

УДК 537.6

ФЕРРОМАГНЕТИЗМ И ДВЕ МАГНИТНЫЕ ФАЗЫ В РУТИЛЕ (TiO_2), ИМПЛАНТИРОВАННОМ ИОНАМИ КОБАЛЬТА

*Р.И. Хайбуллин, Л.Р. Тагиров, Ш.З. Ибрагимов,
В.Ф. Валеев, В.И. Нурждин, Ю.Н. Осин, А.А. Ачкеев,
И.А. Файзрахманов, Н.А. Черкашин*

Аннотация

Монокристаллические (100)- и (001)-пластинки рутила были имплантированы ионами Co^+ с энергией 40 кэВ в широком диапазоне доз $0.1\text{--}1.5 \cdot 10^{17}$ ион/ см^2 с целью исследования процесса формирования ферромагнитного отклика в диамагнитной матрице TiO_2 . С ростом дозы имплантации пластинки рутила проявляют сначала парамагнитные, затем суперпарамагнитные и, наконец, анизотропные ферромагнитные свойства при комнатной температуре. Анализ температурной зависимости намагниченности насыщения показывает, что в имплантированном кобальтом рутиле имеет место формирование двух магнитных фаз с температурами магнитного упорядочения $T_{C1} \sim 850$ К и $T_{C2} \sim 700$ К соответственно. Отжиг образцов в атмосфере воздуха сильно подавляет ферромагнитные фазы, если температура отжига превышает соответствующую температуру перехода. Обсуждается природа формирования двух ферромагнитных фаз в модели двух слоев с различной концентрацией и валентным состоянием примеси кобальта.

Введение

Диоксид титана (TiO_2) структуры рутила является широкозонным ($E_g \sim 3.2$ эВ) полупроводником n -типа и диамагнетиком. Недавно в статье У. Матсумото с соавторами [1] было показано, что формируемые методом молекулярно-лучевой эпитаксии тонкие пленки диоксида титана с примесью кобальта проявляют ферромагнитные свойства при комнатной температуре. Это вызвало особый интерес к исследованиям композитной системы $\text{Co} : \text{TiO}_2$ с точки зрения использования последней в качестве нового базового материала для спинтроники [1, 2]. Начиная с работы [1], в реферируемой научной литературе появилось большое число работ, где композитные пленки $\text{Co} : \text{TiO}_2$ были получены различными физическими способами, такими, как молекулярно-лучевая эпитаксия, магнетронное или лазерное распыление композитных мишеней, золь-гель синтез и другими [2]. В ряде опубликованных работ авторы отмечали, что синтезируемые пленки проявляют ферромагнитные свойства при комнатной температуре благодаря непрямому обменному взаимодействию между парамагнитными Co^{2+} ионами, которые замещали «домашние» ионы Ti^{4+} в исходной матрице TiO_2 изоморфным способом (см., например, [3]). Однако в ряде других работ сообщалось о преципитации кобальта в форме наноразмерных металлических частиц вследствие низкой растворимости кобальта в матрице диоксида титана (см., например, [4–6]). При этом композитная система $\text{Co} : \text{TiO}_2$ проявляла суперпарамагнитные свойства при комнатной температуре, а ферромагнетизм наблюдался только при низких температурах, при которых происходило «замораживание» тепловых флуктуаций магнитного момента наночастиц кобальта.

В предыдущих работах [7–9] мы показали, что монокристаллические пластинки TiO_2 структуры рутила, имплантированные ионами кобальта с высокой дозой до $2.0 \cdot 10^{17}$ ион/см², проявляют сильный анизотропный ферромагнитный отклик вплоть до температуры $T_C \sim 720\text{--}750$ К. Однако природа наблюдаемого ферромагнетизма и физические механизмы его возникновения не были однозначно установлены. С целью изучения процесса зарождения ферромагнетизма в диамагнитной матрице TiO_2 мы провели новые эксперименты по имплантации рутила ионами кобальта в широком интервале значений доз облучения. В настоящей работе представлены результаты наших исследований, показывающие влияние дозы имплантации (количество внедряемой примеси кобальта) и последующей термической обработки на магнитные свойства облученных образцов. В частности, мы показываем, что в определенном интервале доз в имплантированном рутиле могут сосуществовать две магнитные фазы, природа которых кратко обсуждается в заключительной части работы.

1. Экспериментальная часть

Монокристаллические (100)- и (001)-пластинки синтетического рутила (TiO_2) были имплантированы однозарядными ионами кобальта с энергией 40 кэВ в интервале доз $0.1\text{--}1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² при плотности ионного тока 8–9 мкА/см². Имплантация проводилась на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3 при остаточном вакууме 10^{-5} Торр на держателе образцов с водяным охлаждением.

