ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СИСТЕМ ПОЛУПРОВОДНИК-ФЕРРОМАГНЕТИК КАК ОСНОВА СИНТЕЗА МАГНИТОГРАНУЛИРОВАННЫХ СТРУКТУР СПИНТРОНИКИ

[1,2]Маренкин С. Ф., [1]Федорченко И. В., [1]Изотов А. Д., [1]Васильев М. Г.

[1]Институт общей и неорганической химии им. Н.С.Курнакова РАН, http://igic.ras.ru
Москва 119991, Российская Федерация
[2]Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", http://misis.ru/
Москва 119049, Российская Федерация

Поступила в редакцию 10 октября 2018, принята 21 ноября 2018

Представлен аналитический обзор, посвященный физико-химическим основам синтеза гранулированных структур в системах полупроводник-ферромагнетик. В этих системах в качестве полупроводников, представлены соединения $A^{II}B^{IV}C^{V}_2$, $A^{III}C^{V}$, $A^{II}_2C^{V}_3$ и $A^{II}C^{V}_2$, а в качестве ферромагнетиков - соединения марганца (MnP, MnAs и MnSb). Показано, что в устройствах спинтроники магнитогранулированные структуры являются альтернативой сверхрешеток, на них также возможны эффекты гигантского и туннельного магнитосопротивления. Рассмотрены преимущества магнитогранулированных структур, такие как: менее трудоемкие методы получения, более мягкие требования к размерности ферромагнетика и немагнетика, возможность формирования устойчивой границы раздела фаз, мягкие требований к толщине слоев, чем в случае сверхрешеток и т.п. Показано, что из-за высокой подвижности носителей заряда, применение полупроводников в качестве матрицы более предпочтительно, чем металлов или диэлектриков. Сформулированы основные принципы создания гранулированных структур с высокими значениями магнитосопротивления на основе систем эвтектического типа. При кристаллизации эвтектики имеет место одновременная кристаллизация всех фаз, входящих в состав эвтектики, приводящая к образованию специфической мелкодисперсной структуры. Использование сверхвысоких пресыщений приводит к значительному переохлаждению, что способствует метастабильной кристаллизации. Это вызывает синергетический эффект, стимулирующий наноструктуризацию, и способствует созданию гранулированных структур. Представлены результаты исследований систем полупроводник – ферромагнетик и показана возможность получения в них магнитогранулированных структур с высокими значениями магнитосопротивления.

Ключевые слова: **спинтроника, магнитогранулированные структуры, полупроводники, ферромагнетики**

УДК 548.4;548.73;548.735.6

Содержание

1. **Введение (395)**
2. **Фазовые равновесия в системах полупроводник-ферромагнетик (396)**
3. **Синтез и свойства магнитогранулированных структур (397)**
4. **Заключение (400)**

Литература (400)

1. ВВЕДЕНИЕ

Гранулированные структуры являются альтернативой сверхрешеток в устройствах спинтроники. В настоящее время спинтроника является одним из наиболее динамично развиваемых направлений электроники. Это связано с тем, что управлять спином электрона энергетически эффективней, чем зарядом электрона. В связи с этим в России и за рубежом

интенсивно проводятся исследования по создания спиновых диодов, транзисторов и других традиционных устройств электроники. Однако пока исследования по созданию таких устройств находятся на макетном или модельном уровнях [1, 2]. Реально существующие устройства спинтроники – это устройства магнитной памяти. Устройства магнитной памяти выпускаются в огромном количестве, т.к. входят в состав всех современных компьютеров [3, 4]. Устройства магнитной памяти основаны на двух эффектах, эффектах гигантского (ГМС) и туннельного (ТМС) магнетосопротивления [5, 6]. Эффекты были обнаружены на сверхрешетках, которые состояли из нанослоев магнетика и немагнетика. Гетерогенные магнитоупорядочные системы рассматриваются как аналоги сверхрешеток, в литературе более известны как магнитогранулированные структуры [7-11]. На таких структурах также наблюдаются эффекты ГМС и ТМС [12-16]. Магнитогранулированная структура состоит из немагнитной матрицы и наночастиц ферромагнетика. В качестве материалов матрицы могут быть использованы металлы, полупроводники и диэлектрики [17-23].

Природа эффекта ГМС в магнитогранулированных структурах и сверхрешетках аналогична. На **рис. 1** представлена схема возникновения эффекта ГМС. Несмотря на то, что величины эффектов ГМС и ТМС в магнитогранулированных структурах меньше, чем в сверхрешетках, однако эти структуры имеет ряд преимуществ [24]. Из преимуществ можно выделить такие как: менее трудоемкие методы получения, более мягкие требования к размерам ферромагнетика и немагнетика, лучшие

