурфактанта, присутствие которого на поверхности растущей пленки приводит к увеличению коэффициента поверхностной диффузии. Поскольку Si-Ge перемешивание во время роста происходит в основном посредством поверхностной диффузии, то следует ожидать понижения содержания Ge в КТ при увеличении концентрации Mn. Действительно, такой результат был получен при исследованиях методом спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) образцов серии А. Содержание германия в образце A1, выращенном при интегральном потоке Mn, соответствующем $x = 0.04$, составило 75 %, а для образца A3, выращенного с большим интегральным потоком Mn ($x = 0.22$), содержание Ge составило 61 % (детали обработки спектров КРС описаны в работе [11]).

Таблица 1. Экспериментальные данные для образцов серии A и B. Здесь T_{QD} – температура формирования КТ, x(Mn) – концентрация марганца в КТ (относительно Ge). Для образцов B1 и B2 концентрация Mn определена на основе данных EXAFS. Для образцов серии A x(Mn) получена из ЭДРС и РОР данных

#	T_{QD} (°C)	x(Mn)	Содержание Ge	g_{zz}	g_{xy}
A1	450	0.04	0.75	1.9990	1.9988
A2	450	0.08	0.65	1.9987	1.9990
A3	450	0.22	0.61	1.9986	1.9989
B1	450	≤ 0.02	0.72	1.9987	1.9990
B2	400	0.02	0.74	1.9992	1.9995

Также для определения состава созданных структур был применен метод резерфордовского обратного рассеяния (РОР). Спектры РОР регистрировались для разориентированного пучка ионов He^+ с энергией 1.7 МэВ. Интегральное количество марганца и германия определялось из анализа их распределения по глубине. Результаты анализа приведены в табл. 1. На рисунке 2a приведено распределение по глубине атомов Ge и Mn в образце с 22 % содержанием марганца. Видно, что максимум распределения атомов Mn смещен вглубь образца по сравнению с максимумом распределения по глубине атомов Ge. Обнаруженное смещение в пространственном распределении Mn относительно Ge мы связываем с диффузионным перераспределением атомов Mn в кремний под слой КТ, в область растянутого кремния. Формирование скопления Mn под Ge КТ наблюдалось ранее в работе [1] с помощью электронной микроскопии высокого разрешения при исследовании структур с $Ge_{1-x}Mn_x$ КТ, созданными при той же температуре роста $T = 450$ °C.

Концентрация Mn в образцах серии B оказалась ниже, чем в образцах серии A, выращенных при том же интегральном потоке Mn. Согласно результатам исследований методом спектроскопии протяженной структуры рентгеновского поглощения (*Extended X-ray Absorption Fine Structure* – EXAFS) концентрация Mn в этих образцах в два раза ниже, чем в образце A1 (см. детали исследований в работе [12]). Такое уменьшение концентрации является следствием сегрегации Mn при заращивании КТ при той же температуре, что и температура роста. Анализ EXAFS спектров показал, что значительная часть атомов Mn находится в позициях замещения атомов Ge, что должно способствовать формированию магнитной фазы внутри КТ.

Изменение процедуры закрытия привело не только к падению концентрации Mn в КТ, но и к изменению формы КТ. Исследования методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (СПЭМ) показали, что КТ в образцах серии B имеют форму, близкую к дискообразной (рис. 2b). Особенно важным является отсутствие на изображениях СПЭМ какого-либо намека на преципитацию Mn и образование силицидов (или германидов) марганца. Отсутствие Mn включений при использовании температуры формирования КТ 400 °C и концентрации Mn x=0.02 также было отмечено в работе [5].