Магнитные свойства имплантированных пластинок рутила исследовались методами индукционной магнитометрии и дифференциального термомагнитного анализа (ДТМА). Полевые зависимости наведенного и остаточного магнитных моментов регистрировались на коэрцитивном спектрометре при комнатной температуре с разверткой магнитного поля до 500 мТл [10]. Термомагнитные кривые были записаны на экспериментальной ДТМА-установке со скоростью нагрева образцов 100 К/мин в температурном интервале 100–1000 К в атмосфере воздуха и при постоянном магнитном поле 200 мТл [11]. Точность контроля температуры при регистрации магнитного момента составляла ± 10 К. Для контроля над возможными фазовыми превращениями в результате первичного нагрева проводился повторный нагрев образцов и регистрация термомагнитных кривых. При обработке результатов магнитных измерений диамагнитный вклад от подложки вычитался, а величина регистрируемого магнитного момента была приводилась к массе исследуемого образца.

В дополнение к магнитным измерениям были проведены исследования элементно-фазового состава и микроструктуры пластинок рутила, имплантированных с наибольшей дозой $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см². Элементный микроанализ выполнялся на сканирующем электронном микроскопе EVO-50XVP, оборудованном энергодисперсионным рентгеновским спектрометром Oxford INCA Energy 300. Фазово-структурный анализ проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3. Для исследования образцов методом просвечивающей электронной микроскопии использовался электронный микроскоп JEOL 2010, работающий на энергии 200 keV. Препарирование образцов для микроскопических измерений проводилось двумя способами: 1) использовалось только механическое утонение на клин до электронной прозрачности; 2) вначале приготавливался механический шлиф, который затем утонялся ионным травлением до электронной прозрачности. Во время ионного травления образец охлаждался потоком азота, чтобы избежать локального нагрева. Оба метода дали принципиально подобные результаты.

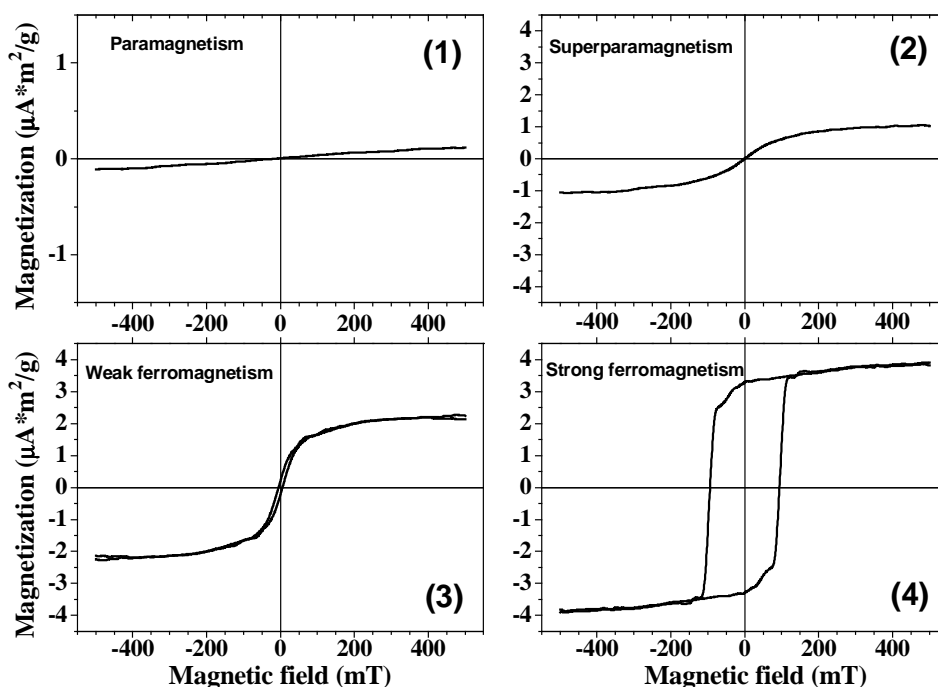


Рис. 1. Зависимости намагниченности от магнитного поля, регистрируемые в плоскости (100)-пластинки рутила (TiO_2), имплантированной ионами кобальта при различных дозах: (1) $0.4 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 ; (2) $0.6 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 ; (3) $1.0 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 ; (4) $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2

2. Результаты

2.1. Магнитные свойства монокристаллических (100)- и (001)-пластинок TiO_2 , имплантированных ионами кобальта при различных дозах. Динамика развития магнитного отклика на примере имплантированных (100)-пластинок рутила с ростом дозы показана на рис. 1. Образцы рутила при дозах имплантации ниже, чем $0.4 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 , проявляют парамагнитные свойства (рис. 1, кривая 1). С дальнейшим увеличением количества внедряемого кобальта магнитный отклик становится сильнее, а поведение полевой зависимости намагниченности в плоскости облучения рутила приобретает нелинейный характер с тенденцией к насыщению при высоких значениях магнитного поля. В интервале доз $0.5 - 0.7 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 формируемая $\text{Co} : \text{TiO}_2$ композитная система проявляет суперпарамагнитное поведение при комнатной температуре (рис. 1, кривая 2), а затем с последующим ростом дозы до $0.75 - 1.0 \cdot 10^{17}$ ион/ cm^2 слабый (мягкий) ферромагнитный отклик (рис. 1, кривая 3). Наконец, при дозах, не меньших, чем $\geq 1.25 \cdot 10^{17}$, наблюдается сильный ферромагнетизм, характеризующийся широкой петлей магнитного гистерезиса с параметрами: коэрцитивное поле $B_c \sim 100$ мТл и соотношение величин остаточной намагниченности к намагниченности насыщения $M_{\text{rem}}/M_{\text{sat}} \sim 0.85$ (рис. 1, кривая 4).