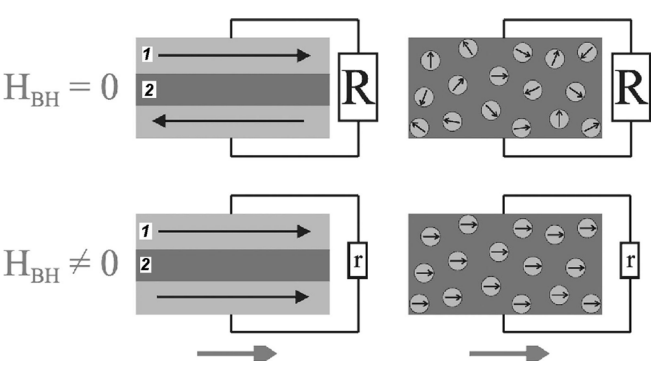


Рис. 1. *Схема возникновения эффекта ГМС: а) в сверхрешетках, б) в гранулированных структурах. (1 – ферромагнетик, 2 - немагнетик).*

возможности создания устойчивой фазовой границы раздела ферромагнетика и немагнетика, более мягкие требования по толщине слоев и т.п. Поэтому синтезом и изучением свойств магнитогранулированных структур занимаются довольно интенсивно. В качестве материала матрицы используют немагнитные металлы или диэлектрики, обычно это оксиды. В качестве ферромагнетиков выбирают железо, кобальт, никель или сплавы на их основе. В наших работах в качестве материала матрицы используются полупроводники. Полупроводники обладают высокими подвижностями носителей заряда, это позволяет увеличивать время спиновой релаксации и повышать эффективность поляризации спинового транспорта.

2. ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СИСТЕМАХ ПОЛУПРОВОДНИК - ФЕРРОМАГНЕТИК

Для синтеза магнитогранулированной структуры в системах полупроводник-ферромагнетик нужны компоненты, которые образуют между собой эвтектику и имеют минимальную взаиморастворимость. При кристаллизации эвтектики происходит одновременная кристаллизация всех фаз, составляющих эвтектику, что образует специфическую мелкодисперсную структуру. Использование сверхвысоких пересыщений приводит к значительному переохлаждению среды и обуславливает метастабильную кристаллизацию. Оба этих фактора вызывают синергетический эффект, способствующий наноструктуризации при создании гранулированной структуры.

В качестве ферромагнитных компонентов систем эвтектического типа были выбраны соединения марганца MnP, MnAs, MnSb. Эти соединения являются полуметаллическими ферромагнетиками с высокими температурами Кюри [25, 26]. В качестве полупроводников выбраны соединения $A^{II}B^{IV}C^{V}_2$, $A^{II}C^{V}$, $A^{II}_2C^{V}_3$ и $A^{II}C^{V}_2$, в состав которых входит элемент пятой группы. Кристаллическая структура этих полупроводников значительно отличается от кристаллической структуры MnP, MnAs и MnSb, что позволяет предполагать возможность образования систем эвтектического типа или систем со значительными областями расслоения.

Таблица 1

Результаты исследования систем $A^{II}B^{IV}C^{V}_2$, $A^{II}_3C^{V}_2$, $A^{II}C^{V}_2$, $A^{III}B^{V}$ с пниктидами марганца.

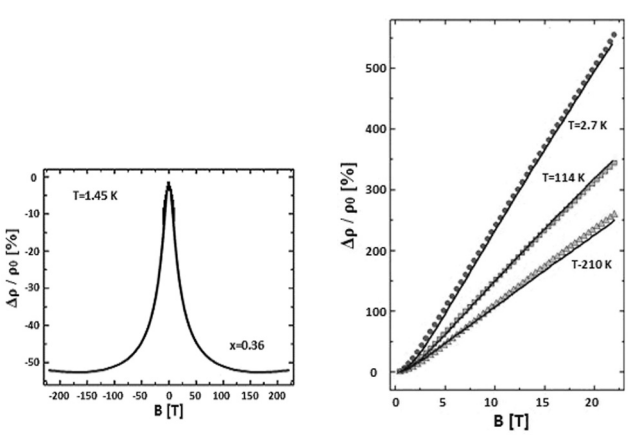
Система	Координаты эвтектики		Микроструктура эвтектики
	Состав, мол.%	$T_{пл}$ °C	
$ZnSiAs_2$ - MnAs	87 MnAs	847	игольчатая
$ZnSnAs_2$ - MnAs	45 MnAs	744	игольчатая
$ZnGeAs_2$ - MnAs	39 MnAs	816	пластинчатая
$CdGeAs_2$ - MnAs	18 MnAs	620	игольчатая
$Zn_{0,9}Cd_{0,1}As_2$- MnAs	43 MnAs	756	пластинчатая
$Zn_{0,1}Cd_{0,9}As_2$- MnAs	24 MnAs	615	игольчатая
GaSb - MnSb	41 MnSb	632	пластинчатая
InSb – MnSb	6.5 MnSb	515	игольчатая
Zn_3As_2 – MnAs [44]	50 MnAs	815	пластинчатая
$ZnAs_2$ – MnAs [45]	27 MnAs	716	игольчатая

Изучение систем полупроводник-ферромагнетик было выполнено комплексом методов физико-химического анализа: рентгенофазовый (РФА), дифференциальный термический (ДТА) анализы и дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК). Микроструктурные исследования проводили с помощью СЭМ, АСМ и оптического микроскопа «Эпиквант». Результаты этих исследований представлены в **табл. 1**. В таблице приведены данные состава, температур плавления и типы микроструктур эвтектик. Как видно из данных таблицы, системы были эвтектического типа, микроструктуры эвтектик в зависимости от состава были пластинчатые, столбчатые, игольчатые [27, 28].

