

ISSN 1561-8358 (Print)  
ISSN 2524-244X (Online)

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ**  
**MATERIALS ENGINEERING, METALLURGY**

УДК 537.622:538.216.2  
<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-2-135-149>

Поступила в редакцию 20.10.2017  
Received 20.10.2017

**В. М. Федосюк**

*Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению,  
Минск, Беларусь*

**МАГНИТНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ И НАНОСТРУКТУРЫ.  
ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ**

**Аннотация.** Анализируется создание и развитие магнитных наноматериалов и наноструктур, пленок со столбчатым типом кристаллической структуры, многослойных пленочных структур, нанокompозитов, гранулированных сплавов и нанопроволок. Рассматриваются методика получения и структура, магнитные и магнеторезистивные свойства трех типов нанопроволок – многослойных, гранулированных и спин-клапанного типа. Показано, что многослойные пленочные покрытия с очень тонкими ( $< 1$  нм) чередующимися магнитными и немагнитными слоями ведут себя, как пленки гранулированных сплавов. Об этом свидетельствует их типичная треугольная зависимость электросопротивления от магнитного поля. Подчеркивается, что пленки гранулированных сплавов Cu–Co впервые получены в Научно-практическом центре Национальной академии наук Беларуси по материаловедению методом электролитического осаждения без последующего отжига, как это имеет место быть при других методах их получения. Свежеприготовленные пленки гранулированных сплавов Cu–Co являются суперпарамагнетиками. То есть проявляют ферромагнитное поведение ниже температуры блокирования, которая в свою очередь зависит от размера кластеров кобальта в диамагнитной матрице меди. Подобные свойства проявляют и впервые полученные нами гранулированные нанопроволоки. Особое внимание уделяется анализу методики получения и описанию свойств многослойных нанопроволок спин-клапанного типа. Прогнозируются тенденции развития материаловедения, которые позволят создавать новые материалы с высоким уровнем качества и заданными свойствами, что в перспективе позволит расширить область экспорта таких материалов и изделий из них.

**Ключевые слова:** магнетизм, аморфные и нанокристаллические сплавы, пленки со столбчатым типом кристаллической структуры, многослойные пленки, гранулированные сплавы, нанопроволоки и нанотрубки, магнетомягкие нанокompозиты

**Для цитирования.** Федосюк, В. М. Магнитные наноматериалы и наноструктуры. Перспективы развития / В. М. Федосюк // Вес. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2018. – Т. 63, № 2. – С. 135–149. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-2-135-149>

**V. M. Fedosyuk**

*Scientific and Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus*

**MAGNETIC NANOMATERIALS AND NANOSTRUCTURES. TRENDS OF DEVELOPMENT**

**Abstract.** There are analyzed creation and development of magnetic nanomaterials and nanostructures, films with a columnar type of crystal structure, multilayer film structures, nanocomposites, granular alloys and nanowires. The methods of obtaining, structure, magnetic and magnetoresistive properties of three types of nanowires – multilayered and granular ones and the ones of spin-valve type are discussed. It is shown that multilayer film coatings with very thin ( $< 1$  nm) alternating magnetic and nonmagnetic layers behave like films of granular alloys. It is emphasized that the films of granular Cu–Co alloys were first obtained at the Scientific and Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus by the method of electrolytic deposition without subsequent annealing, as is the case with other methods for their preparation. As prepared Cu–Co films are superparamagnetics. That is, they demonstrate ferromagnetic below blocking temperature, which is dependent on the size of cobalt clusters in diamagnetic matrix of copper. The granulated nanowires, firstly

obtained by us, exhibit similar behavior. Special attention is paid to the analysis of obtaining and properties of multilayered films of the spin-valve type. The trends in the development of materials science are predicted, which will allow creating new materials with a high level of quality and specified properties, what will allow expanding the area of export of such materials and products from them in the future.

**Keywords:** magnetism, amorphous and nanocrystalline alloys, films with crystal structure of columnar type, multilayer films, granular alloys, nanowires and nanotubes, soft magnetic nanocomposites

**For citation.** Fedosyuk V. M. Magnetic nanomaterials and nanostructures. Trends of development. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2018, vol. 63, no. 2, pp. 135–149 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2018-63-2-135-149>

**Введение.** Разрабатываемые и исследуемые в настоящее время магнитные наноматериалы и наноструктуры можно ориентировочно разделить на шесть больших групп (в порядке их исторического появления и исследования): пленки со столбчатым типом кристаллической структуры, аморфные и нанокристаллические, многослойные структуры, гранулированные? или так называемые пленки неоднородных сплавов, квазиоднородные сплавы и спиновые стекла и, наконец, нанопроволоки. Следует отметить, что четкой границы между этими типами наноразмерных материалов нет. Так, многослойные структуры с очень тонкими чередующимися слоями ведут себя подобно гранулированным покрытиям; нанопроволоки могут быть получены как однородные, так и многослойные и гранулированные и т. д. Поэтому исследование каждого отдельного класса наноразмерного материала, а также взаимного перехода между ними позволяет получить дополнительную информацию как об отдельных свойствах данного класса материалов, так и об общих свойствах, присущих одновременно двум или нескольким типам магнитных наноматериалов.

Все приведенные выше типы наноразмерных материалов могут быть получены посредством электролитического осаждения, а некоторые из них, например нанопроволоки, – исключительно электрохимически. Такие преимущества метода электролитического осаждения, как низкая себестоимость, высокая производительность и легкость автоматизации процесса, делают этот метод весьма привлекательным и с практической точки зрения. Все указанные типы пленочных наноструктур получают и исследуются в Лаборатории физики магнитных пленок (ЛФМП) ГНПО «Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению» (ранее – Институт физики твердого тела и полупроводников (ИФТТиПП)) НАН Беларуси. Методы химического и электролитического осаждения являются одними из основных в ЛФМП и были заложены ее создателем Л. Ф. Ильюшенко [1]. Ею с коллегами изучены механизм образования и роста одно- и многокомпонентных пленок на основе элементов группы железа, а также их структура и магнитные свойства. Затем исследования сместились к более сложным составам с добавками металлоидов типа фосфора, серы, бора и др., а также тяжелых металлов – вольфрама и рения. Были получены аморфные и нанокристаллические системы с перспективными для практического приложения магнитными свойствами [2].

**Пленки со столбчатым типом кристаллической структуры.** Одним из путей повышения плотности магнитной записи в устройствах хранения и обработки информации является применение нового вертикального способа ее записи. Емкость запоминающего устройства, использующего такой тип записи, может быть повышена более чем на порядок по сравнению с системами с обычным традиционным продольным способом записи информации. Для этой цели необходимы магнитные носители с высокой перпендикулярной анизотропией. Таким материалом оказались пленки со столбчатым типом кристаллической микроструктуры, в которой наноразмерные (~ 10 нм) иглообразные зерна-столбики простираются по всей толщине пленки. В этом случае сумма кристаллографической магнитной энергии и энергии анизотропии формы столбчатых гранул может превысить энергию размагничивающих полей [3, 4].

Достигнутые нами магнитные параметры, такие как остаточная намагниченность в направлении, перпендикулярном плоскости пленки,  $M_{r\perp}$  и коэрцитивная сила в том же направлении  $H_{C\perp}$  составляют соответственно 0,1–0,3  $H_{C\parallel}$  ( $M_{r\perp} > M_{r\parallel}$  в 2–3 раза) и 1000–2000 Э ( $H_{C\perp} > H_{C\parallel}$ ) [5]. Приведенные характеристики электроосажденных магнито жестких пленок Co, CoW и CoNiW с перпендикулярной анизотропией и столбчатым типом кристаллической структуры открывают возможность практического применения таких пленок в устройствах хранения информации с вертикальным способом записи.