Исследование угловой зависимости формы и параметров петли гистерезиса показало, что наблюдаемый ферромагнетизм имеет анизотропный характер (рис. 2). При вращении магнитного поля в плоскости, перпендикулярной плоскости облучения пластинки рутила (out-of-plane), ферромагнитный отклик проявляет анизотропию формы «легкая плоскость», характерную для тонкой ферромагнитной пленки. В частности, при сканировании магнитного поля, приложенного перпендикулярно

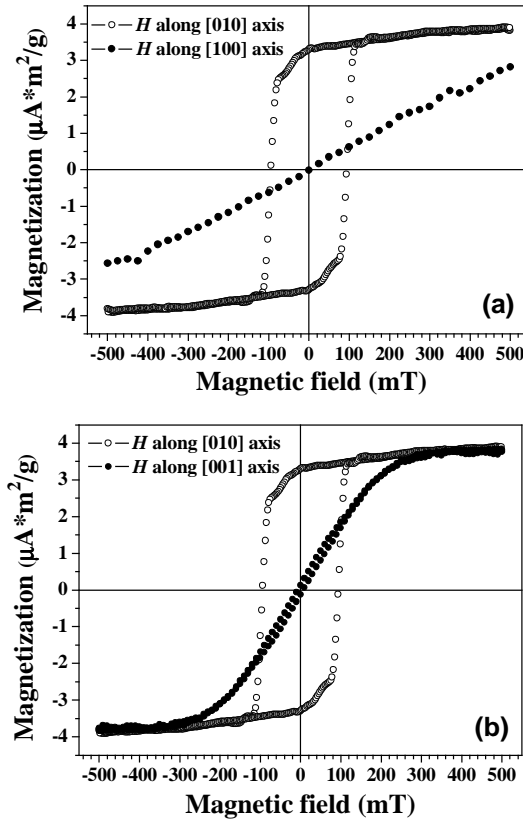


Рис. 2. Анизотропные магнитные свойства (100)-пластинки TiO_2 , имплантированной ионами кобальта с дозой $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см²

плоскости облучения, достичь насыщения для намагниченности не удастся даже при максимальном значении поля 500 мТл (рис. 2, *a*). Анализ угловой зависимости петли гистерезиса, регистрируемой в плоскости (in-plane) облучения пластинки рутила, указывает также на сильный магнито-кристаллографический вклад в анизотропию ферромагнитного отклика в имплантированном рутиле. Из рис. 2, *b* видно, что форма и параметры петли гистерезиса сильно зависят от ориентации приложенного магнитного поля по отношению к кристаллографическим осям имплантированной пластины рутила. Более детальное изучение угловой зависимости величин B_c и $M_{\text{rem}}/M_{\text{sat}}$ показывает, что симметрия ферромагнитного отклика в плоскости облучения рутила полностью соответствует кристаллографической ориентации исходных монокристаллических пластинок TiO_2 : двух- и четырехкратной симметрии для (100)- и (001)-пластинок рутила соответственно [9].

2.2. Наблюдение двух ферромагнитных фаз в рутиле, имплантированном кобальтом. Температурные зависимости величины намагниченности насыщения на примере (001)-пластинок рутила, имплантированных с разными дозами, приведены на рис. 3. Термомагнитный анализ суперпарамагнитных образцов, имплантированных с дозой $0.5 \cdot 10^{17}$, показывает наличие в них одной ферромагнитной фазы с температурой перехода магнетик–немагнетик $T_{C1} \sim 850$ К (кривая 1 на рис. 3). В образцах со слабым ферромагнитным откликом (дозы $0.75\text{--}1.0 \cdot 10^{17}$ ион/см²) наблюдаются две характерные точки магнитного упорядочения

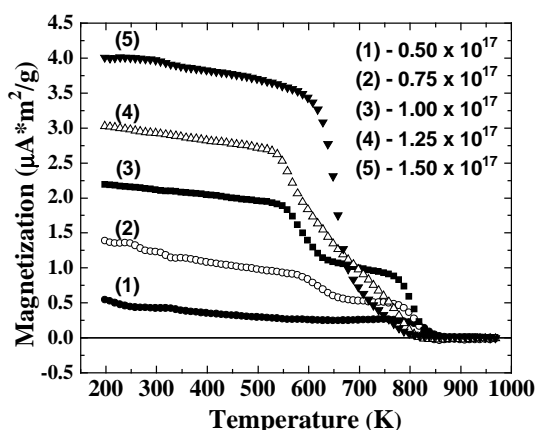


Рис. 3. Термомагнитные кривые для (001)-пластинок рутила, имплантированных кобальтом с различными дозами

