

Тонкопленочный ферромагнитный композит для спинтроники

А. С. Борухович¹⁾, Н. И. Игнатъева, А. И. Галяс*, С. С. Дорофейчик*, К. И. Янушкевич*

Институт химии твердого тела Уральского отделения РАН, 620219 Екатеринбург, Россия

*Объединенный Институт физики твердого тела и полупроводников АНБ, 220072 Минск, Беларусь

Поступила в редакцию 7 июня 2006 г.

После переработки 13 сентября 2006 г.

Приводятся результаты изучения магнитных и других параметров тонкопленочных композитов $\text{EuO}:\text{Fe}$, реально отвечающих требованиям их применения в качестве инжекторов спинов в создаваемых структурах полупроводниковой спиновой электроники, способных работать в нормальных условиях комнатных температур.

PACS: 75.25.+z, 85.75.-d

В сообщении [1] были представлены результаты синтеза и исследования магнитных и электрических параметров тонкодисперсных порошковых композиционных материалов $\text{EuO}:\text{Fe}$ от состава: в зависимости от содержания Fe в магнитном полупроводнике EuO . Выбор в качестве базовой матрицы композита “классического” низкотемпературного ферромагнитного полупроводника EuO обусловлен, в частности, тем обстоятельством, что он практически единственный из всех известных представителей этого класса материалов обладает 100%-ной степенью спиновой поляризации носителей тока при ферромагнитном упорядочении спинов ионов Eu^{2+} . Данное обстоятельство позволяет осуществлять существенно в большей степени спин-поляризованный токоперенос в структурах спиновой электроники EuO /немагнитный полупроводник и наблюдать связанные с этим физические эффекты [2]. В отличие от всех других широко изучаемых структур полупроводниковой спиновой электроники, создаваемых на базе разбавленных магнитных полупроводников, спин-ориентационные эффекты в которых при токопереносе уже при низких температурах наблюдаются на уровне $\sim 1\%$ [3]. Если указанное преимущество в значительной степени удастся реализовать с использованием созданных в [1] материалов, то указанные композиты при определенных условиях могут быть инжекторами спин-ориентированных электронов в спинтронных структурах при комнатных (и выше) температурах. Одним из таких условий является получение подобного материала в виде тонкопленочных слоев, способных наноситься на широкозонные немагнитные полупроводники с сохранением присущих этим материалам характерис-

тик. В таких случаях контактные тонкопленочные структуры реально становятся подходящей материальной базой для создания логических устройств спин-информационных систем квантовых компьютеров, а также других твердотельных устройств полупроводниковой спиновой электроники (спиновых фильтров, лазеров миллиметрового и субмиллиметрового диапазонов, модулируемых и перестраиваемых по частоте магнитным полем и управляемых током, и пр.).

В настоящем сообщении приводятся новые данные о получении тонких пленок вышеназванных композиционных материалов и изучении их магнитных, оптических, электрических характеристик. Отрабатывались приемы получения пленок разной толщины путем нанесения их на оптически прозрачные стеклянные подложки в условиях, отвечающих требованиям промышленных технологий. Использовалась стандартная техника вакуумного напыления, приемы лазерного распыления таблетки либо “вспышки” (в случае получения пленки из сыпучего исходного материала). Таблетка-мишень предварительно спекалась из тонкодисперсного порошка композита. В обоих случаях состав исходного композита для напыления соответствовал формуле $(\text{EuO})_{0.75}\text{Fe}_{0.25}$, что отвечало присущему этому составу полупроводникового характера проводимости при комнатной температуре как по номиналу, так и по зависимости $\rho(T)$. Данное требование является необходимым для создания и устойчивой работы устройств полупроводниковой спиновой электроники [4]. Справедливости ради необходимо отметить, что истинный состав получаемого при этом пленочного композита вряд ли соответствовал исходному составу порошка композита (кинетика процесса не изучалась) ввиду существующего различия парциальных давлений испаряе-

