

ФОРМИРОВАНИЕ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ЧАСТИЦ В ОКСИДНОЙ ПЛЕНКЕ КРЕМНИЯ ПРИ БОМБАРДИРОВКЕ ИОНАМИ $3d$ -МЕТАЛЛОВ

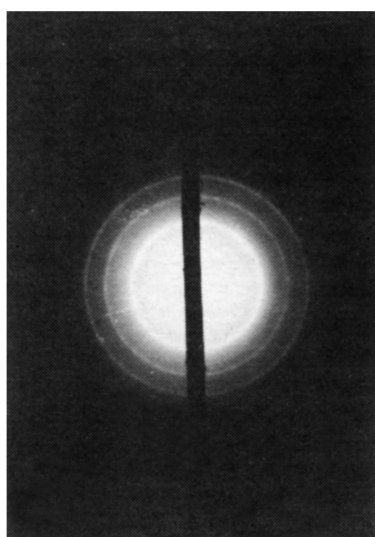
А.В. К а з а к о в, А.А. Б у х а р а е в,
Р.А. М а н а п о в, И.Б. Х а й б у л л и н

Тонкие слои, содержащие малые металлические частицы (ММЧ) с ферромагнитными свойствами, представляют интерес в связи с использованием таких объектов в качестве носителей информации [1]. Получение таких слоев в системах на основе кремния позволяет расширить возможности полупроводниковой микроэлектроники. Наиболее распространенным методом формирования полупроводниковых микроструктур является ионная имплантация. Поэтому представленная работа посвящена исследованию возможностей ионной бомбардировки для формирования в поверхностном слое полупроводника ферромагнитного слоя, состоящего из ММЧ.

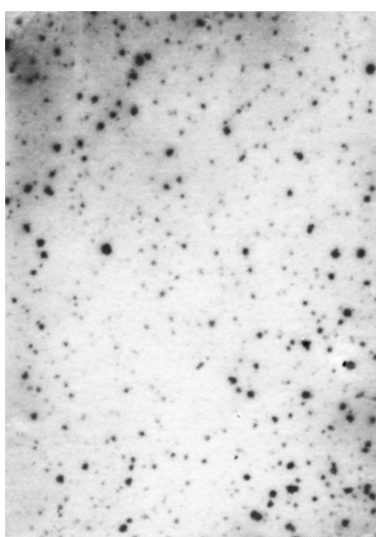
Ранее было показано [2], что при имплантации ионов Fe^+ в кремний в поверхностном слое удастся синтезировать силициды железа, однако они значительно уступают по своим магнитным свойствам чистым $3d$ -металлам. В нашем случае в качестве исходного материала были выбраны пластины монокристаллического кремния КДБ - 10, на поверхности которого путем окисления в атмосфере сухого кислорода была сформирована пленка SiO_2 толщиной 500 Å. Имплантация ионов Fe^+ и Co^+ с энергией 40 кэВ и дозами от $6 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ до $3 \cdot 10^{17}$ см $^{-2}$ проводилась на установке ИЛУ - 3. При данной энергии максимум концентрации имплантированных ионов расположен в SiO_2 на глубине около 300 Å, а в слое толщиной 500 Å находится не менее 95% внедренных ионов [3].

Для определения изменений фазового состава и структуры поверхностного слоя SiO_2 после ионной бомбардировки полученные образцы исследовались с помощью просвечивающей электронной микроскопии, для чего использовалась методика химического утонения, которая позволяла удалить кремниевую подложку. Из полученных снимков имплантированных слоев SiO_2 и микродифракции электронов следует, что после ионной бомбардировки в SiO_2 образуются малые частицы поликристаллического α -железа, имеющие в плоскости образца размеры от 50 до 100, от 100 до 160 и от 200 до 600 Å при дозах имплантации 10^{17} , $1.2 \cdot 10^{17}$ и $3 \cdot 10^{17}$ см $^{-2}$ соответственно (рис. 1).

Для определения статических магнитных характеристик полученных слоев использовался магнитооптический магнитометр, работающий на основе экваториального эффекта Керра. На рис. 2 представлены зависимости коэрцитивной силы от дозы имплантации. Слои



α



δ

Рис. 1. Электронномикроскопическое изображение поверхностного слоя SiO_2 , бомбардированного $Fe^+ \Delta = 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$: а - в режиме микродифракции; б - в режиме просвечивания.

ММЧ железа становятся ферромагнитными при дозах выше $6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$, а образцы, бомбардированные ионами CO_2 , при дозах выше 10^{17} см^{-2} . Первоначальный рост значений коэрцитивной силы с ростом дозы имплантации, по-видимому, обусловлен увеличением доли однодоменных частиц в слое. После достижения максимальных значений коэрцитивная сила начинает уменьшаться, что, очевидно, связано с возникновением в частицах многодоменных состояний, при которых перемагничивание происходит в первую очередь за счет движения доменных границ, что требует меньшей энергии и, соответственно, меньших магнитных полей.