3. СИНТЕЗ И СВОЙСТВА МАГНИТОГРАНУЛИРОВАННЫХ СТРУКТУР

Основываясь на работах Я.Б. Зельдовича о зародышеобразовании, в условиях значительных пересыщений [29, 30] были синтезированы композиты с нанокластерами ферромагнетиков MnAs, MnSb с T_C = 290-600 K. В дальнейшем на этих композиционных сплавах исследовалось влияние фактора дисперсности на электрические и магнитные свойства в широком интервале температур и магнитных полей [31]. В системе $ZnGeAs_2$-MnAs было приготовлено два вида образцов. При получении первого вида расплав кристаллизовался в обычных условиях, в режиме выключенной печи, скорость охлаждения составляла ~ $1.5\cdot10^{-2}$ град/с. Расплавы второго вида кристаллизовались в режиме закалки. Скорость охлаждения составляла ~ $1\cdot10^{2}$ град/с. В качестве закалочной среды использовали солевые растворы с высокой теплопроводностью. Микроструктурные исследования показали, что синтезированные сплавы были эвтектического типа, размер кристаллитов арсенида марганца в них зависел от скорости охлаждения. При увеличении скорости на 4 порядка средний размер кристаллитов арсенида марганца изменялся на 3 порядка от $5\cdot10^{4}$ до $\leq 6\cdot10^{1}$ нм. В образцах второго вида, в отличие от образцов первого вида, на кривых ДСК наблюдалось отсутствие теплового эффекта структурного превращения α–β MnAs, при этом температура Кюри сдвигалась в сторону более высоких значений, от 318 до 351 K, соответственно. Существенные различия в свойствах показывают возрастающую роль поверхностных явлений с ростом дисперсности.

На гранулированных структурах сплавов $ZnGeAs_2$ и $CdGeAs_2$ с MnAs было измерено магнитосопротивление. На **рис. 2***a* показано изменение сопротивления от магнитного поля для сплава $ZnGeAs_2$ с MnAs. В начале, сопротивление резко падало с ростом величины магнитного поля, а затем наблюдалось насыщение. Величина магнетосопротивления достигала 60%. Вид магнитосопротивления практически соответствовал результатам, которые наблюдали А. Ферт и П. Грюнберг при открытии эффекта ГМС на сверхрешетках [5, 6]. Для сплавов $CdGeAs_2$ с MnAs изменение сопротивления имело другой вид. Сопротивление резко возрастало с увеличением



a *b*

Рис. 2. *Магнитополевые зависимости сопротивления сплавов: a) $ZnGeAs_2$ с MnAs, b) $CdGeAs_2$ с MnAs.*

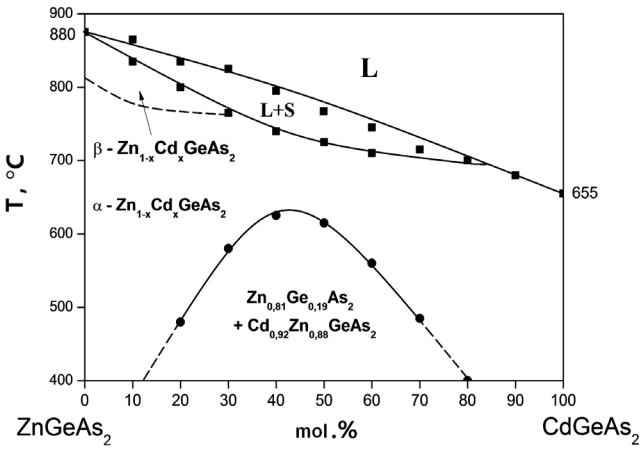


Рис. 3. *Диаграмма состояния системы $ZnGeAs_2$ – $CdGeAs_2$.*

магнитного поля и при этом отсутствовало насыщение (рис. 2*b*). Известные модели магнитосопротивления не могут объяснить такой характер изменения сопротивления. В качестве попытки найти объяснение были приготовлены сплавы твердых растворов $ZnGeAs_2$ с $CdGeAs_2$ с последующим введением арсенида марганца. Для определения границ твердых растворов была исследована система $ZnGeAs_2$–$CdGeAs_2$. Результаты оказались неожиданными [32, 33]. Несмотря на близость кристаллических структур соединений, образование между ними твердых растворов происходит в узких границах (**рис. 3**) с большой областью распада. Поэтому магнитополевые измерения были выполнены на сплавах твердых растворов, близких по составу к составам соединений $ZnGeAs_2$ и $CdGeAs_2$. Характер изменения сопротивления (**рис. 4**) от магнитного поля, как в случае твердых растворов со стороны $ZnGeAs_2$, так и со стороны $CdGeAs_2$, не изменился, но величина эффектов уменьшилась, произошло как бы их сближение. Различный вид изменения сопротивления от магнитного поля для композиционных сплавов