¹⁾e-mail: A.S.Bor@rsvpu.ru

мых фаз. Об этом свидетельствовало положение и интенсивность соответствующих пиков на рентгенограммах исходного и тонкопленочного композитов: в пленках количество металлической фазы убывало. Поэтому только свойства получаемого тонкопленочного композита могли указывать на достижение поставленной цели. По этим же рентгеновским данным пленки композита всегда получались кристаллическими с характерным для монооксида европия параметром решетки, $a = 0.5125 \div 0.5140$ нм (структура B1). В этом отношении, учитывая предыдущий опыт нанесения пленочных слоев EuO на разные подложки (слюда, стекло, Al, Be, Si) [5], можно полагать, что и в случае нанесения тонкопленочных слоев композита на подложки из этих и других материалов их кристалличность также сохранится.

Ниже приводятся экспериментальные данные о зависимости удельной намагниченности (σ) от температуры для исходного порошка композита (рис.1) и пленок примерно равной толщины, полученных

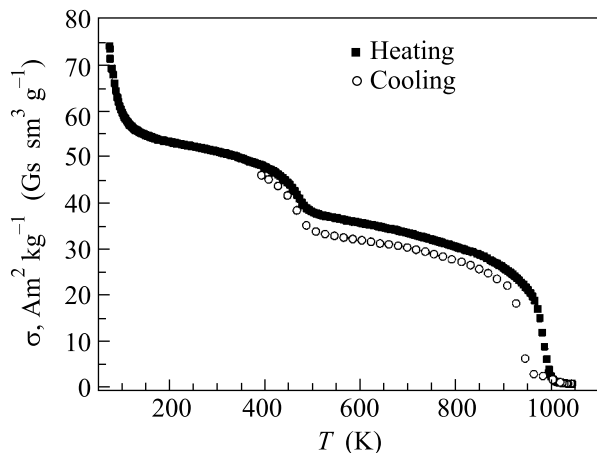


Рис.1. Температурная зависимость удельной намагниченности порошка композита состава $(\text{EuO})_{0.75}\text{Fe}_{0.25}$ в поле $H = 0.86$ Тл

из таблетки (рис.2) и порошка (рис.3). Намагниченность измерялась пондеромоторным методом в поле 0.86 Тл на магнитных весах ОИФТТ и ПНАНБ. Видно, что в первом случае намагниченность исходного порошка при температурах $T > 500$ К полностью соответствует наличию в нем частиц α -железа с присущей ему точкой Кюри в области $T \sim 1000$ К. При этом номинал величины σ композита в области высоких температур соответствует долевого присутствию этого металла в массе образца. Напомним, что ферромагнитный полупроводник – монооксид EuO – при температурах $T > 70$ К является парамагнетиком [2] и его вклад в намагниченность композита при