**Многослойные пленочные структуры.** Работы в ЛФМП по совершенствованию методов получения многослойных магнитных структур с ультратонкими ( $< 1$  нм) чередующимися магнитными и немагнитными слоями и изучению их физических свойств начались относительно недавно [6]. Полученные структуры примечательны не только с чисто фундаментальной, но и с практической точки зрения благодаря своим уникальным магнитным, механическим, электрическим и другим свойствам.

Первоначально планировалось получить в многослойных системах высокие значения перпендикулярной магнитной анизотропии, что было вызвано опытом разработки магнито жестких пленок со столбчатым типом микроструктуры, описанных выше. Идея основывалась на явлении так называемой поверхностной анизотропии [6]. Одним из возможных и технологически простых методов получения многослойных структур является метод импульсного электроосаждения из одного электролита. Такие ферромагнитные металлы, как кобальт, железо и никель или их сплавы, а также металлы из группы благородных элементов – медь, серебро, золото, палладий – могут быть использованы соответственно в качестве магнитных и немагнитных слоев. Получение многослойных структур методом электролитического осаждения из одного и того же электролита основывается на том факте, что равновесный потенциал восстановления ферромагнитных и немагнитных ионов отличается более чем на 400 мВ. Поэтому при малых потенциалах осаждения будут восстанавливаться только такие металлы, как, например, медь, серебро или их сплавы, а при более высоких – и медь, и, например, кобальт, никель, железо или их сплавы. Но если выбрать концентрацию ионов меди в электролите намного меньше, чем переходных металлов, то из-за диффузионных затруднений переноса ионов меди к катоду скорость осаждения меди будет ограничена независимо от величины прикладываемого потенциала. Таким образом, меди в осадке будет намного меньше по сравнению с элементами группы переходных металлов. Так, если потенциал осаждения выбрать  $\varphi = -0,3-0,5$  В, плотность тока осаждения меди составит  $i_k \sim 0,4-0,5$  мА/см<sup>2</sup>, что намного меньше минимальной плотности тока осаждения кобальта, составляющей примерно 5 мА/см<sup>2</sup> (для этого необходимо значение потенциала  $\varphi \sim 0,8-0,9$  В). Поэтому при потенциалах осаждения, меньших  $\sim 0,8-0,9$  В, будет осаждаться только медь, а при более высоких потенциалах – как медь, так и кобальт. Плотность тока, используемая для осаждения магнитного слоя, составляла  $i_k \sim 100$  мА/см<sup>2</sup>, следовательно, скорость осаждения ферромагнитного металла примерно на два порядка превосходит соответствующую скорость осаждения меди. Поэтому доля меди в слоях кобальта не превышает нескольких процентов. Таким образом, используя тот же самый раствор, мы можем получать многослойную структуру (например, Co/Cu, рис. 1), и толщина слоев будет определяться только величиной и длительностью прикладываемых импульсов напряжения.

Вклад поверхностной анизотропии границы раздела слоев увеличивается по мере уменьшения толщины магнитных слоев и становится преобладающим при толщине магнитного слоя порядка нескольких нанометров. По мере уменьшения толщины слоев кобальта константа перпендикулярной магнитной анизотропии и коэрцитивная сила в перпендикулярном направлении поверхности пленки возрастают. Соответственно параметры многослойного покрытия: отношение остаточной намагниченности в перпендикулярном направлении к остаточной намагниченности в плоскости покрытия, а также сама величина коэрцитивной силы – являются весьма перспективными для использования многослойных Co/Cu пленок в качестве материала для вертикальной магнитной записи.

В процессе исследования ряда многослойных пленок систем Co/Cu, Fe/Cu, CoFeP/Cu, CoNiW/Cu и других [6] была обнаружена аномальная зависимость намагниченности пленок Co/Cu от температуры. Одно из возможных объяснений основывалось на существо-

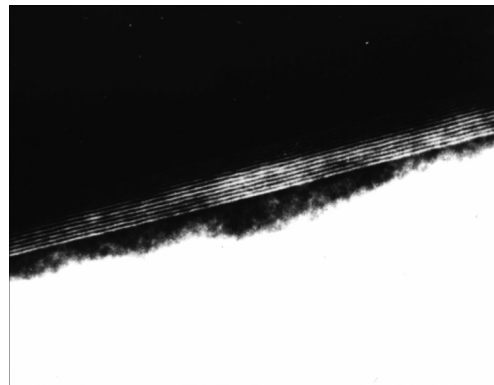


Рис. 1. Многослойные Co/Cu пленки, толщина слоев 5 нм

Fig. 1. Multilayer Co/Cu films, layer thickness 5 nm

вании непрямого обменного РККИ-взаимодействия, наблюдавшегося при определенном соотношении толщин слоев Co и Cu, что приводило к антиферромагнитному упорядочению векторов намагниченности соседних слоев. Это взаимодействие также ответственно и за явление гигантского магнитосопротивления (ГМС) в многослойных пленках. Продолжив исследование магниторезистивных свойств многослойных пленок Co/Cu, мы использовали ситалловые подложки с химически осажденным немагнитным фосфидом никеля, а также алюминиевые, которые перед измерением растворялись в 10%-ном растворе NaOH. Данные измерений практически идентичны для обоих типов подложек вследствие малого шунтирующего эффекта фосфида никеля: его электросопротивление более чем на порядок выше электросопротивления самой многослойной структуры Co/Cu. Магниторезистивные измерения проводились в диапазоне температур от 300 до 4,2 К в полях до 1,3 Тл шагами по 50 Э. Использовалась стандартная четырехточечная схема измерения в трех различных положениях:  $\Delta R_{\parallel}$  – электрический ток  $I$  параллелен прикладываемому внешнему магнитному полю  $H$  и плоскости пленки;  $\Delta R_{\perp}$  – ток перпендикулярен полю и находится в плоскости пленки;  $\Delta R_{\parallel\perp}$  – ток в плоскости пленки, а поле перпендикулярно ее плоскости.

Известно, что в отличие от анизотропного магнитосопротивления ферромагнитных металлов и сплавов гигантское магнитосопротивление многослойных пленок характеризуется не только большой величиной (до 110 % при комнатной температуре), но также и изотропностью при различных взаимных направлениях поля и тока.