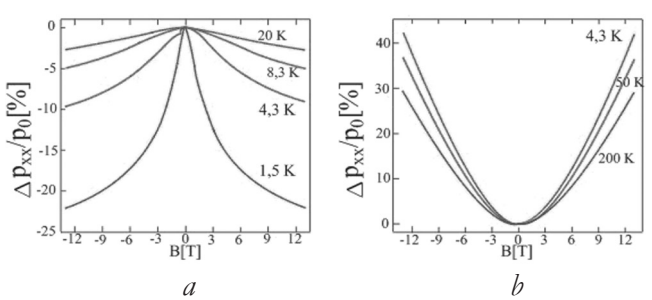


Рис. 4. *Магнитополевые зависимости сопротивления сплава твердых растворов: a) $Zn_{1-x}Cd_xGeAs_2$ с MnAs, b) $Cd_{1-x}Zn_xGeAs_2$ с MnAs.*

$ZnGeAs_2$ и $CdGeAs_2$ с MnAs соответствует различию в микроструктурах их эвтектик. В первом случае она является пластинчатой, во втором игольчатая, наблюдается эффект формы. Игольчатый вид гранулированной структуры $CdGeAs_2$ с MnAs представляет собой классический соленоид, что приводит или к возникновению перколяционных процессов, или к образованию сложной спин-вентильной структуры. И в том, и другом случаях возможен положительный эффект магнетосопротивления [34, 35].

Интересные результаты были получены на гранулированных структурах сплавов систем Ga(In) Sb–MnSb. Наибольший интерес представляли данные магнитосопротивления гранулированных структур. Средний размер ферромагнитных кластеров MnSb в гранулированных структурах, составлял 24 нм [36-40]. На **рис. 5** представлена температурная зависимость намагниченности сплава эвтектического состава системы GaSb–MnSb. Температуру Кюри ~ 600 К определяли кластеры MnSb.

Зависимость сопротивления в магнитном поле имела сложный вид. При малых значениях магнитного поля (до насыщения 0.8 Тл) сопротивление резко падало, а при больших значениях медленно росло. При малых магнитных полях наблюдалось отрицательное магнетосопротивление, а при больших положительное, что наблюдалось как при низких температурах 5 К, так и при комнатных

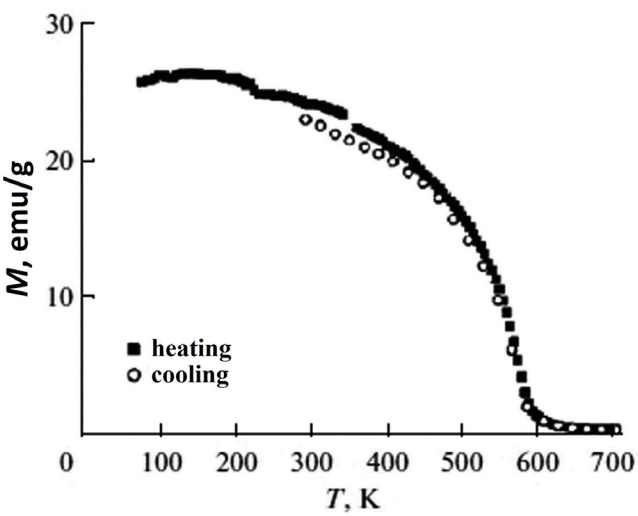


Рис. 5. *Температурная зависимость удельной намагниченности эвтектического сплава системы GaSb-MnSb при B = 0.1 T.*

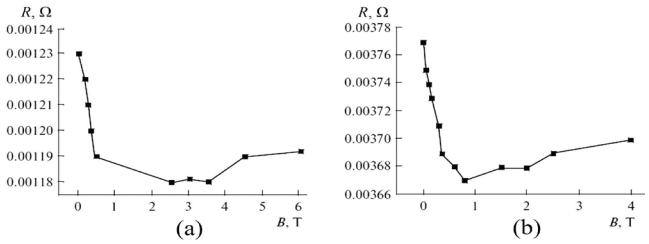


Рис. 6. *Зависимость сопротивления гранулированной структуры GaSb + MnSb от величины магнитного поля при T = 5 (a) и 300 K (b).*

300 К (**рис. 6***a,b*). Такой же вид изменения сопротивления от магнитного поля наблюдали А.Ферт и П.Грюнберг при открытии эффекта ГМС [5, 6]. Изменение механизма рассеяния носителей заряда происходит за счет того, что при малых магнитных полях до насыщения преобладает рассеяние, связанное со спин-зависимым эффектом, а при больших магнитных полях изменение сопротивления происходит за счет силы Лоренца. Изменение сопротивления незначительное в магнитных полях выше насыщения, но оно положительное.