Исследования ЭПР методом проводились на стандартном ЭПР-спектрометре фирмы Bruker ELEXSYS-580, при частоте, близкой к 9.7 ГГц, в диапазоне температур 4.5–25 K. Образцы представляли собой прямоугольные пластинки кремния размером 4×10 мм^2, вырезанные вдоль кристаллографических направлений [110] и [$1\bar{1}0$]. Образцы крепились на длинный кварцевый стержень, кото-

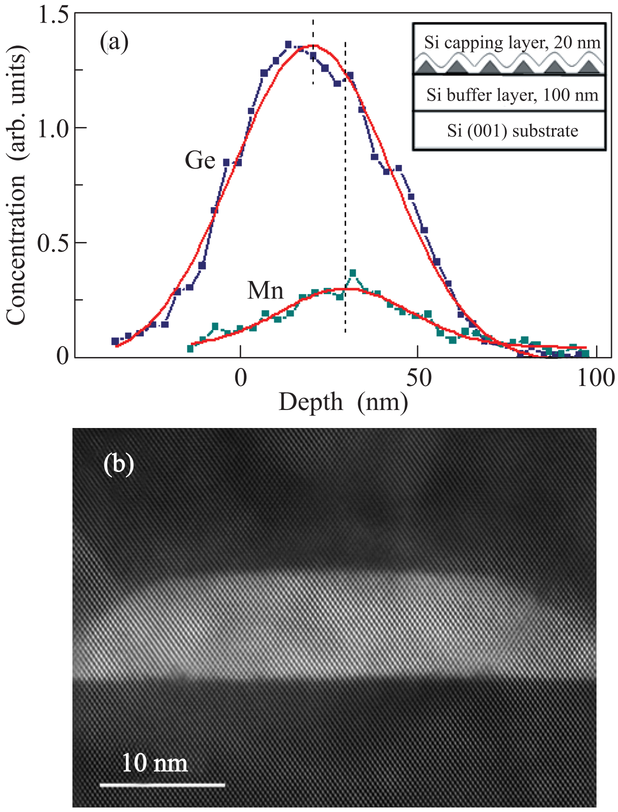

Рис. 2. (Цветной онлайн) (a) – Распределение по глубине атомов Ge и Mn, полученное методом РОР для образца A3 с $Ge_{0.78}Mn_{0.22}$ КТ, выращенными при 450 °C и закрытыми кремнием с использованием двухстадийной процедуры. (b) – СПЭМ изображение образца B2 с КТ, выращенными при 400 °C и закрытыми кремнием при той же температуре. СПЭМ данные получены при использовании электронного микроскопа TITAN 80–300