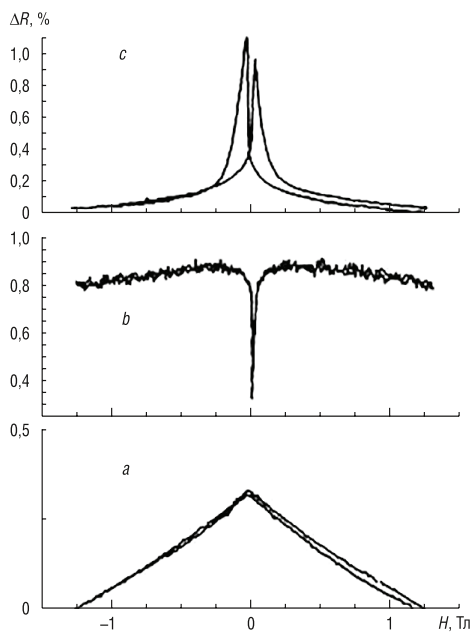


Рис. 2. Полевая зависимость магнитосопротивления в геометрии электрический ток параллелен магнитному полю и плоскости пленки для многослойных Co/Cu структур с различными значениями толщины слоев:  $a - d_{\text{Co}} = 0,2$  нм и  $d_{\text{Cu}} = 1,5$  нм;  $b - d_{\text{Co}} = 2,5$  нм и  $d_{\text{Cu}} = 1,5$  нм;  $c - d_{\text{Co}} = 14$  нм и  $d_{\text{Cu}} = 15$  нм (измерения проводились при комнатной температуре)

Fig. 2. Field dependence of magnetoresistance in geometry electric current is parallel to magnetic field and film plane for multilayer Co/Cu structures with different layer thicknesses:  $a - d_{\text{Co}} = 0.2$  nm and  $d_{\text{Cu}} = 1.5$  nm;  $b - d_{\text{Co}} = 2.5$  nm and  $d_{\text{Cu}} = 1.5$  nm;  $c - d_{\text{Co}} = 14$  nm and  $d_{\text{Cu}} = 15$  nm (measurements were made at room temperature)

На рис. 2 приведено  $\Delta R_{\parallel}$  как функция толщины слоев кобальта и меди. Отрицательное магнитосопротивление (уменьшение электросопротивления при наложении магнитного поля) наблюдалось для пленок, состоящих из слоев кобальта и меди с толщиной 0,2 и 1,5 нм (рис. 2,  $a$ ) и 14,0 и 15,0 нм (рис. 2,  $c$ ) соответственно. Зависимость  $\Delta R_{\parallel}(H)$  на рис. 2,  $b$  характеризуется положительным магнитосопротивлением, что свидетельствует об обычном анизотропном магнитосопротивлении пленок при указанных толщинах слоев кобальта и меди. Зависимость  $\Delta R_{\parallel}(H)$  на рис. 2,  $a$  с широким «треугольным» обратимым максимумом без насыщения и гистерезиса (наблюдавшимся как при 300 К, так и при 100 К) возможна для следующих двух случаев. Во-первых, отсутствие гистерезиса может быть объяснено сильным антиферромагнитным взаимодействием магнитных слоев. При исследовании описанных выше многослойных пленок Co/Cu было показано, что ультратонкие слои кобальта (толщиной менее 1 нм) представляют собой изолированные «островки», диаметр которых много больше их толщины. Эти магнитные «островки» кобальта в медной матрице в отсутствие внешнего магнитного поля антиферромагнитно упорядочиваются вследствие магнитостатического взаимодействия через поля рассеяния. Электросопротивление таких пленок до намагничивания выше, чем после намагничивания до насыщения. Рассеяние электронов на таких магнитных неоднородностях изотропно ( $\Delta R_{\parallel} \approx \Delta R_{\perp}$ ), и это является возможной основой механизма гигантского магнитосопротивления в пленках Co/Cu с толщинами слоев кобальта и меди соответственно 0,2 и 1,5 нм. Во-вторых, подобная полевая зависимость  $\Delta R_{\parallel}(H)$  (рис. 2,  $a$ ) характерна для гранулированных (неоднородных) сплавов, также обладающих гигантским магнитосопротивле-

нием. В этих сплавах эффект ГМС обуславливается суперпарамагнитным состоянием магнитных гранул в немагнитной матрице при температурах выше температуры блокирования. (Более подробно мы это рассмотрим далее.)

Таким образом, нами открыт и исследован эффект гигантского магнитосопротивления в многослойных пленках кобальта Co/Cu, полученных методом импульсного электроосаждения из одного электролита. Обнаружен низкополевой эффект гигантского магнитосопротивления, что само по себе представляет интерес для практического применения. Очевидно, что электроосаждение является весьма перспективным методом получения пленок, обладающих эффектом гигантского магнитосопротивления. Представляет интерес формирование и исследование магнитных многослойных структур с низкокоэрцитивными магнитными слоями. В электроосажденных многослойных пленках CoFeP/Cu с низкой коэрцитивной силой и повышенной термической стабильностью также можно ожидать проявления перспективных магниторезистивных свойств, а именно более высокий по сравнению с пленками Co/Cu магниторезистивный эффект и в более низких полях. Более того, метод электролитического осаждения допустимо использовать для получения еще более сложных многослойных систем спин-клапанного типа [6, 7]. По своему строению такие системы могут состоять из четырех, пяти и более чередующихся слоев, например (магнитомягкий/немагнитный/магнитомягкий/магнито жесткий/немагнитный слой)<sub>n</sub>. Методом импульсного электролитического осаждения из одного электролита возможно получать такие многослойные покрытия спин-клапанного типа, как (CoFeP<sub>x</sub>/Cu/CoFeP<sub>x</sub>/CoFeP<sub>y</sub>/Cu)<sub>n</sub> и (CoW<sub>x</sub>/Cu/CoW<sub>x</sub>/CoW<sub>y</sub>/Cu)<sub>n</sub>, где магнитные сплавы с  $x > 20$  ат.% обладают низкой коэрцитивной силой, а сплавы с  $y < 5$  ат.% – высококоэрцитивные. Изменение состава и, следовательно, магнитных свойств осаждаемых сплавов задается величиной и длительностью прикладываемого импульса тока.

Более подробно исследования многослойных структур приведены и обсуждены в [7].

**Гранулированные сплавы.** Как уже было показано выше, многослойные пленки, получаемые при приложении очень коротких импульсов тока, в действительности являются многослойными пленками «островкового» типа, и их поведение типично для гранулированных сплавов.

Принимая во внимание полную взаимную нерастворимость кобальта и меди при нормальных условиях, мы попытались получить гранулированные пленки Co/Cu не в импульсном режиме, а при постоянной плотности тока и без последующего отжига.

Использовался следующий состав электролита, в г/л: CuSO<sub>4</sub> × 5H<sub>2</sub>O – 30; CoCl<sub>2</sub> × 6H<sub>2</sub>O – 3,3; H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> – 6,6; MgSO<sub>4</sub> × 7H<sub>2</sub>O – 23,3; CoSO<sub>4</sub> × 7H<sub>2</sub>O – 10–30 [8]. Состав исследованных образцов задавался изменением концентрации CoSO<sub>4</sub> × 7H<sub>2</sub>O в электролите. Осаждение велось при кислотности электролита pH = 6,0, температуре 20 °C и катодной плотности тока  $i_k = 5$  mA/cm<sup>2</sup>.

Магнитные измерения проводились на квантовом СКВИД-магнитометре в диапазоне температур от 300 до 5 K. На рис. 3 приведены типичные кривые перемагничивания для гранулированных пленок состава Co<sub>11</sub>Cu<sub>89</sub>. Наличие гистерезиса при низких температурах и его отсутствие при высоких, а также отсутствие насыщения намагниченности при высоких полях предполагают, что имеет место смесь ферро- и суперпарамагнитного поведения системы при низких температурах (рис. 3, *a*) и только суперпарамагнитное при высоких температурах (рис. 3, *b*).