дочения $T_{C1} \sim 850$ К и $T_{C2} \sim 700$ К (кривые 2 и 3 на рис. 3). Иными словами, в композитной системе $\text{Co} : \text{TiO}_2$ сосуществуют две ферромагнитные фазы. С последующим ростом дозы и появлением сильного ферромагнетизма вклад в намагниченность от первой высокотемпературной фазы становится незначительным (кривая 4 на рис. 3). Наконец, в образце, имплантированном с максимальной дозой $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см², высокотемпературная фаза практически исчезает, и в системе доминирует ферромагнитная фаза с более низкой температурой перехода $T_{C2} \sim 700$ К (кривая 5 на рис. 3).

Температурная стабильность двух магнитных фаз на примере (001)-пластинки рутила, имплантированной с дозой $1.0 \cdot 10^{17}$ ион/см², была исследована путем повторных термомагнитных измерений с постепенным увеличением предельной температуры нагрева (рис. 4). Было установлено, что температурное поведение намагниченности композитной системы не меняется при условии первичной регистрации термомагнитных спектров с нагревом образцов до температуры $T_{\text{heat}} = 520$ К (кривая 1-го сканирования). Если затем проводить запись термомагнитных кривых на этом образце вплоть до температуры $T_{\text{heat}} = 720$ К, то после такого цикла измерений остается только одна высокотемпературная магнитная фаза с $T_{C1} \sim 850$ К (кривые 2 и 3 на рис. 4 соответственно). Другими словами, быстрый нагрев образца (~ 7 мин) в атмосфере воздуха до температуры выше температуры магнитного перехода второй фазы (700 К) приводит к полному подавлению ее вклада в намагниченность композитной системы. Наконец, при нагреве всех типов образцов до температуры 970 К в процессе первичной регистрации термомагнитных кривых ферромагнитный (или суперпарамагнитный) отклик в Co -имплантированных пластинках рутила полностью исчезает (кривая 4 на рис. 4).

2.3. Структурные исследования монокристаллических (100)- и (001)-пластинок TiO_2 , имплантированных ионами кобальта с максимальной дозой $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см². Для прояснения физической картины процессов, происходящих во время имплантации кобальта, на ряде пластинок рутила, имплантированных с максимальной дозой, были проведены исследования их элементно-фазового состава и морфологии поверхности. В результате структурных исследований установлено, что с точностью 0.1 ат. % только внедренная примесь кобальта, а также структурообразующие элементы, титан и кислород с

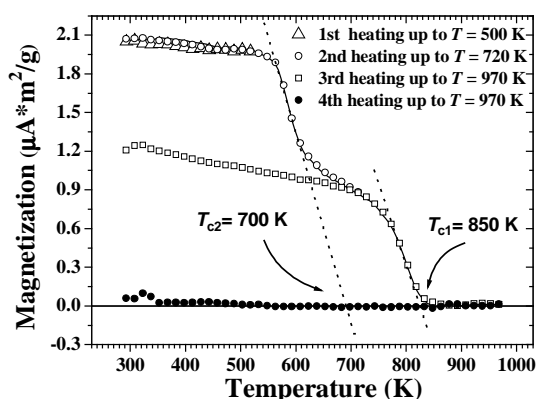


Рис. 4. Термомагнитные кривые для (001)-пластинки TiO_2 , имплантированной кобальтом при дозе $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см², регистрируемые при последовательном изменении максимальной температуры сканирования

пониженным содержанием последнего, входят в элементный состав облученного слоя рутила. Рентгенографическая съемка образцов выявила наличие в них лишь кратных отражений от серии плоских сеток монокристаллической подложки рутила и при максимальной дозе имплантации очень слабые рефлексы новообразованной кристаллической фазы, по своим характеристикам соответствующие оксиду кобальта Co_3O_4 . Ионное распыление поверхности пластинки рутила составило значение $\sim 10 \pm 5$ нм при наибольшей дозе [12], что по порядку величины (см. ниже) сопоставимо с длиной статистически среднего пробега ионов кобальта в матрице диоксида титана.