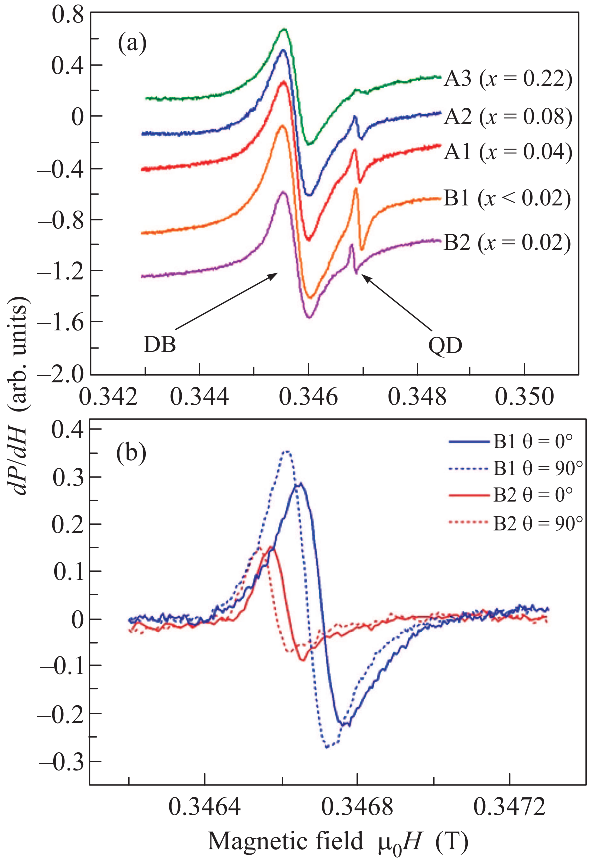

Рис. 3. (Цветной онлайн) (a) – ЭПР спектры от образцов серии A и B с различной концентрацией Mn. Во всех образцах, кроме B2, КТ выращены при $T_{QD} = 450$ °C. Магнитное поле приложено вдоль направления [001]. (b) – ЭПР спектры от образцов B1 ($T_{QD} = 450$ °C, $x \leq 0.02$) и B2 ($T_{QD} = 400$ °C, $x = 0.02$). θ – угол между магнитным полем и направлением [001]. Базовая линия удалена численной обработкой. Для всех кривых мощность микроволнового излучения $P = 0.063$ мВт, $T = 4.5$ K

рый затем погружался в гелиевый криостат (Oxford CF935).

Абсолютная точность определения g-факторов была ± 0.0001. Относительная точность определения g-факторов была увеличена примерно на порядок за счет использования эталонов. Все значения g-фактора были откалиброваны относительно значения g-фактора электронов проводимости в LiF [13]. Кроме того, мы использовали сильнолегированный образец кремния с концентрацией фосфора $5 \cdot 10^{18}$ см$^{-3}$ как дополнительный g-калибратор [14].

Все исследуемые структуры (серии A и B) продемонстрировали сигналы ЭПР, типичные для электронов, локализованных вблизи Ge КТ, встроенных в Si (рис. 3a). В дополнение к сигналу от КТ (обозначен как QD на рис. 3), все спектры ЭПР содержали сигнал от дефектов в Si типа оборванных связей (обозначен как DB на рис. 3). Интегральная интенсивность этого сигнала соответствует количеству точечных дефектов этого типа $\sim 10^{12}$, что типично для структур с КТ, выращенных при температурах 400–500 °C. Обычно сигнал от оборванных связей Si устраняется путем пассивации атомарным водородом. В этих экспериментах мы не проводили эту процедуру, чтобы увидеть, насколько различается концентрация дефектов этого типа в сериях A и B. Исследования показали, что в обеих сериях интенсивность этого сигнала практически одна и та же.

С увеличением концентрации Mn происходит подавление ЭПР-сигнала от КТ (для образцов с $T_{QD} = 450$ °C). Наибольшую интенсивность ЭПР-сигнала от КТ продемонстрировал образец B1 с наименьшей концентрацией Mn. При увеличении температуры измерений интенсивность сигналов падает обычным образом, пропорционально величине равновесной спиновой поляризации. Для образца B1 ЭПР-сигнал от КТ наблюдается до температуры $T = 25$ K. Никаких изменений в положении ЭПР-линий по полю с ростом температуры не наблюдается.

Сигналы от КТ для структур A1 и A2(A3) имеют разные угловые зависимости. При отклонении магнитного поля от оси роста сигнал от КТ в образце A1 сдвигается в сторону больших магнитных полей, и для поля $B \parallel [110]$ положение ЭПР сигнала соответствует $g_{xy} = 1.9988$. Для образца A2 сигнал при повороте образца в магнитном поле сдвигается в сторону меньших полей, имея $g_{zz} = 1.9987$ и $g_{xy} = 1.9990$. Такая же зависимость наблюдается и для образца A3 (см. табл. 1). Такое поведение g-фактора можно рассматривать как доказательство изменения пространственной локализации электронов вблизи КТ. В образцах A2 и A3 с большей концентрацией Mn, электроны локализуются на периферии КТ, в то время как в образце A1 электроны локализованы вблизи вершин КТ. Такой вывод сделан на основании сравнения с результатами предыдущих исследований структур с Ge/Si КТ, выращенными без Mn [10, 15, 16]. Обычно в образцах с КТ с небольшими боковыми размерами ($l < 30$ нм) электроны локализованы на вершинах КТ в потенциальных ямах, сформированных за счет деформаций в Si. Эти электроны имеют значение g_{zz}, близкое к продольному g-фактору в Si, $g_{\parallel} = 1.9995$. В структурах с более крупными КТ (латеральный размер $l > 30$ нм) деформация в Si вблизи краев КТ может превысить деформации на вершине КТ, и электроны будут локализоваться на краях оснований КТ с g_{zz}, близким к поперечному g-фактору в Si, $g_{\perp} = 1.9984$. Согласно результатам исследований методом АСМ, КТ, выращенные с концентрацией Mn $x \geq 0.08$, имеют латеральный размер $l \geq 50$ нм, поэтому в образцах A2 и A3 электроны преимущественно локализуются на краях КТ. Полученные значения g-факторов слегка отличаются от указанных выше из-за перемешивания Ge-Si, стимулированного присутствием Mn при осаждении КТ. Такое перемешивание приводит к уменьшению деформаций в исследуемых структурах и, как следствие, к изменению значений g-фактора и уменьшению его анизотропии $\delta g = g_{zz} - g_{xy}$. При максимально возможных деформациях в системе с Ge/Si КТ анизотропия g-фактора равна $\delta g = g_{\parallel} - g_{\perp} = 1.1 \cdot 10^{-3}$ [15]. С уменьшением деформации степень анизотропии уменьшается, g-фактор становится более изотропным. В наших экспериментах анизотропия уменьшается до $\delta g \approx (2 \div 3) \cdot 10^{-4}$.