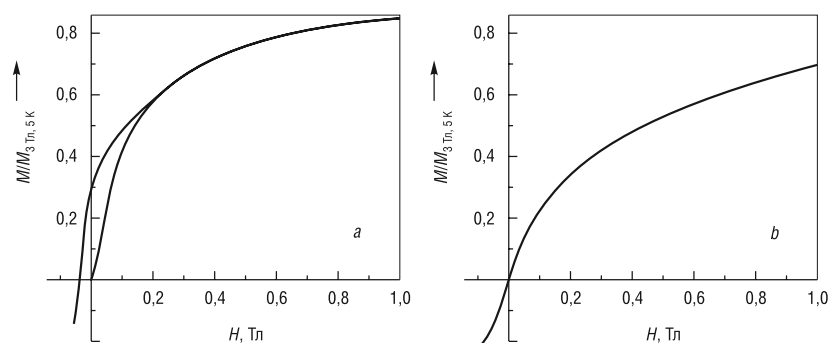


Рис. 3. Кривые перемагничивания гранулированных пленок Co<sub>11</sub>Cu<sub>89</sub>: *a* – при 5 K, *b* – при 300 K

Fig. 3. Magnetization curves of granular Co<sub>11</sub>Cu<sub>89</sub> films: *a* – at 5 K, *b* – at 300 K

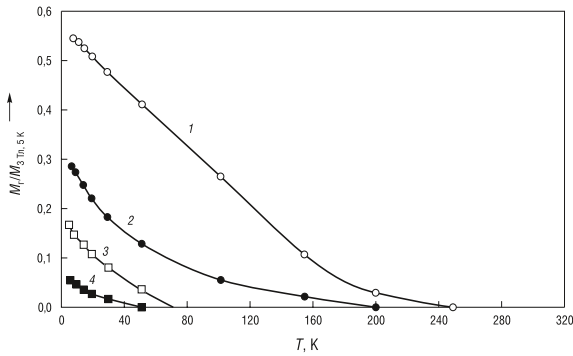


Рис. 4. Температурная зависимость остаточной намагниченности гранулированных CoCu различного состава (величины нормированы к намагниченности при  $H = 3$  Тл и  $T = 5$  К): 1 –  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$ , 2 –  $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ , 3 –  $\text{Co}_8\text{Cu}_{92}$ , 4 –  $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$

Fig. 4. Temperature dependence of magnetization remanence of granular CoCu films of different composition (values are normalized to the magnetization at  $H = 3$  T and  $T = 5$  K): 1 –  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$ , 2 –  $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ , 3 –  $\text{Co}_8\text{Cu}_{92}$ , 4 –  $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$

Зависимость остаточной намагниченности гранулированных пленок разных составов от температуры показана на рис. 4. Все кривые, за исключением зависимости для состава  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$ , имеют вогнутый характер, что предполагает наличие некоторой области температур блокирования и соответствующего ему диапазона размеров гранул кобальта в матрице меди, который можно варьировать изменением условий и режимов осаждения пленок. Линейное изменение остаточной намагниченности для состава  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$  предполагает примерно одинаковые размеры кобальтовых частиц в этой пленке. Экстраполируя значения остаточной намагниченности к нулю, можно оценить максимальную температуру блокирования. Она возрастает с увеличением концентрации кобальта в пленках.

Для оценки среднего размера частиц кобальта использовалось известное соотношение

$$K_A V = 25k_B T_B,$$

где  $K_A$  – константа магнитной анизотропии ферромагнитного включения,  $V$  – средний объем частицы,  $T_B$  – температура блокирования,  $k_B$  – постоянная Больцмана. Для оценки мы брали значения  $K_A$ , соответствующие ГЦК-решетке кобальта. Результаты отражены в таблице.

**Температура блокирования и средний диаметр кластеров кобальта в матрице меди гранулированных пленок Co/Cu различного состава**

**Blocking temperature and average clusters diameter of Co clusters in Cu matrix of granular Co/Cu films of different composition**

Состав	$T_B$ , К	Диаметр гранул, нм
$\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$	$55 \pm 5$	7,6
$\text{Co}_8\text{Cu}_{92}$	$80 \pm 10$	8,7
$\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$	$210 \pm 20$	12,0
$\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$	$260 \pm 25$	12,8

Примечание. Значения, приведенные для концентрации кобальта, являются усредненными по данным химического и рентгеновского анализа.

По мере повышения температуры отжига величина изменения магнитосопротивления возрастает (рис. 5, б). Известно, что величина ГМС определяется размером магнитных кластеров, их распределением, а также резкостью изменения состава вблизи границы кластер – матрица. Очевидно, что все эти параметры напрямую зависят от отжига покрытий.

Таким образом, показана возможность получения пленок неоднородных сплавов Cu–Co с помощью метода электролитического осаждения при постоянной плотности тока из одного раствора. Указанные покрытия являются суперпарамагнетиками и обладают изотропным ГМС-эффектом. Очевидно, то же самое возможно и для полностью взаимно нерастворимой системы Cu–Fe. Довольно неожиданно, однако, то, что мы получили гранулированные сплавы также из полностью взаимно растворимой системы Co–Re [7]. В этом и заключаются преимущества метода электролитического осаждения – гранулированные (неоднородные) системы могут быть получены как из полностью нерастворимых, так и из растворимых при нормальных условиях элементов. Более того, мы полагаем, что и из нерастворимых (неперемешиваемых) элементов (тех же самых Cu и Co) можно получить полностью однородные сплавы.

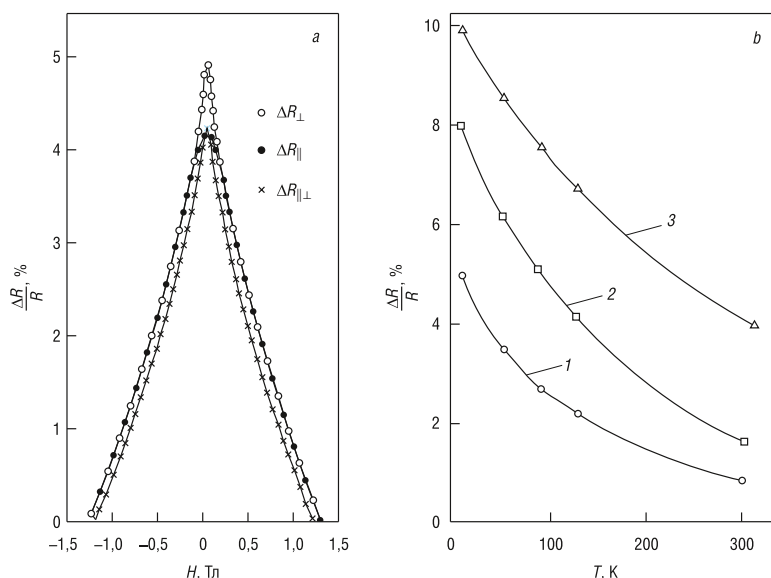


Рис. 5. Магнитосопротивление свежеприготовленных гранулированных пленок  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$  при 5 К в различной геометрии измерения (а) и зависимость их магнитосопротивления от температуры после отжига (б): 1 – неотожженных; 2 – после отжига в течение 30 мин при 400 °С, 3 – при 600 °С

Fig. 5. Magnetoresistance of freshly granular  $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$  films at 5 K at different geometries measurement (a) and temperature dependence of magnetoresistance on annealing (b): 1 – unannealed; 2 – after annealing at 400 °C during 30 min, 3 – at 600 °C

**Нанопроволоки.** Одной из главных целей исследования нанопроволок, и в первую очередь многослойных, являлась реализация эффекта гигантского магнитосопротивления в так называемой СРР-геометрии (электрический ток перпендикулярен границам раздела слоев в многослойной структуре). В этом случае ожидалось, что эффект ГМС будет намного больше, чем в СІР-геометрии (ток в плоскости слоев). Некоторые исследовательские группы (в основном из Бристоля (Великобритания) и Лозанны (Швейцария)) получили ряд многослойных нанопроволок и подтвердили высказанное предположение [8]. Мы же первыми получили и исследовали нанопроволоки из неоднородных сплавов [9], а также многослойные со сложным периодом [10, 11] спин-клапанного типа. Такие нанопроволоки также обладают ГМС-эффектом, величина которого повышается при отжиге. Нанопроволоки неоднородных сплавов Со–Си длиной в несколько десятков микрометров и диаметром до 20 нм осаждались в поры стандартных промышленных мембран из анодированного алюминия. В отличие от поликарбонатных мембран эти мембраны могут быть использованы для изучения влияния процессов отжига.