На рис. 5 приведены изображения поперечного среза пластинки рутила с ориентацией (100), имплантированной ионами кобальта с дозой $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² при комнатной температуре, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения. В полях изображений можно условно выделить 5 областей. Наблюдение различных включений в сочетании с анализом электронной дифракции, выполненной локально, позволяет утверждать, что первая область (I) (нумерация идет из глубины подложки в направлении к ее поверхности) на светопольном изображении (a) соответствует исходной кристаллической подложке рутила. Вторая область (II) в виде слоя соответствует напряженному кристаллическому рутилу, третий слой (III) – это модифицированная имплантацией аморфная область рутила с повышенным содержанием примеси кобальта. Четвертый слой (IV) содержит упорядоченные, почти сферические по форме кластеры (наночастицы) металлического кобальта в гексагональной фазе, которые когерентны по структурным мотивам с исходной матрицей TiO_2 (наиболее хорошо видно на темнопольных изображениях (d) и (e)). Об этом свидетельствует муар (интерференционная картина) на их образах, полученных как в светопольном ((a), так и темнопольном (d, e) режимах съемки. Пятый (V), самый верхний слой, соответствует аморфной фазе диоксида титана и содержит удлиненные по форме и большие по размерам включения либо металлического аморфного кобальта, либо газообразного кислорода.

Более наглядно кристаллические наночастицы Co, залегающие во втором слое, гексагональная плотноупакованная структура которых когерентна исходной решетке рутила, показаны на рис. 6. Как видно из рисунка, средний размер наночастиц Co составляет порядка 10 нм. Детальный анализ данных электронной

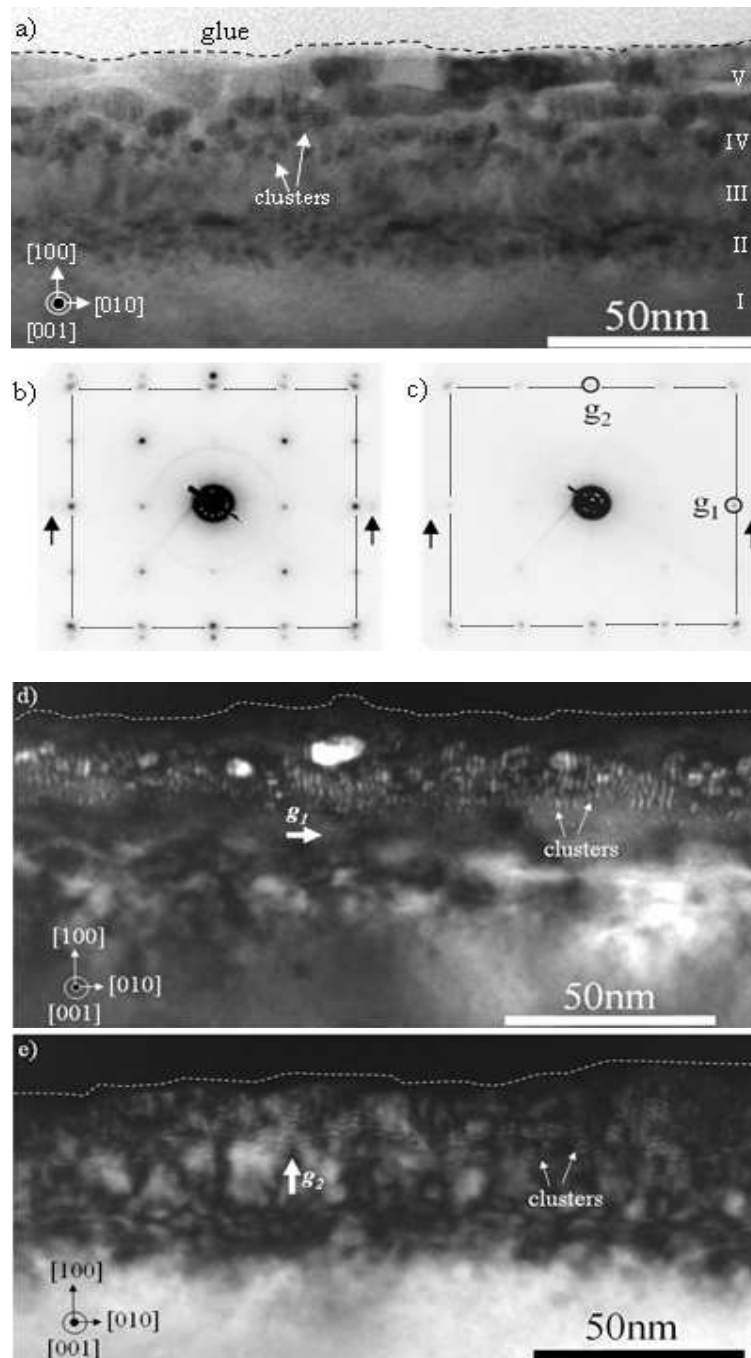


Рис. 5. (а) светлопольное изображение поперечного среза (100)-пластинки TiO_2 , имплантированной ионами кобальта с дозой $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² при комнатной температуре, показывает наличие пяти характерных зон в облученном рутиле; (b) электронная дифракция от I-V зон; (c) электронная дифракция от II-V зон; (d) и (e) темнопольные изображения поперечного среза имплантированной (100)-пластинки TiO_2 , регистрируемого вдоль рефлексов g_1 с волновым вектором, параллельным к поверхности образца, или вдоль рефлексов g_2 с волновым вектором перпендикулярном к поверхности, соответственно. Стрелками показаны нанокластеры (наночастицы) металлического кобальта с ППУ структурой, сформировавшиеся в VI зоне