Для определения микроструктуры поверхности $Si-SiO_2$ после имплантации ионов Fe^+ использовался метод мессбауэровской спектроскопии конверсионных электронов. На спектре образца, бомбардированного дозой $D=1.4 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, проявляются две магнитные подсистемы: 1) ферромагнитная со следующими параметрами сверхтонкой структуры - сверхтонкое поле на ядре $H = 320 \text{ кЭ}$, изомерный сдвиг $\delta_{Fe} = -0.06$ и соотношение интенсивностей линий, близкое к 3:4:1:1:4:3; 2) парамагнитная со значением квадрупольного расщепления $\Delta E_Q = 0.99$, $\delta_{Fe} = 0.26$. Соотношение первой и второй фаз составляет 3:1. Сравнение полученного спектра со спектрами чистого α -железа и кремнистого железа [4] показывает, что ферромагнитная фаза представляет собой α -железо с примесью кремния около 1%, снижающего значение

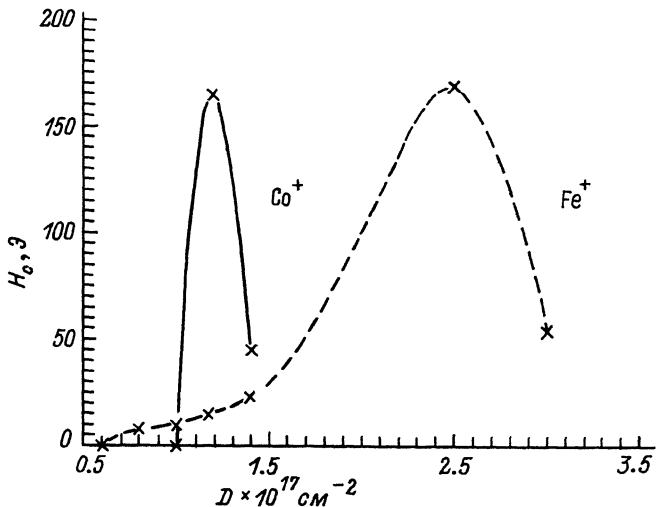


Рис. 2. Зависимость коэрцитивной силы полученных магнитных слоев от дозы имплантации.

сверхтонкого поля на ядре. Парамагнитная фаза является обычной для ионов железа, растворенных в стеклообразной матрице. Соотношение интенсивностей линий сверхтонкой структуры показывает, что вектор намагниченности частиц лежит в плоскости пленки. Этот факт также находит подтверждение при измерении сигналов ферромагнитного резонанса полученных слоев.

Для образцов $Si - SiO_2$, бомбардированных ионами Fe^+ дозами от $8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ до $2.5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, резонансное поглощение на частоте 9.3 ГГц при параллельной ориентации плоскости пленки относительно внешнего магнитного поля наблюдается при полях порядка $H_{||} \sim 1-2$ кЭ, а при перпендикулярной — при полях $H_{\perp} \sim 7-11$ кЭ. Такое различие в резонансных полях определяется разницей размагничивающих факторов частиц в плоскости пленки и перпендикулярно к ней, что в свою очередь является следствием анизотропии формы частиц — они сплюснуты в плоскости образца. Для уменьшения магнитостатической энергии при анизотропной форме частиц вектор намагниченности стремится занять положение вдоль длинной оси частиц, поэтому намагниченность в частицах ориентирована параллельно поверхности образца. Поскольку с ростом дозы облучения разность значений $H_{||}$ и H_{\perp} возрастает, очевидно, что рост частиц при этом происходит в основном в плоскости окисной пленки.

Таким образом, с помощью метода ионной бомбардировки удается синтезировать в окисленном слое кремния малые металлические частицы. Варьируя дозу имплантации, можно получать слои с различными магнитными свойствами.

В заключение авторы выражают благодарность Г.Г. Лексиной за помощь, оказанную при проведении экспериментов по электронной микроскопии.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Крайдер М.Х. // В мире науки, 1987. № 12. С. 46-52
- [2] Петухов В.Ю., Хайбуллин И.Б. и др. // ФТТ. 1984. Т. 26. № 5. С. 1392-1397.
- [3] Буренков А.Ф., Комаров Ф.Ф., Кумаров М.А., Темкин М.М. Таблицы параметров пространственного распределения ионноимплантированных примесей. Минск: БГУ, 1980. с. 352.
- [4] Елсуков Е.П., Баринов В.А., Коныгин Г.Н. // ФММ. 1986. Т. 62. № 4. С. 719-723.

Казанский
физико-технический
институт КФ АН СССР

Поступило в Редакцию
29 декабря 1989 г.

Письма в ЖТФ, том 16, вып. 6

26 марта 1990 г.

Об.2; 12

© 1990

ИМПУЛЬСНАЯ ЛАЗЕРНАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ГОМОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Г.Д. И в л е в, Ф.М. К а ц а п о в,
В.Л. М а л е в и ч, Е.А. Т я в л о в с к а я

Исследования по проблеме импульсной лазерной модификации полупроводников ведутся более 20 лет. Однако до сих пор не вполне выяснены механизмы дефектообразования при жидкофазной перекристаллизации поверхностных полупроводниковых слоев лазерными импульсами наносекундной длительности, требуется дальнейшее исследование возникающих при импульсном воздействии метастабильных состояний [1]. В ряде работ (см., например, [2]) изучались особенности образования дислокаций в кремнии при наносекундном лазерном нагреве. В данной работе исследовано влияние моноимпульсного лазерного облучения на плотность дислокаций в подложках монокристаллического *GaAs* и гомоэпитаксиальных слоях полупроводника.

В качестве объектов исследования были взяты стандартные подложки арсенида галлия типа АГЧТ, ориентированные в плоскости $(100) \pm 3^\circ$. Эпитаксиальные структуры содержали буферный слой собственной проводимости толщиной 2-3 мкм и выращивались