На рис. 6 приведен электронно-микроскопический снимок нанопроволок неоднородного сплава Со–Си. Нанопроволоки поликристаллически и имеют величину магнитосопротивления при комнатной температуре  $\sim 0,5\%$ . Хотя абсолютная величина изменения магнитосопротивления является небольшой (меньше  $\sim 1\%$ ), но она отрицательна во всех взаимных ориентациях поля и электрического тока (рис. 7), что и должно быть для неоднородных сплавов Со–Си. Имеются симметричные «плечи» по обе стороны от центрального пика на обеих кривых МС (рис. 7), которые можно отнести за счет особенностей механизма перемагничивания пленок.

Возрастание величины ГМС при отжиге сплошных пленок неоднородных сплавов Со–Си, полученных различными методами, обусловлено фазовым расслоением, которое при-

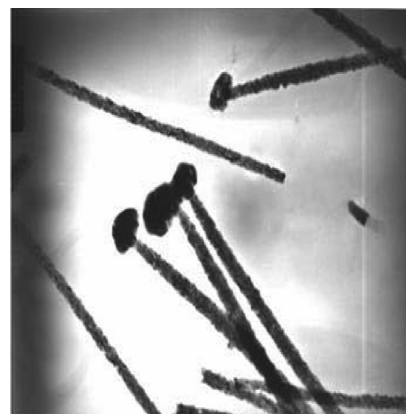


Рис. 6. Электронная микрофотография на просвет нанопроволок неоднородного сплава Со–Си, электроосажденных в поры поликарбонатных мембран с диаметром пор 10 нм и плотностью пор  $6 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$

Fig. 6. TEM-image of granular Co–Cu nanowires, electrodeposited in pores of polycarbonate membranes with diameter of pores 10 nm and their density  $6 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$

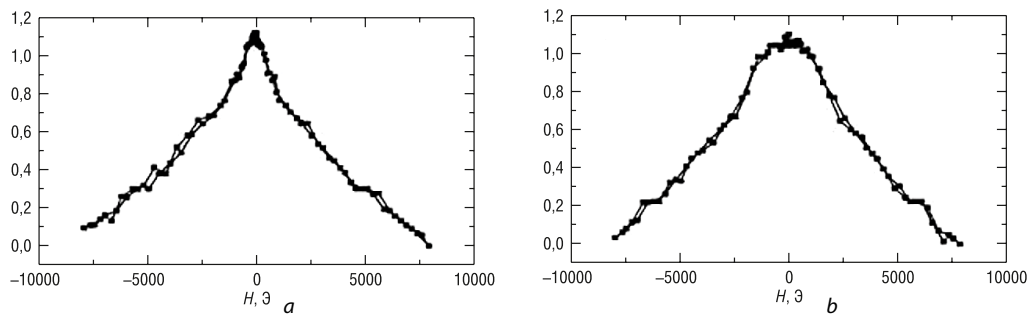


Рис. 7. Изменение магнитосопротивления отожженных при 400 °С в течение 30 мин нанопроволок неоднородного сплава Co–Cu, электроосажденных в поры мембран из анодированного алюминия с диаметром пор 200 нм и плотностью пор  $10^9 \text{ см}^{-2}$  при комнатной температуре в магнитном поле параллельном (а) и перпендикулярном (б) длинной оси нанопроволок

Fig. 7. Magnetoresistance of annealed at 400 °C during 30 min granular Co–Cu nanowires, electro deposited in anodized Al membranes with pores diameter of 200 nm and density  $10^9 \text{ cm}^{-2}$  at room temperature in magnetic field parallel (a) and perpendicular (b) to the long axis of nanowires

водит к увеличению числа и размеров частиц, обогащенных кобальтом. По этой причине мы исследовали влияние отжига на величину ГМС наших электроосажденных нанопроволок. Отжиг проводился в течение 30 мин при температуре 200 °С и 400 °С в вакууме 10–15 тор для уменьшения риска окисления. Было обнаружено существенное увеличение величины ГМС при комнатной температуре. Так, после отжига при 400 °С величина эффекта магнитосопротивления в продольной и поперечной конфигурации для одного и того же образца возросла более чем в 2 раза. Отличительная особенность рис. 7 заключается в том, что формы кривых магнитосопротивления в параллельном (а) и перпендикулярном (б) к длинной оси проволок направлениях существенно различаются, что подтверждает существенное влияние геометрии нанопроволок на их магнитные свойства. Это может быть обусловлено тем, что некоторые обогащенные кобальтом частицы по своему диаметру приближаются к поперечным размерам нанопроволок (20 нм) или что даже если диаметр нанопроволоки намного превышает размеры частиц, то он может оказаться меньше характерного для магнитных взаимодействий расстояния. К тому же во время электроосаждения с последующим отжигом геометрия нанопроволоки могла влиять на формы и распределения магнитных частиц, обогащенных кобальтом, либо могла привести к анизотропии, созданной напряжениями в этих частицах.

Исследование явления ГМС, а также попытки разработчиков различных устройств магнитной микроэлектроники повысить величину изменения электросопротивления на единицу магнитного поля привели к появлению нового, более сложного семейства многослойных пленочных структур спин-клапанного типа. Они представляют собой уже периодическое чередование не двух, а трех и более слоев с различными магнитными параметрами [10, 11]. В этом случае процесс перемагничивания таких слоев анизотропен. При изменении прилагаемого внешнего магнитного поля по направлению вектора намагниченности, предварительно доведенного до насыщения магнито жесткого слоя в диапазоне, меньшем его коэрцитивной силы, магнитомягкий слой будет перемагничиваться в этом направлении в поле ниже его коэрцитивной силы. А в противоположном направлении – в поле, большем его коэрцитивной силы. Эта разница в полях перемагничивания низко- и высококоэрцитивных слоев в многослойной структуре в противоположных направлениях и есть суть «клапанного» эффекта. Состояние многослойной структуры, когда магнитные моменты магнитомягких и магнито жестких слоев антипараллельны, является неустойчивым. И малое поле противоположной направленности приводит к скачкообразному перемагничиванию низкокоэрцитивных слоев. Именно поэтому и может быть достигнута высокая чувствительность магниторезистивного элемента.