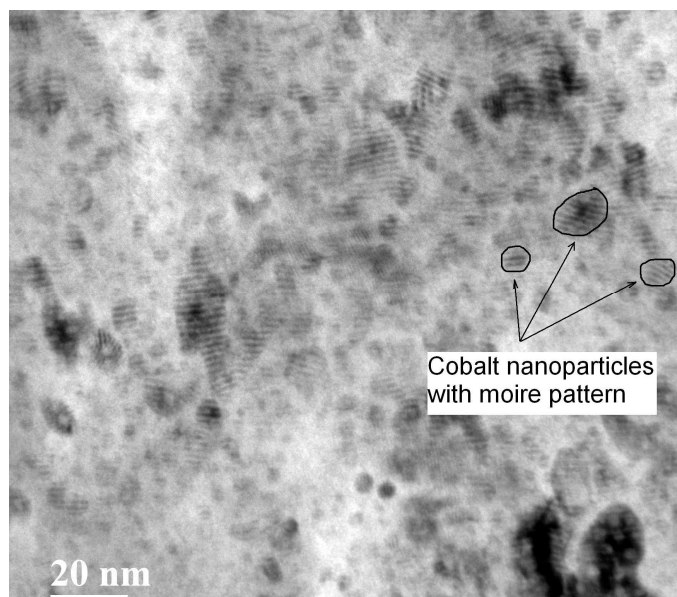


Рис. 6. Светлопольное изображение (100)-пластинки TiO_2 , имплантированной ионами кобальта с дозой $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² при комнатной температуре, полученное в плоскости облучения пластинки. Наличие муара (интерференционных полос) на изображениях наночастиц указывает на когерентное встраивание их гексагональной структуры в кристаллическую решетку рутила, а именно $[10\text{--}10] \text{Co} \parallel [100] \text{TiO}_2$, $(-12\text{--}10) \text{Co} \parallel (002) \text{TiO}_2$, $(0002) \text{Co} \parallel (020) \text{TiO}_2$

дифракции указывает, что направление $[10\text{--}10]$ наночастиц Co параллельно оси $[100] \text{TiO}_2$, плоскость $(-12\text{--}10)$ наночастиц Co параллельна плоскости $(002) \text{TiO}_2$, плоскость $(0002) \text{Co}$ параллельна плоскости $(020) \text{TiO}_2$ соответственно.

Согласно расчетам в рамках TRIM-алгоритма [13] средний пробег ионов кобальта с энергией 40 кэВ в матрице TiO_2 имеет значение $R_p \cong 22.4$ нм, а статистический разброс от среднего пробега $\Delta R_p \cong 9$ нм в гауссовой аппроксимации глубинного профиля распределения примеси. Таким образом, более 98% имплантированной примеси кобальта должно находиться в поверхностном слое с толщиной $R_p + 2\Delta R_p \cong 40$ нм, а значение концентрации кобальта в пике распределения при максимальной дозе имплантации $1.5 \cdot 10^{17}$ ион/см² может достигать величины порядка 60 ат. %. Однако если учесть усиление диффузии, связанное с сильным разогревом облучаемого слоя во время имплантации, то заметная часть ионов кобальта может продиффундировать в объем пластинки рутила в виде ионов. Действительно, экспериментально найденные значения концентрации имплантированной примеси кобальта в матрице рутила на разной глубине демонстрируют отличную от гауссовой форму распределения [12]. Глубинные профили распределения кобальта характеризуются пиком концентрации, расположенным значительно ближе к поверхности (~ 10 нм) за счет распыления, и протяженным хвостом до глубины более, чем 100 нм. Проведенные нами расчеты распределения внедренных ионов по глубине в модели, учитывающей распыление поверхности при ионном облучении и диффузию имплантируемых ионов, зависящую от температуры и кристаллографической ориентации подложки, подтвердили тенденцию ухода ионов примеси кобальта вглубь подложки.