С помощью импульсного лазерного осаждения, используя в качестве мишени композиционные сплавы эвтектик систем GaSb–MnSb и InSb–MnSb, были получены пленки. Пленки GaSb с MnSb были синтезированы на лейкосапфировых подложках, толщина пленок составляла 80-100 нм. Согласно данным электронной и атомно-силовой микроскопии пленки были однородны [38, 41]. На их электрические свойства в значительной мере влияли технологические условия осаждения. Лучшие образцы имели дырочный тип с удельным сопротивлением $7\cdot10^{19}$см$^{-3}$ при 300 К. Зависимости удельной намагниченности и удельного сопротивления от магнитного поля представлены на **рис. 7***a,b,* соответственно. Вид изменения сопротивления пленок качественно

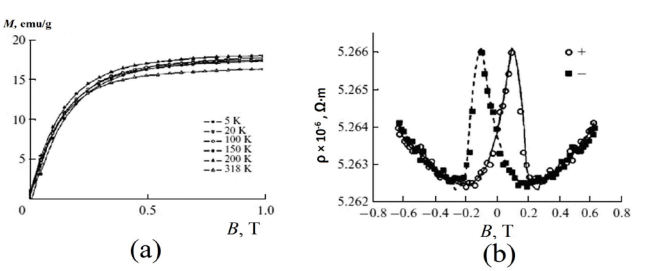


Рис. 7. *Зависимость удельной намагниченности (a) и удельного сопротивления (б) от магнитного поля пленки гранулированной структуры GaSb-MnSb.*

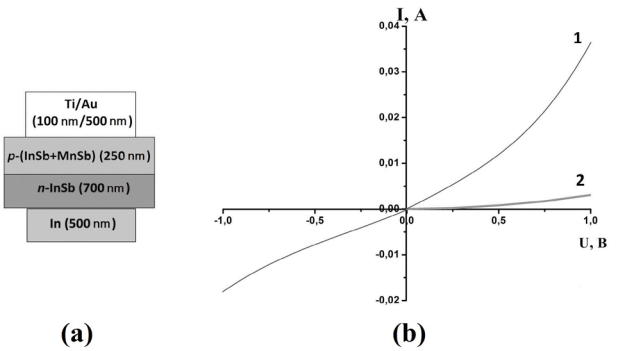


Рис. 8. (*a*) *Схема формирования диодной структуры, (b) (ВАХ) диодной структуры p-(96%InSb+4%MnSb)/n-InSb при 300 К (1 - B = 0 и 2 - B = 0.15 Тл).*

совпадал с объемными образцами (рис. 6). Наблюдалось лишь различие в величине магнитного поля насыщения. В пленках оно ниже ~ 0.2 *T*, а в объемных образцах составляло ~ 0.8 *T*.

На монокристаллических подложках InSb *n*-типа методом импульсного лазерного осаждения были получены пленки композита InSb-MnSb с дырочным типом проводимости и сформированы диодные структуры [42, 43]. На **рис. 8**а показана схема формирования этих диодных структур, на рис. 8б вольтамперная характеристика (ВАХ) диодной структуры *p*-(96%InSb+4%MnSb)/*n*-InSb при 300 К: 1 - *B* = 0 Тл; 3 - *B* = 0.15 Тл в поле, перпендикулярном плоскости гетероперехода. Диоды на основе этой гранулированной структуры показали высокую чувствительность к магнитному полю. Величина тока в магнитном поле 0.15 Тл, приложенном перпендикулярно плоскости диодной структуры, уменьшалась более чем в 9 раз от 0.35 до 0.04 А при напряжении 1 *В*.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что применение полупроводников в качестве матрицы магнитогранулированных структур из-за высокой подвижности носителей заряда предпочтительнее, чем металлов или диэлектриков. Сформулированы основные принципы создания гранулированных структур с высокими значениями магнетосопротивления на основе систем эвтектического типа. При кристаллизации эвтектики имеет место одновременная кристаллизация всех фаз и образуется специфическая мелкодисперсная структура эвтектических сплавов. Использование сверхвысоких пересыщений приводит к

метастабильной кристаллизации, что вызывает синергетический эффект, приводящий к наноструктуризации, необходимой при создании гранулированных структур.

Благодарности

Работа выполнена в рамках государственного задания ИОНХ РАН в области фундаментальных научных исследований (тема № 0088-2014-0003) при частичной поддержке программы Президиума РАН I.35 «Научные основы создания новых функциональных материалов» и РФФИ № 16-03-00150.