Ранее мы уже предложили идею получения многослойных структур спин-клапанного типа методом электролитического осаждения [10, 11]. Основная трудность при этом заключается в том, что при варьировании потенциала осаждения  $\varphi$  (либо катодной плотности тока  $D_K$ ) необ-



ходимо подобрать такие условия осаждения (прежде всего состав электролита и режимы осаждения), при которых одним изменением  $\varphi$  (или  $D_K$ ) будет достигаться достаточно большая разница в составе и кристаллической структуре магнитных слоев и, следовательно, существенно различаться их коэрцитивная сила. Указанным условиям могут удовлетворять исследованные нами пленки CoFeP (Федосюк В. М., Ильющенко Л. Ф., Шелег М. У. Электролит и способ для нанесения покрытий сплавом кобальт-железо-фосфор. А. с. СССР № 722384 от 21.11.1979 г.) и CoW [3], в которых содержание фосфора и вольфрама является функцией плотности тока. И, например, при малой плотности тока ( $D_K \sim 10\text{--}20 \text{ мА/см}^2$ ) содержание фосфора достигает  $\sim 20\text{--}25 \text{ ат.}\%$ . При этом пленки CoFeP<sub>25</sub> являются аморфными и магнитомягкими, а при содержании фосфора  $\sim 5\text{--}10 \text{ ат.}\%$  ( $D_K \sim 70 \text{ мА/см}^2$ ) они поликристаллические и, соответственно, магнитожесткие. Подобное справедливо и для системы Co–W.

Мы впервые попытались соединить преимущества указанных двух подходов и получить многослойные структуры спин-клапанного типа в виде нанопроволок методом импульсного электролитического осаждения из одного электролита [12].

Осаждались многослойные структуры спин-клапанного типа двух видов:  $\{(CoFeP_x)d_1/Cud_{Cu}/(CoFeP_x)d_2/Cud_{Cu}\}_n$  и  $\{(CoFeP_x)d_1/Cud_{Cu}/(CoFeP_y)d_3/Cud_{Cu}\}_n$ , где  $x = 25 \text{ ат.}\% \text{ P}$ ,  $y = 5 \text{ ат.}\% \text{ P}$ ,  $d_1 = 2\text{--}250 \text{ нм}$ ,  $d_2 = 2\text{--}250 \text{ нм}$ ,  $d_3 = 5\text{--}500 \text{ нм}$ ,  $d_{Cu} = 2\text{--}50 \text{ нм}$ . Таким образом, для первой системы структур их период составлял четыре слоя и коэрцитивная сила магнитных слоев изменялась варьированием их толщины. Для второго семейства пленок период состоял из пяти слоев, причем различие в коэрцитивной силе достигалось изменением состава слоев.

Осаждение велось при температуре  $18 \text{ }^\circ\text{C}$  в потенциостатическом режиме по трехэлектродной схеме в поры стандартных промышленных поликарбонатных мембран Poretics Products диаметром 1 см и толщиной 6 мкм. Диаметр пор составлял 30 нм при их толщине 6 мкм. Плотность пор составляла  $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$ . На одну из сторон мембран предварительно напылялся подслои золота толщиной  $\sim 0,01 \text{ мкм}$ . Осаждение осуществлялось посредством аналого-цифрового ADC42 и цифро-аналогового PC24 преобразователей. Работа управляющей программы основана на законе Фарадея и в ней задаются все основные геометрические и физические параметры осаждаемых слоев.

Для проведения электронно-микроскопических исследований использовался электронный микроскоп ЭВМ-100ЛМ с ускоряющим напряжением до 100 кВ. Мембраны растворялись в хлороформе. Выделенные после растворения мембран нанопроволоки вылавливались на сеточки, предварительно покрытые коллодиевой пленкой.

Магнитные измерения проводились на квантовом СКВИД-магнитометре MPMS-5 в области температур  $5\text{--}300 \text{ К}$  и полях до  $5,5 \text{ Тл}$ . Точность установки температуры составляла  $\pm 10^{-2} \text{ К}$ , поля –  $\pm 10^{-2} \text{ Э}$ . Магнитосопротивление измерялось по двухконтактной схеме в геометрии, когда электрический ток был параллелен оси нанопроволок (т. е. перпендикулярно границам раздела слоев). Магнитное поле прикладывалось как перпендикулярно оси нанопроволок, так и параллельно.

На рис. 8 приведены типичные задаваемые последовательности импульсов тока для осаждения четырехслойных структур. Электронно-микроскопические исследования подтверждают периодичность чередования слоев меди и сплава CoFeP в нанопроволоках (рис. 9).

Как можно видеть из рис. 10, *a–c*, при очень тонких слоях (толщиной менее нескольких нанометров) на кривых перемагничивания не наблюдается никаких ступенек (рис. 10, *a, b*), которые были бы характерны в случае перемагничивания магниторазнородного (по коэрцитивной силе) материала. По нашему мнению, указанному факту есть два объяснения. Во-первых, электроосаждение в нанопоры мембран происходит в условиях сильного перенапряжения (пересыщения). Поэтому состав магнитных слоев может существенно отличаться от состава слоев, если бы они осаждались в виде просто пленочных покрытий. Разница в коэрцитивной силе магнитомягких слоев с  $H_{c1}$  и магнитожестких с  $H_{c2}$  может быть недостаточно велика. Либо может произойти непрерывный набор коэрцитивных сил от  $H_{c1}$  до  $H_{c2}$ . В этом случае на петлях гистерезиса нанопроволок не будет заметно никаких резких переходов (ступенек). Второе объяснение может быть связано с сильным взаимодействием магнитных слоев как в самой нанопроволоке,

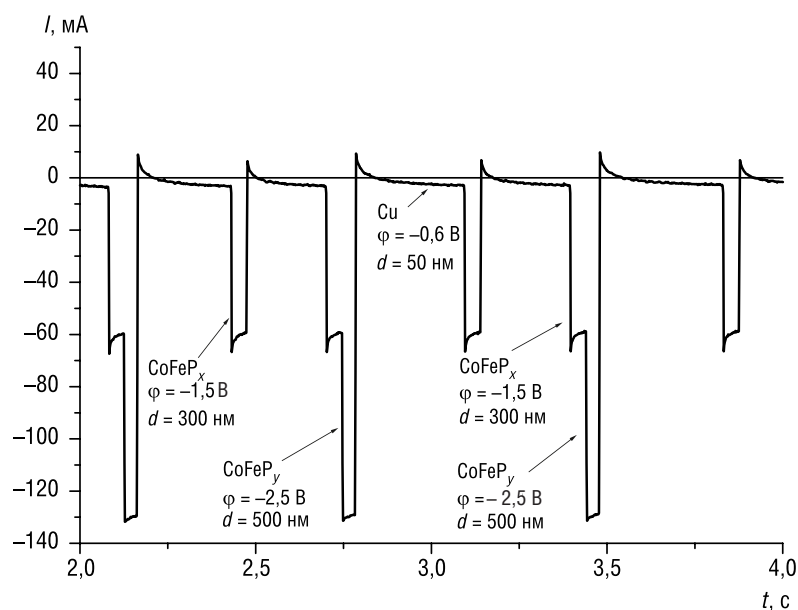


Рис. 8. Последовательность прикладываемых импульсов для получения многослойных нанопроволок спин-клапанного типа с периодом в четыре слоя

Fig. 8. Sequence of applied impulses for obtaining of multilayer nanowires of spin-valve type with four layers period

так и между соседними нанопроволоками. И только при увеличении толщины слоев петли гистерезиса становятся «перетянутыми» (рис. 10, с) – они сужены в середине и растянуты на «хвостах». Указанный факт свидетельствует о том, что магнитные слои нанопроволок имеют явно различную коэрцитивную силу. При очень малых толщинах магнитных слоев их поведение представляет собой смесь магнитного и гранулированного состояний – кривые перемagnetизации не выходят на насыщение даже в очень больших полях. Как результат магнитного состояния нанопроволок кривые их магнитосопротивления типичны для многослойных структур с эффектом гигантского магнитосопротивления.