Затухание сигнала ЭПР от КТ при увеличении концентрации Mn может быть обусловлено двумя причинами. Первая – уменьшение глубины потенциальной ямы для электронов за счет уменьшения деформаций в системе. Вторая причина – легирование растущего слоя КТ марганцем. Атомы Mn могут вызвать компенсацию доноров в образце, встраиваясь в узлы решетки и играя роль акцепторов. Падение интенсивности сигнала ЭПР от КТ для образца B2 (рис. 3a) обусловлено более низкой температурой формирования КТ, которая, возможно, оказалась более оптимальной для встраивания марганца в узловые позиции решетки. Также при такой температуре возможно и формирование дефектов-ловушек для электронов, что, в принципе, подтверждается увеличением сигнала ЭПР после пассивации водородом.

Образцы B1 и B2, выращенные без использования двухступенчатой процедуры закрытия демонстрируют спектры ЭПР, характерные для электронов, локализованных на краях основания КТ. Сигнал ЭПР, наблюдаемый для образца B1, имеет $g_{zz} = 1.9987$ и $g_{xy} = 1.9990$. Такая же угловая зависимость ЭПР-сигнала наблюдается для образца B2. Однако абсолютные значения компонент g-тензора сдвинуты на одно и то же значение $\delta g = 5 \cdot 10^{-4}$ (см. табл. 1), что что эквивалентно сдвигу сигналов ЭПР на 1 Гс по сравнению с сигналами, полученными для образца B1 (рис. 3b).

Сравнение результатов, полученных для образцов серии A и B, позволяет выделить два эффекта. Первый эффект – это изменение формы КТ. Образцы A1 и B1 выращивались в одних и тех же условиях роста (температура, количество Mn и Ge), за исключением процедуры заращивания КТ кремнием. Форма КТ в образце A1 сохранилась из-за низкой температуры закрытия кремнием, тогда как КТ в образце B1 меняют форму и превращаются в дискообразные КТ (см. рис. 2b). Такая форма и достаточно большой латеральный размер КТ способствуют локализации электронов на краях основания КТ, в то время как, для образца A1 наблюдалась локализация электронов на вершинах КТ. Второй эффект – неожиданные значения g-фактора, полученные для образца B2. Обычно электроны, локализованные на краях КТ имеют значение g_{xy}, не превышающее 1.9990 (для поля $B \parallel [110]$) [15]. Это ограничение задается значениями $g_{\parallel}$ и $g_{\perp}$ в Si, $g_{xy} = \sqrt{(1/2g_{\parallel}^2 + 1/2g_{\perp}^2)}$. Перемешивание Ge-Si может привести только к уменьшению анизотропии g и, соответственно, к уменьшению g_{xy} (для электронов, локализованных на краях КТ). Поскольку в образце B2 анизотропия δg такая же, как и в образце B1, то можно сделать вывод, что перемешивание Ge-Si не контролирует наблюдаемый эффект. Поэтому мы предполагаем, что этот эффект обусловлен наличием Mn в слое КТ. Возможно, намагниченность, возникающая вследствие спиновой поляризации в областях с высоким содержанием Mn, создает дополнительное магнитное поле, которое приводит к необычным значениям g.