ЛИТЕРАТУРА

1. Iqbal MZ, Qureshi NA, Hussain G. Recent advancements in 2D-materials interface based magnetic junctions for spintronics. *Magn. Magn. Mater.*, 2018, 457:110-125.
2. Van Dorpe P, Liu Z, Roy WV, Motsnyi VF, Sawicki M, Borghs G, De Boeck J. Very high spin polarization in GaAs by injection from a (Ga, Mn)As Zener diode. *Appl. Phys. Lett.*, 2004, 84:3495–3497.
3. Ферт А. Происхождение, развитие и перспективы спинтроники. *УФН*, 2008, 178(12):1336-1348.
4. Огнев АВ, Самардак АС, Воробьев ЮД, Чеботкевич ЛА. Магнитная анизотропия Co/Cu/Co пленок с косвенной обменной связью. *Физика твердого тела*, 2004. 46(6):1054-1057.
5. Baibich MN, Broto JM, Fert A, Nguyen Van Dau F, Petroff F, Etienne P, Creuzet G, Friederich A, Chazelas J. Giant Magnetoresistance of (001) Fe/(001)Cr Magnetic Superlattices. *Phys. Rev. Lett.*, 1988. 61:2472-2475.
6. Grünberg P, Schreiber R, Pang Y, Brodsky MB, Sowers H. Layered Magnetic Structures: Evidence for Antiferromagnetic Coupling of Fe Layers Across Cr Interlayers. *J. Appl. Phys.*, 1987, 61(8):3750-3752.
7. Xiong P, Xiao G, Wang JQ, Xiao JQ, Jiang JS, Chien CL. Extraordinary Hall effect and Giant Magnetoresistance in the Granular Co-Ag System. *Phys. Rev. Lett.*, 1992. 69:3220-3223.
8. Berkowitz AE, Mitchell JR, Carey MJ, Young AP, Rao D, Starr A, Zhang S, Spada FE, Parker FT, Hutten A, Thomas G. Giant magnetoresistance in heterogeneous Cu-Co and Ag-Co alloy films. *J.Appl.Phys.*, 1993, 73(10):5320-5325.
9. Chien CL, Xiao JQ, Jiang JS. Giant negative magnetoresistance in granular ferromagnetic systems (invited). *J. Appl. Phys.*, 1993, 73(10):5309-5314.
10. Milner A, Gerber A, Groisman B. Spin-dependent electronic transport in granular ferromagnets. *Phys.Rev. Lett.*, 1996, 76(3):475-478.
11. Dubiel B, Wolf D, Czyrska-Filemonowicz A. TEM and electron holography analyses of granular and thin layered Cu–Co magnetic materials. *Ultramicroscopy,* 2010, 110 (5):433-437.
12. Polyakov VV, Polyakova KP, Seredkin VA, Patrin GS. Magneto–Optical Kerr Effect Enhancement in Co-Ti-O Nanocomposite Films. *Solid State Phenomena,* 2012, 190:506–509.
13. Aronzon BA, Kovalev DYu, Varfolomeev AE, Likal'ter AA, Ryl'kov VV, Sedova MA. Conductivity, magnetoresistance, and the hall effect in granular Fe/SiO_2 films. *Phys. Solid State*, 1999, 41(6):857-863.
14. Oksuzoglu RM, Elmali A, Weirich TE, Fuess H, Hahn H. Evolution of the surface roughness (dynamic scaling) and microstructure of sputter-deposited $Ag_{75}Co_{25}$ granular films. *J. Phys.: Condens. Matter.*, 2000, 12:9237-9245.
15. Du J, Zhang B, Zheng RK, Zhang XX. Memory effect and spin-glass-like behavior in Co-Ag granular films. *Phys. Rev. B.*, 2007, 75:14415.
16. Socolovsky LM, Denardin JC, Brandl AL, Knobel M. Magnetotransport, magnetic, and structural properties of TM–SiO_2 (TM =Fe, Co, Ni) granular alloys. *Mater. Charact.*, 2003, 50:117-121.
17. Yarzhemsky VG, Murashov SV, Izotov AD. Electronic structure and exchange interaction in the magnetic semiconductors $Ga_{1-x}Mn_xAs$ and $In_{1-x}Mn_xAs$. *Inorganic Materials,* 2016, 52(2):89-93.
18. Yarzhemsky VG, Murashov SV, Izotov AD. Calculation of the electronic structure and exchange interaction in the InSb and GaAs semiconductors codoped with Mn and Ni. *Inorganic Materials*, 2017, 53(11):1131-1135.
19. Wang CZ, Zhang P, Zheng L, Xiao X, Rong Y. Influence of annealing on microstructure and magnetic-transport of FeCo–Al_2O_3 nanogranular films. *Thin Solid Films*, 2008, 516:3422-3430.
20. Огнев АВ, Самардак АС, Воробьев ЮД, Чеботкевич ЛА. Магнитная анизотропия Co/Cu/Co пленок с косвенной обменной связью. *ФТТ*, 2004, 46(6):1054-1057.
21. Pashkova ON, Izotov AD, Sanygin VP, Filatov AV. Ferromagnetism of GaSb (2% Mn) alloy. Russian *J. of Inorganic Chemistry,* 2014, 59(11):1324-1327.
22. Novotortsev VM, Kochura AV, Marenkin SF. New ferromagnetic based on manganese-alloyed chalcopyrites $A^{II}B^{IV}C^{V}_2$. *Inorganic Materials*, 2010, 46(13):1421-1433.
23. Pashkova ON, Izotov AD, Sanygin VP, Filatov AV. Cluster magnetism in doped InSb. *Russian Journal of Inorganic Chemistry,* 2014, 59(7):689-692.
24. Маренкин СФ, Изотов АД, Федорченко ИВ, Новоторцев ВМ. Синтез магнитогранулированных структур в системах