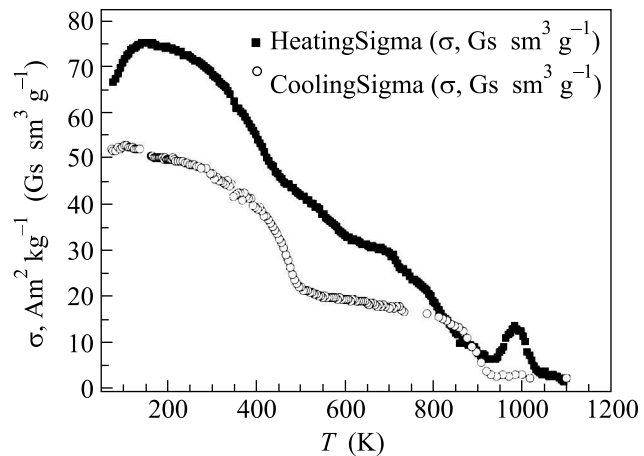


Рис.2. То же самое для пленки композита толщиной 480 нм, полученной из таблетки

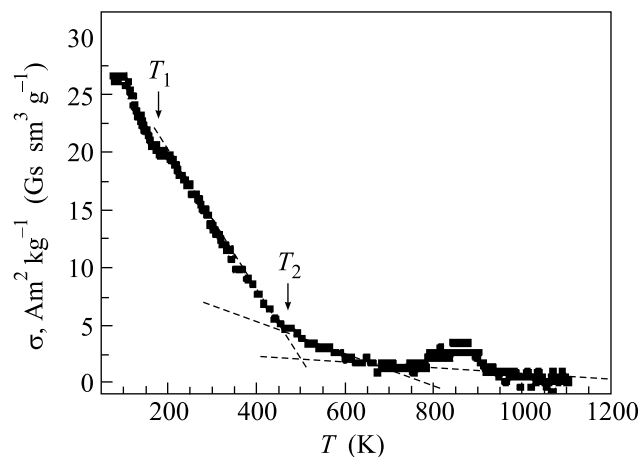


Рис.3. То же самое для пленки композита толщиной 310 нм, полученной методом “вспышки” из порошка

более высоких температурах должен быть минимальным. Но в силу того, что приводимые на рисунках экспериментальные результаты относятся к магнитным полям $H = 0.86$ Тл, не исключено, однако, и того, что в данном случае для температурного интервала $70 \text{ К} < T < 480 \text{ К}$ наблюдается проявление суперпарамагнетизма в композите EuO:Fe, обязанного наличию в нем частиц Fe разного размера. Об этом, в частности, свидетельствует перегиб на зависимости $\sigma(T)$ в области, близкой к 480 К. По нашему мнению, пока нет других видимых причин для обоснования повышенного номинала намагниченности композита в указанной области температур, поскольку монооксид европия не образует твердых растворов с металлами переходной группы (Fe, Co, Ni), что могло бы приводить к повышению его температуры Кюри [6]. Возможно, это своеобразная температура пере-

хода суперпарамагнетизм – парамагнетизм в данном составе композита. При этом зависимости $\sigma(T)$ идентичны как при нагреве, так и при охлаждении образца.

Поведение зависимостей $\sigma(T)$ пленок вполне объяснимо наличием в них ферромагнетизма и во многом повторяет данные рис.1. Если судить по номиналам намагниченностей пленок, доля металлической (Fe) составляющей в них заметно ниже. Тем не менее, в относительно толстых пленках также может иметь место проявление суперпарамагнетизма в вышеотмеченной области температур (рис.2). Нагрев пленок до более высоких температур (до перехода ферро-пара Fe) приводит к размягчению подложки и частичному ее взаимодействию с монооксидом. Об этом свидетельствует обратный (охлаждение) ход намагниченностей $\sigma(T)$. Однако в технических приложениях использование пленок композита при столь высоких температурах не предусматривается. Поэтому можно констатировать, что представленные магнитные характеристики пленочного композита полностью соответствуют требованиям их использования в качестве инжекторов спинов в спинтронных устройствах, способных работать при обычных (комнатных и выше) температурах.

До настоящей работы о возможности достижения подобного результата сообщалось в публикациях [7–9] относительно наблюдения “бутербродного” ферромагнетизма в мультислойных структурах GaSb:GaMn ($T_k \sim 130^\circ\text{C}$) или TiO₂:Co ($T_k \sim 150^\circ\text{C}$), а также в нанокристаллических композитах ZnO:Ni ($T_k \sim 60^\circ\text{C}$) [10]. Однако сравнение номиналов намагниченностей этих композитов при комнатных температурах с данными, представленными выше для созданных нами композитов, говорят о возможном преимуществе последних при использовании их в спинтронике. В данном случае повышенная удельная намагниченность композита (возможно, обязанная проявлению супермагнетизма в нем) вполне может свидетельствовать и о возможно повышенной в сравнении с первыми степени спиновой инжекции из него при токопереносе в контактных структурах. А это может иметь решающее значение в практике создания таких структур. Отметим также патент США 1972 г. [11], автор которого методом молекулярно-лучевой эпитаксии получал тонкие пленки EuO:Me (Me – Fe, Co, Ni) с содержанием переходного металла, близким к процентному содержанию металлического железа в нашем исходном порошке композита. Правда, фазовый состав таких пленок трактовался им в качестве твердого раствора Eu_{1-x}Me_xO с монотонно возрастающей его температурой Кюри $T_k(x)$ от