3. Обсуждение результатов

Обсуждая эволюцию магнитного отклика и природу двух магнитных фаз, мы исходим из модели формирования в имплантированных образцах рутила двух магнитных слоев с различным содержанием и валентным состоянием примеси кобальта. При дозах выше, чем $0.3 \cdot 10^{17}$ ион/см², имплантация ионов кобальта ведет к зарождению и росту наноразмерных магнитных частиц металлического кобальта в первом (приповерхностном) слое рутила. Благодаря малому размеру (менее 5 нм) и возможной примеси титана наночастицы кобальта не дают рефлексов в рентгеноструктурных измерениях, имеют пониженную, по сравнению с объемным кобальтом, величину температуры Кюри ($T_{C1} \sim 850$ К) и проявляют суперпарамагнитные свойства при комнатной температуре. Часть внедренной примеси диффундирует вглубь подложки рутила и посредством парамагнитных ионов Co^{2+} замещает изоморфным образом ионы Ti^{4+} в матрице TiO_2 . Таким способом, в имплантированном рутиле формируется второй (более заглубленный) слой, обогащенный примесью кобальта. С последующим ростом дозы размер наночастиц кобальта растет, и в результате ионного распыления они становятся ближе к поверхности. Судя по тому, что глубина распыления (~ 20 нм) примерно равна среднему пробегу (22 нм), наночастицы, зародившиеся вначале процесса облучения, в конце этого процесса оказываются на поверхности, что демонстрируют ТЕМ измерения, рис. 5, слой V. Там они могут легко окислиться с формированием антиферромагнитного оксида кобальта (Co_3O_4) с низкой температурой Нееля $T_N \sim 25$ К. Следовательно, магнитный вклад от крупных поверхностных наночастиц металлического кобальта в полную намагниченность насыщения композитной $Co : TiO_2$ системы при превышении некоей критической дозы начнет снижаться. С ростом дозы под поверхностью формируется слой мелких наночастиц с кристаллической решеткой, когерентной матрице рутила (рис. 5, а, слой IV). При определенной концентрации такие наночастицы образуют магнитоупорядоченные области с температурой перехода $T_{C2} \sim 700$ К, доминирующие в суммарной намагниченности при комнатной температуре и показывающие анизотропные ферромагнитные характеристики.

В рамках описанной выше двухслойной модели можно понять влияние нагрева образцов в процессе термомагнитных измерений на магнитные свойства имплантированного рутила. В результате термического нагрева активируется процесс диффузии кислорода из атмосферы в объем имплантированной подложки. Следует ожидать, что при температурах нагрева выше, чем $T_{C2} = 700$ К, когда связь между Co^{2+} ионами ослаблена, кислород начинает активно заполнять структурные вакансии в облученном слое TiO_2 . Это ведет к разрушению магнитного порядка и подавлению ферромагнитного вклада в намагниченность композитной системы от заглубленного слоя когерентных с решеткой рутила наночастиц. При более высоких температурах нагрева, более чем $T_{C1} = 850$ К, по-видимому, окисляются даже захороненные глубоко под поверхностью TiO_2 наночастицы металлического кобальта. Формируемый оксид кобальта не дает какой-либо заметный вклад в намагниченность рутила при комнатной температуре, и магнитный отклик в рутиле полностью исчезает. Если описанный выше процесс окисления действительно имеет место, то в этом случае температура $T_{C1} = 850$ К может быть отнесена к температуре фазового превращения крупных металлических наночастиц кобальта в окисел металла, а не настоящего обратимого перехода из магнитного в немагнитное состояние.

В заключение мы исследовали влияние дозы имплантации кобальта на магнитные свойства монокристаллических пластинок рутила. В результате имплантации в матрице TiO_2 формируются два магнитных слоя. Вначале в первом приповерхностном композитном слое имеет место процесс зарождения и роста изолирован-

ных наночастиц металлического кобальта, что обуславливает суперпарамагнитные свойства рутила при комнатной температуре при низких дозах. С повышением дозы образуется плотный слой из наночастиц кобальта, когерентных с решеткой матрицы рутила. Этот слой дает анизотропный вклад в магнитные свойства образца и имеет меньшую температуру магнитного перехода. Залегающий под этим слоем твердый раствор магнитных Co^{2+} ионов, которые в форме примеси изоморфно замещают ионы Ti^{4+} в матрице TiO_2 , имеет более высокую температуру перехода и изотропен в плоскости имплантированной поверхности образца.

Работа была поддержана Федеральным агентством по науке и инновациям (Госконтракт № 02.513.11.3150), а также грантами Программы ОФН РАН «Новые материалы и структуры» и РФФИ (проект № 07-02-00559-а).

Summary

R.I. Khaibullin, L.R. Tagirov, Sh.Z. Ibragimov, V.F. Valeev, V.I. Nuzhdin, Yu.N. Osin, A.A. Achkeev, I.A. Faizrahmanov, N.A. Cherkashin. Ferromagnetism and two magnetic phases in rutile (TiO_2) implanted by cobalt ions.

Single crystalline (100)- and (001)-plates of rutile were implanted by Co^+ ions with energy of 40 keV in a wide range of doses, $0.1\text{--}1.5 \cdot 10^{17}$ ion/cm², with the aim to investigate formation of the ferromagnetic phase response in the samples. With increasing the ion dose, the rutile plates reveal consecutively paramagnetic, then superparamagnetic, and at last anisotropic ferromagnetic properties at room temperature. Analysis of the temperature dependence of saturation magnetization has shown that two ferromagnetic phases develop in the implanted rutile with magnetic ordering temperatures $T_{C1} \sim 850$ K and $T_{C2} \sim 700$ K respectively. Annealing of the samples in air substantially suppresses the ferromagnetic phases if the annealing temperature exceeds the corresponding magnetic transition temperature. Formation of the two ferromagnetic phases in a model of two layers having different concentration and valence state of the cobalt dopant is discussed.