полупроводник–ферромагнетик. *Журнал неорганической химии,* 2015, 60(3):343–348.
25. Motizuki K, Ido H, Itoh T, Morifuji M. *Electronic Structure and Magnetism of 3d-Transition Metal Pnictides.* Springer Series in Materials Science. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg, 2009, 148 p.
26. Reis MS, Rubinger RM, Sobolev NA, Valente MA, Yamada K, Sato K, Todate Y, Bouravleuv A, von Ranke PJ, Gama S. Influence of the strong magnetocrystalline anisotropy on the magnetocaloric properties of MnP single crystal. *Phys. Rev. B.*, 2008, 77:1044391-1044398.
27. Marenkin SF, Kochura AV, Fedorchenko IV, Izotov AD, Vasil'ev MG, Trukhan VM, Shelkovaya TV, Novodvorsky OA, Zheludkevich AL. Growth of eutectic composites in the InSb-MnSb system. *Inorganic Materials,* 2016, 52(3):268-273.
28. Marenkin SF, Trukhan VM, Trukhanov SV, Fedorchenko IV, Novotortsev VM. Phase equilibria and electrical and magnetic properties of a eutectic in the GaSb-MnSb system. *Russ. J. Inorg. Chem.*, 2013, 58(11):1324-1329.
29. Зельдович ЯБ. *Избранные труды. Химическая физика и гидродинамика.* М., Наука, 1984, 374 с.
30. Крапухин ВВ, Соколов ИА, Кузнецов ГД. *Технология материалов электронной техники.* М., МИСИС, 1995, 493 с.
31. Маренкин СФ, Аронов АН, Федорченко ИВ, Желудкевич АЛ, Хорошилов АВ, Козлов ВВ. Влияние дисперсности на магнитоструктурное превращение арсенида марганца в сплавах с $ZnGeAs_2$. *Неорганические материалы*, 2018, 54(12): в печати.
32. Marenkin SF, Aronov AN, Trukhan VM, Shelkovaya TV, Fedorchenko IV, Domuchovski V, Lahderanta E. Phase Equilibria in the $ZnGeAs_2$–$CdGeAs_2$ System. *Russian Journal of Inorganic Chemistry*, 2014, 59(2):126-129.
33. Fedorchenko IV, Aronov AN, Kilanski L, Domukhovski V, Reszka A, Kowalski BJ, Lahderanta E, Dobrowolski W, Izotov AD, Marenkin SF. Homogeneous limit of $Cd_{1-x}Mn_xGeAs_2$ alloy: Electrical and magnetic propertie. *J. of Alloys and Compounds,* 2014, 599:121-126
34. Свалов АВ, Савин ПА, Курляндская ГВ, Гутиеррес И, Васьковский ВО. Спин-вентильные магниторезистивные структуры на основе многослойных пленок Co/Tb. *Журнал технической физики*, 2002, 72(8):54-57.
35. Гриднев СА, Калинин ЮЕ, Ситников АВ, Стогней ОВ. *Нелинейные явления в нано и микрогетерогенных системах.* М., Бином, Лаборатория знаний, 2012, 352 с.
36. Kochura AV, Aronzon BA, Lisunov KG, Lashkul AV, Sidorenko AA, De Renzi R, Marenkin SF, Alam M, Kuzmenko AP, Lähderanta E. Structural and magnetic properties of $In_{1-x}Mn_xSb$: Effect of Mn complexes and MnSb nanoprecipitates. *J. Appl.Phys.,* 2013, 113:083905.
37. Novotortsev VM, Kochura AV, Marenkin SF, Fedorchenko IV, Drogunov SV, Lashkul A, Lähderanta E. Synthesis and magnetic properties of the InSb-MnSb eutectic. *Russ. J. Inorg. Chem.*, 2011, 56(12):1951-1956.
38. Marenkin SF, Novodvorsky OA, Shorokhova AV, Davydov AB, Aronzon BA, Kochura AV, Fedorchenko IV, Khramova OD, Timofeev AV. Growth of magnetic eutectic GaSb-MnSb films by pulsed laser deposition. *Inorganic Materials*, 2014, 50(9):897-902.
39. Novotortsev VM, Zakharov IS, Kochura AV, Marenkin SF, Laiho R, Lahderanta E, Lashkul A, Veresov AG, Molchanov AV, Yur'ev GS. Ferromagnetism of manganese-doped InSb alloys. *Russ. J. Inorg. Chem.*, 2006, 51(10):1627-1631.
40. Oleg Rabinovich, Sergey Legotin, Sergey Didenko, Evgeniy Yakimov, Yuriy Osipov, and Irina Fedorchenko. Heterostructure optimization for increasing LED efficiency. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2016, 55:05FJ131-05FJ134.
41. Маренкин СФ, Новодворский ОА, Баранов ВВ, Трухан ВМ, Шелковая ТВ, Струц АМ. Синтез, электрические и магнитные свойства пленок эвтектического состава системы GaSb-MnSb. *Доклады Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники.* Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, 2016, 5(99):5-10.
42. Khramova OD, Mikhalevsky VA, Parshina LS, Novodvorsky OA, Marenkin SF, Lotin AA, Cherebilo EA, Aronzon BA, Aronov AN, Panchenko VYa. Effect of magnetic field on the voltage-current characteristic of the *p*-(InSb+MnSb)/*n*-InSb diode structure. *Opt. Quant. Electron.*, 2016, 48(7):361.
43. Mikhalevsky VA, Novodvorsky OA, Parshina LS, Khramova OD, Lotin AA, Cherebylo EA, Marenkin SF, Aronov AN, Kochura AV, Aronzon BA, Panchenko VYA. Magnetoresistance in InSb:Mn-InSb *p-n* junction at room temperature. *Moscow International Symposium on Magnetism*, 1-5 July, 2017, 494.
44. Marenkin SF, Fedorchenko IV, Trukhan VM, Trukhanov SV, Shoukavaya TV, Vasil'Ev PN, Zhaludkevich AL. State diagram of the Zn_3As_2-MnAs system. *Russ. J. Inorg. Chem.*, 2015, 60(3):1578-1582.
45. Marenkin SF, Ril AI, Fedorchenko IV. Phase diagram of $ZnAs_2$–MnAs system. *Mendeleev Commun.*, 2018, 28(2):219-221.