Итогом проведенных исследований и создания на их основе новых магнитных материалов, в том числе наноматериалов и наноструктур, стало присуждение в 2005 г. коллективу сотрудников ИФТТиПП Государственной премии в области науки и техники за работу «Магнитные структуры и физические свойства многокомпонентных систем с переходными и редкоземельными элементами, разработка новых магнитных материалов, создание и производство элементов и устройств электронной техники».

При последующем изучении многослойных пленочных структур несколько неожиданным



Рис. 9. Электронно-микроскопическое изображение многослойных нанопроволок с периодом в четыре слоя

Fig. 9. TEM-image of multilayer nanowires with four layers period

оказалось то, что они имеют хорошие экранирующие свойства и могут быть использованы для защиты от электромагнитного и радиационного излучения [13, 14]. Это направление исследований в ЛФМП было развито С. С. Грабчиковым с коллегами и в сотрудничестве с ПО «Интеграл», ГНПО «Планар» и Институтом тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси увенчались в 2017 г. также Государственной премией Республики Беларусь.

Лаборатория физики магнитных пленок – не единственное подразделение Научно-практического центра Национальной академии наук Беларуси по материаловедению, которое занимается исследованием магнитных наноматериалов. Следует отметить лабораторию физики магнитных материалов (ЛФММ) (заведующий лаборато-

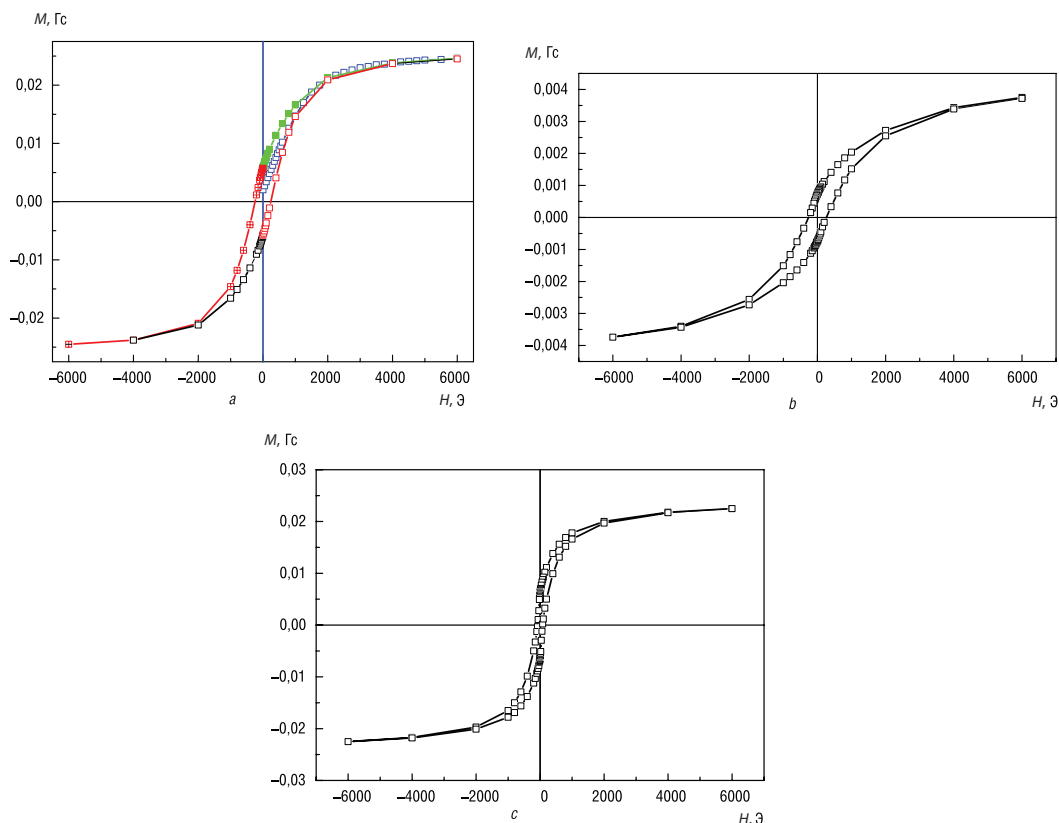


Рис. 10. Кривые перемагничивания многослойных нанопроволок: *a* – пятислойных  $\{(CoFeP_{25})d_1/Cud_{Cu}/(CoFeP_{25})d_1/(CoFeP_{25})d_2/Cud_{Cu}\}_n$  с  $d_1 \sim 3,5$  нм,  $d_2 \sim 25$  нм,  $d_{Cu} = \text{const} \sim 3$  нм; *b* – четырехслойных  $\{(CoFeP_{25})d_1/Cud_{Cu}/(CoFeP_{25})d_2/Cud_{Cu}\}_n$  с  $d_1 \sim 1,5$  нм,  $d_2 \sim 50$  нм и  $d_{Cu} \sim 3$  нм; *c* – четырехслойных, полученных указанных в рис. 8 режимах, с  $d_1 \sim 5$  нм,  $d_2 \sim 15$  нм и  $d_{Cu} \sim 3$  нм

Fig. 10. Magnetization curves of multilayer nanowires: *a* – five-layered  $\{(CoFeP_{25})d_1/Cud_{Cu}/(CoFeP_{25})d_1/(CoFeP_{25})d_2/Cud_{Cu}\}_n$  with  $d_1 \sim 3.5$  nm,  $d_2 \sim 25$  nm,  $d_{Cu} = \text{const} \sim 3$  nm; *b* – four-layered  $\{(CoFeP_{25})d_1/Cud_{Cu}/(CoFeP_{25})d_2/Cud_{Cu}\}_n$  with  $d_1 \sim 1.5$  nm,  $d_2 \sim 50$  nm and  $d_{Cu} \sim 3$  nm; *c* – four-layered, obtained at indicated in fig. 8 regimes, with  $d_1 \sim 5$  nm,  $d_2 \sim 15$  nm and  $d_{Cu} \sim 3$  nm

рией – доктор физико-математических наук, профессор Г. И. Маковецкий, с 2015 г. – доктор физико-математических наук К. И. Янушкевич) и отдел криогенных исследований (ОКИ) (заведующий отделом – доктор физико-математических наук, профессор С. Е. Демьянов).

Так, в ОКИ успешно получают и исследуются подвид нанопроволок – нанотрубки [15, 16], которые также осаждаются электрохимическими методами. Электрохимическое осаждение проводится в потенциостатическом режиме в двухэлектродной ячейке при напряжении 1,5 В. Катод представляет собой золотую пленку на задней поверхности мембраны из окиси алюминия толщиной 10 нм. Толщина катода мала для перекрытия пор, но достаточна для образования кольца вокруг поры, которое задает рост полых нанотрубок. В качестве электролитов используются следующие растворы: для синтеза железных –  $FeSO_4 \times 7H_2O$  (180 г/л),  $FeCl_3 \times 6H_2O$  (5 г/л),  $H_3BO_3$  (25 г/л),  $C_6H_8O_6$  (3 г/л); кобальтовых –  $CoSO_4 \times 7H_2O$  (120 г/л),  $H_3BO_3$  (45 г/л),  $C_6H_8O_6$  (3 г/л); никелевых нанотрубок –  $NiSO_4 \times 6H_2O$  (120 г/л),  $H_3BO_3$  (3 г/л),  $C_6H_8O_6$  (1,5 г/л) при температуре 25 °С; рН электролита составляет 3.