Литература

1. *Matsumoto Y., Murakami M., Shono T., Hasegawa T., Fukumura T., Kawasaki M., Ahmet P., Chikyow T., Koshihara S., Koinuma H.* Room-temperature ferromagnetism in transparent transition metal-doped titanium dioxide // *Science*. – 2001. – V. 291. – P. 854–856.
2. *Janisch R., Gopal P., Spaldin N.A.* Transition metal-doped TiO_2 and ZnO – present status of the field // *J. Phys.: Condens. Matter*. – 2005. – V. 17. – P. 657–689.
3. *Coe J.M.D., Douvalis A.P., Fitzgerald C.B., Venkatesan M.* Ferromagnetism in Fedoped SnO_2 thin films // *Appl. Phys. Lett.* – 2004. – V. 84. – P. 1332–1334.
4. *Kim J.Y., Park J.H., Park B.G. et al.* Ferromagnetism induced by clustered Co in Co-doped anatase TiO_2 thin films // *Phys. Rev. Lett.* – 2003. – V. 90, No 1. – P. 017401-1–017401-4.
5. *Kim D.H., Yang J.S., Kim Y.S. et al.* Superparamagnetism in Co-ion-implanted anatase TiO_2 thin films and effects of postannealing // *Appl. Phys. Lett.* – 2003. – V. 83. – P. 4574–4576.
6. *Xin Y., Lu J., Stampe P.A., Kennedy R.J.* Crystallographically orientated fcc Co nanocrystals in rutile TiO_2 thin films // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. – V. 88, No 11. – P. 112512-1–112512-3.
7. *Khaibullin R.I., Tagirov L.R., Rameev B.Z., Ibragimov Sh.Z., Yildiz F., Aktas B.* High Curietemperature ferromagnetism in cobalt-implanted single-crystalline rutile // *J. Phys.: Condens. Matter*. – 2004. – V. 16. – P. 443–449.

8. *Aktas B., Yildiz F., Rameev B., Khaibullin R., Tagirov L., Ozdemir M.* Giant room temperature ferromagnetism in rutile TiO_2 implanted by Co // *Phys. Status Solidi C.* – 2004. – V. 12. – P. 3319–3323.
9. *Akdogan N., Rameev B.Z., Dorosinsky L., Sozeri H., Khaibullin R.I., Aktas B., Tagirov L.R., Westphalen A., Zabel H.* Anisotropy of ferromagnetism in Co-implanted rutile // *J. Phys.: Condens. Matter.* – 2005. – V. 17. – P. 359–366.
10. *Yasonov P.G., Nourgaliev D.K., Bourov B.V., Heller F.* A modernized coercivity spectrometer // *Geol. Carpathica.* – 1998. – V. 49, No 3. – P. 224–226.
11. *Bourov B., Iasonov P., Nourgaliev D., Ibragimov Sh.* Thermomagnetic analysis using a high heating rate // *Ann. Geophys.* – 1996. – V. 14, No 1. – P. 133.
12. *Khaibullin R.I., Ibragimov Sh.Z., Tagirov L.R., Popok V.N., Khaibullin I.B.* Formation of anisotropic ferromagnetic response in rutile (TiO_2) implanted with cobalt ions // *NIMB.* – 2007. – V. 257. – P. 369–373.
13. *Ziegler J.F., Biersack J.P., Littmark U.* The Stopping and Range of Ions in Solids. – N. Y.: Pergamon Press, 1985. – 321 p. (SRIM-2003 software at <http://www.srim.org/>).

Поступила в редакцию
27.09.07

Хайбуллин Рустам Ильдусович – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории радиационной физики Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН.

E-mail: rik@kfti.knc.ru

Тагиров Ленар Рафгатович – доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики твердого тела Казанского Государственного университета, ведущий научный сотрудник Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН.

E-mail: Lenar.Tagirov@ksu.ru

Ибрагимов Шамиль Зарифович – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры геофизики Казанского государственного университета.

E-mail: Shamil.Ibragimov@ksu.ru

Валеев Валерий Фердинандович – научный сотрудник лаборатории радиационной физики Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН.

Нуждин Владимир Иванович – инженер-исследователь лаборатории радиационной физики Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН.

Осин Юрий Николаевич – научный сотрудник лаборатории радиационной физики Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН.

Ачкеев Андрей Алексеевич – магистрант кафедры физики твердого тела Казанского государственного университета.

E-mail: fermion@list.ru

Файзрахманов Ильдар Абдулкабирович – доктор физико-математических наук, заведующий лабораторией радиационной физики Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН.

E-mail: fiak@kfti.knc.ru

Черкашин Николай Анатольевич – научный сотрудник Центра исследования структурных свойств материалов, г. Тулуза, Франция.

E-mail: nikolay@cemes.fr