Маренкин Сергей Федорович
д.х.н., профессор, действительный член РАЕН
Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН
31, Ленинский пр-т, Москва 119991, Россия
marenkin@rambler.ru
Федорченко Ирина Валентиновна
к.х.н., старший научный сотрудник
Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН
31, Ленинский пр-т, Москва 119991, Россия
irina@igic.ras.ru
Изотов Александр Дмитриевич
д.х.н., член-корреспондент РАН
Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН
31, Ленинский пр-т, Москва 119991, Россия
izotov@igic.ras.ru
Васильев Михаил Григорьевич
д.т.н., профессор
Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН
31, Ленинский пр-т, Москва 119991, Россия
mgvas@igic.ras.ru.

PHYSICO-CHEMICAL ANALYSIS OF SEMICONDUCTOR-FERROMAGNET SYSTEMS AS A BASIS OF SYNTHESIS OF MAGNETIC-GRANULATED SPINTRONIC STRUCTURES

[1,2]Sergey F. Marenkin, [1]Irina V. Fedorchenko, [1]Alexander D. Izotov, [1]Mikhail G. Vasil'ev

[1]Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry of RAS, http://www.igic.ras.ru/
[2]National Research Technological University "MISiS", http://misis.ru/
marenkin@rambler.ru, irina@igic.ras.ru, izotov@igic.ras.ru, mgvas@igic.ras.ru

Abstract. **An analytical review devoted to the physicochemical principles of the synthesis of granular structures in semiconductor-ferromagnet systems is represented. In these systems, as semiconductors, compounds are $A^{II}B^{IV}C^{V}_2$, $A^{III}C^{V}$, $A^{II}_2C^{V}_3$ and $A^{II}C^{V}_2$ and manganese compounds (MnP, MnAs and MnSb) as ferromagnets. It is shown that in magnetostransmitter devices magneto-granular structures are an alternative to superlattices, and the effects of GMR and TMR are also possible. Advantages of magneto-granular structures are considered, such as: less labor-intensive methods of production, milder requirements for the dimension of a ferromagnet and a non-magnet, the possibility of forming a stable interface, soft requirements to the thickness of layers than in the case of superlattices, etc. It is shown that, due to the high mobility of charge carriers, the use of semiconductors as a matrix is more preferable than metals or dielectrics. The basic principles for the creation of granular structures with high values of magnetoresistance based on eutectic-type systems are formulated. During the crystallization of the eutectic, the simultaneous crystallization of all the phases that make up the eutectic takes place, leading to the formation of a specific fine-dispersed structure. The use of ultrahigh supersaturations leads to significant supercooling, which contributes to metastable crystallization. This causes a synergistic effect that stimulates nanostructuring, and promotes the creation of granular structures. The results of investigations of semiconductor-ferromagnet systems are presented and the possibility of obtaining magnetogranular structures with high magnetoresistance in them is shown.**

Keywords: **spintronics, magneto-granular structures, semiconductors, ferromagnets**

UDC 548.4; 548.73; 548.735.6

Bibliography - 45 references *Received Oktober 10, 2018; accepted November 16, 2018*

RENSIT, 2018, 10(3):395-402 **DOI: 10.17725/rensit.2018.10.395**