Чтобы проверить эту гипотезу, мы провели исследования намагниченности образца B2 с использованием магнитометра MPMSXL SQUID системы (Quantum Design) с магнитным полем в плоскости образца. Чтобы увеличить магнитный отклик, исследовался составной образец из 4-х пластинок исследуемой структуры. Размер образцов был таким же, как и в измерениях ЭПР. Мы исследовали температурную зависимость намагниченности в эксперименте по охлаждению в магнитном поле 0.05 Тл (*field cooling* – FC). Для исключения вклада подложки кремния измерялся тестовый образец без КТ с той же массой и геометрией. Намагниченность слоев с КТ определялась как результат вычитания намагниченности тестового образца из намагниченности образца B2. В пределах точности измерений ($\pm 6.0 \times \times 10^{-7}$ А $\cdot$ м^2/кг) намагниченность слоев с КТ не зависит от температуры в диапазоне 5–300 К и составляет $\approx (1.2–1.3) \cdot 10^{-5}$ (А $\cdot$ м^2/кг). Мы провели измерения намагниченности $M(H)$ при 100 К и при комнатной температуре (рис. 4). Оба эксперимента показали намагниченность насыщения приблизительно $5\,\mu_B$/(ион Mn). Поскольку исследования СПЭМ этого образца показывают отсутствие включений Mn и кластеров его соединений, то намагниченность образца может быть связана с атомами Mn, содержащимися в Ge КТ. Гистерезис в зависимости намагниченности от магнитного поля не наблюдался. Следует отметить, что в работе [5] образцы, выращенные в аналогичных условиях $T_{QD} = 400\,^\circ$C с концентрацией Mn $x = 0.02$ демонстрируют гистерезис. Отличительной особенностью этих структур является наличие связи между КТ (см. рис. 2 в работе [5]). Небольшое отличие в количестве осажденного Ge (примерно на 1 МС больше, чем в наших структурах) привело к тому, что КТ, сформированные в работе [5], образуют группы и цепочки близко расположенных КТ. Каждая из этих групп эффективно формирует единый магнитный домен, который обеспечивает гистерезис. В наших структурах, из-за большего среднего расстояния между КТ, они магнитно изолированы друг от друга, что приводит к отсутствию гистерезиса. По-видимому, по той же причине не наблюдается гистерезис и для структур с $Ge_{1-x}Mn_x$ КТ, исследованных в работе [2].

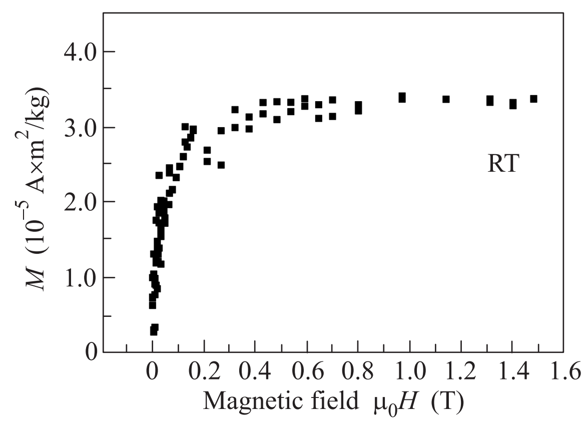

Рис. 4. Кривая намагниченности $M(H)$, полученная при комнатной температуре (RT) для образца B2