70 К до 180 К. Из вышеприведенных результатов нашей работы становится очевидным, что выводы [11] не совсем корректны.

Подтверждается и полупроводниковый характер электропроводности синтезированных нами пленок. Измерения проводились четырехзондовым методом на стандартной промышленной установке. При комнатной температуре номиналы удельного электросопротивления пленок толщиной $200 \div 500$ нм, полученных из таблетки, имели значения $\rho \sim 2 \cdot 10^{-2} \div 4 \cdot 10^{-3}$ Ом·см. Пленки примерно той же толщины, но полученные из порошка, обладают величинами ρ в пределах от одной до нескольких единиц Ом·см, что соответствует номиналу ρ исходной таблетки композита. Это лишний раз подтверждает, что содержание металлического железа в пленках, синтезированных нами из таблетки и порошка, существенно различается.

По оптическим спектрам поглощения пленок разной толщины, полученным с использованием фотоспектрометра “GARY 500” в диапазоне длин волн $200 \div 3000$ нм, оценена ширина запрещенной зоны (E_g) композита. По этим данным для толстых (650 нм) пленок со спектром пропускания 1% она составляет величину $E_g \approx 0.75$ эВ. По мере уменьшения толщины пленок величина E_g значительно увеличивалась. Все это соответствует известным литературным данным для монооксидных кристаллических пленок EuO [2].

Синтезированные пленки достаточно устойчивы и воспроизводят свои характеристики после длительного хранения. Они обладают доменной структурой, исследования которой представляют отдельный интерес.

Таким образом, исходя из представленных результатов, можно уверенно заключить, что удалось получить полупроводниковый ферромагнитный тонкопленочный композит, реально претендующий на его применение в качестве инжектора спин-ориентированных электронов в устройствах полупроводниковой спиновой электроники, способных работать в нормальных условиях комнатных температур.

1. А. С. Борухович, Н. И. Игнатьева, В. Г. Бамбуров, Доклады РАН **402**, 181 (2005).
2. А. С. Борухович, *Физика материалов и структур сверхпроводящей и полупроводниковой спиновой электроники*, Екатеринбург: УрО РАН, 2004.
3. Y. Ohno, D. K. Young, V. Beschoten et al., *Nature* **402**, 790 (1999).
4. G. Schmidt, D. Ferrand, L. W. Molenkamp et al., *Phys. Rev. B* **63**, R4790 (2000).

5. А. С. Борухович, В. Г. Бамбуров, Н. Н. Ефремова, Л. Д. Финкельштейн, *Поверхность* № 10, 142 (1989).
6. А. А. Самохвалов, Сб. *Редкоземельные полупроводники*, Ленинград: Наука, 1977, с.5.
7. R. Flederling, M. Keim, G. Reuscher et al., *Nature* **402**, 787 (1999).
8. P. A. Stampe, R. J. Kennedy, Yan Xin, and J. S. Parker, *Appl. Phys. Lett.* **93**, 7864 (2003).
9. Л. А. Балагуров, С. О. Климонский, С. П. Кобелева и др., *Письма в ЖЭТФ* **79**, 111 (2004).
10. P. V. Radovanovich and D. R. Gamelin, *Phys. Rev. Lett.* **91**, 157202 (2003).
11. K. Y. Ahn, *Transition Metal Doped EuO Films*, Pat. US 3639167 от 13.09.1972.