Таким образом, в данной работе было обнаружено, что присутствие Mn в Ge/Si структурах с КТ вызывает существенную модификацию спектров ЭПР. Наблюдаемые эффекты вызваны (i) уменьшением деформаций в системе из-за Ge-Si перемешивания, (ii) увеличением характерного размера КТ и изменением их формы, (iii) существованием дополнительного магнитного поля, связанного с атомами Mn в КТ. Сравнение результатов ЭПР с данными по измерению намагниченности позволяет заключить, что оптимальная концентрация Mn для формирования магнитной фазы в КТ близка к 2 %. При условии формирования КТ при $T_{QD} = 400\,^\circ$C проявляемые магнитные свойства можно отнести к магнитной фазе внутри КТ.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты # 16-02-00397, 16-02-00175) и госзадания # 0306-2016-0015.

Авторы благодарят Ю.А. Живодкова за проведение исследований методом ЭДРС, В.А. Володина за проведение исследований методом КРС.

1. F. Xiu, Y. Wang, J. Kim, A. Hong, J. Tang, A. P. Jacob, J. Zou, and K. L. Wang, Nature Mater. **9**, 337 (2010).
2. J. Kassim, C. Nolph, M. Jamet, P. Reinke, and J. Floro, J. Appl. Phys. **113**, 073910 (2013).
3. L. Wang, T. Liu, Q. Jia, Z. Zhang, D. Lin, Y. Chen, Y. Fan, Z. Zhong, X. Yang, J. Zou, and Z. Jiang, APL Materials **4**, 040701 (2016).
4. D. Gastaldo, G. Conta, M. Coisson, G. Amato, P. Tiberto, and P. Allia, AIP Advances **8**, 056414 (2018).
5. T. K. P. Luong and A. M. Nguyen, Communications in Physics **24**, 69 (2014).

6. J. Kassim, C. Nolph, M. Jamet, P. Reinke, and J. Floro, Appl. Phys. Lett. **101** (2012) 242407.
7. S. Cho, S. Choi, S. C. Hong, Y. Kim, J. B. Ketterson, B.-J. Kim, Y. C. Kim, and J.-H. Jung, Phys. Rev. B **66**, 033303 (2002).
8. Y. D. Park, A. T. Hanbicki, S. C. Erwin, C. S. Hellberg, J. M. Sullivan, J. E. Mattson, T. F. Ambrose, A. Wilson, G. Spanos, and B. T. Jonker, Science **295**, 651 (2002).
9. S. Ahlers, D. Bougeard, N. Sircar, G. Abstreiter, A. Trampert, M. Opel, and R. Gross, Phys. Rev. B **74**, 214411 (2006).
10. A. F. Zinovieva, A. V. Dvurechenskii, N. P. Stepina, A. S. Deryabin, A. I. Nikiforov, R. M. Rubinger, N. A. Sobolev, J. P. Leitão, and M. C. Carmo, Phys. Rev. B **77**, 115319 (2008).
11. A. I. Yakimov, A. V. Dvurechenskii, V. A. Volodin, M. D. Efremov, A. I. Nikiforov, G. Yu. Mikhalyov, E. I. Gatskevich, and G. D. Ivlev, Phys. Rev. B **72**, 115318 (2005).
12. С. Б. Эренбург, С. В. Трубина, В. А. Зверева, В. А. Зиновьев, А. В. Кацюба, А. В. Двуреченский, К. Квашнина, M. Voelskow, ЖЭТФ (принято в печать).
13. A. Stesmans and G. van Gorp, Rev. Sci. Instrum. **60**, 2949 (1989).
14. G. Feher, Phys. Rev. **114**, 1219 (1959).
15. A. F. Zinovieva, A. I. Nikiforov, V. A. Timofeev, A. V. Nenashev, A. V. Dvurechenskii, and L. V. Kulik, Phys. Rev. B **88**, 235308 (2013).
16. A. F. Zinovieva, V. A. Zinovyev, A. V. Nenashev, L. V. Kulik, and A. V. Dvurechenskii, Z. Phys. Chem. **231**, 405 (2017).