Синтезированные в порах алюминиевых мембран Fe, Co и Ni нанотрубки имеют наружный диаметр  $110 \pm 10$  нм и длину  $12 \pm 0,2$  мкм. Из изображения сломов наноструктур видно, что они имеют трубчатую форму (рис. 11, *d*).

**Магнитомягкие нанокомпозиты.** Сотрудниками ЛФММ Г. А. Говором и А. К. Вечером разработан новый вид магнитных наноматериалов, представляющих собой композит из ферромагнитных наночастиц железа в «нанорубашке» из немагнитного и диэлектрического оксида алюминия [17].

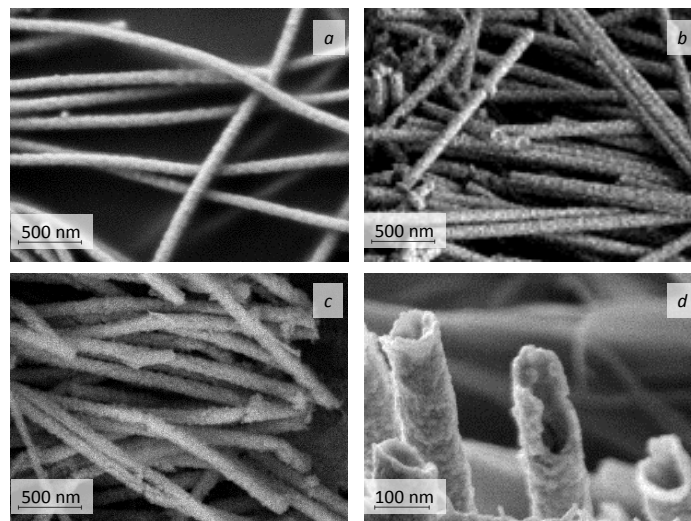


Рис. 11. СЭМ-изображения массива ферромагнитных нанотрубок: *a* – Fe, *b* – Co, *c* – Ni, *d* – сломы отдельных Ni нанотрубок

Fig. 11. SEM-image of ferromagnetic nanotubes: *a* – Fe, *b* – Co, *c* – Ni, *d* – breakage of separate Ni nanotubes

Технология производства композиционных магнитных материалов включает в себя ряд следующих процессов: 1) очистка исходного железного порошка и покрытие нанометровым изоляционным слоем магнитного оксида; 2) нанесение на поверхность изолированного железного порошка слоя смазочного материала; 3) технологический процесс прессования подготовленного изолированного порошка в изделия заданной формы; 4) отжиг готовых изделий, при необходимости – окраска.

В результате обработки порошка и последующего прессования образуется изделие, в котором частицы железа разделены нанометровыми слоями изолирующего покрытия и слоем смазки (рис. 12). Такой материал является перспективной заменой электротехнической стали и может применяться при производстве сердечников трансформаторов, дросселей, катушек индуктивности, статоров электродвигателей. Он позволяет существенно уменьшить потери, особенно при работе на высоких частотах.

**Перспективы развития и применения новых материалов.** В Республике Беларусь в настоящее время фундаментальные исследования в области физики твердого тела и физического материаловедения, разработка новых материалов и технологий проводятся, в основном, в рамках Государственной программы научных исследований «Физическое материаловедение, новые материалы и технологии» на 2016–2020 годы. В ближайшей и среднесрочной перспективе результаты данных исследований будут нацелены на их приложение

в различных областях современной техники и технологий.

Достижения последних лет в материаловедении предоставили возможность моделировать и контролировать процессы, происходящие на наноуровне, получать материалы и изделия с принципиально новыми свойствами, которые могут применяться во всех сферах жизнедеятельности человека. Наибольший эффект от использования нанотехнологий и наноматериалов в ближайшие годы ожидается в сфере нанoeлектроники, фотоники, биотехнологий, медицинских препаратов, наноразмерных опто- и электромеханических систем. Применение полупроводниковых наноструктур позволит значительно уменьшить габариты устройств, снизить их энергопотребление, улучшить стоимостные характеристики и использовать преимущества массового производства микро- и нанoeлектронных компонентов и систем.

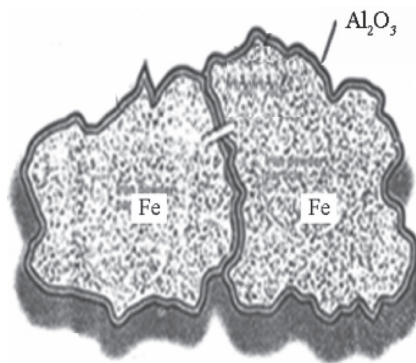


Рис. 12. Схематичное представление нанокompозита Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Fig. 12. Schematic image of Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposite

Создаются новые типы легких композиционных материалов, не уступающие в прочности и экономичности существующим. Они находят свое применение в авиации и космических аппаратах, в спортивной индустрии и медицине. Функциональные покрытия и слоистые материалы станут использоваться в машиностроении (детали, испытывающие трение, воздействие высоких температур, электромагнитного излучения и радиации и т. д.). Адаптивные материалы и покрытия, материалы с эффектом памяти формы, полимерные композиционные материалы, высокотемпературные керамические, теплозащитные и керамоподобные материалы и другие придут на смену металлам и пластикам. Повысятся требования к техническим свойствам продуктов: устойчивости к коррозии, износу и старению материалов.

Особое значение в развитии материаловедения приобретают технологии компьютерного моделирования материалов и процессов, позволяющие смоделировать требуемые процессы, структуры и их характеристики без проведения большого числа дорогостоящих экспериментов.

Для *электроники* будут создаваться: многослойные пленочные структуры на основе переходных металлов, обладающие гигантским магниторезистивным эффектом (для применения в магнитоэлектронике) [18]; несобственные мультиферроики (для применений в спинтронике) [8], обладающие высоким магнитоэлектрическим эффектом; графен с дефектами и особыми электрическими свойствами (для применения в наноэлектронике и спинтронике, электромеханике и эмиссионной электронике); новые радиационные технологии при создании и испытании электронных приборов с использованием ускорителя электронов.

В *солнечной энергетике* будут востребованы разрабатываемые многослойные периодические наноструктуры взаимодействующих квантовых точек германия в кремнии и высокоэффективные светодиоды для инфракрасной области спектра на их основе; тонкопленочные солнечные элементы на основе многокомпонентных полупроводников со структурой халькопирита и кестерита.

Для *прецизионных фотонных устройств* разрабатываются метаматериалы – магнитоплазмонные кристаллы, представляющие собой металло-диэлектрические гетероструктуры, которые содержат слои магнитных диэлектриков с нанесенными на них перфорированными нанослоями золота.

*Машиностроение* получит: обрабатывающий инструмент с применением композиционного материала на основе нанопорошков кубического нитрида бора для замены (вытеснения с отечественного рынка) быстроизнашивающегося обрабатывающего инструмента из твердосплавных материалов; особый сверхтвердый материал – алмаз, армированный нанотрубками/нановолокнами, для изготовления уникального режущего и шлифовального инструмента (такой технологией потенциально могут обладать не более пяти стран в мире); технологии нанесения наноконпозиционных сверхтвердых износостойких покрытий на инструмент, детали машин и механизмов.

Создаваемые суперконденсаторы (накопители энергии) на основе графеноподобного углерода (наноматериала на основе графита) найдут широкое применение в *электроавтотранспорте*.

С помощью 3D-технологий на основе новых магнитомягких наномодифицированных композиционных материалов будет развито производство ряда *электротехнических изделий* – трансформаторов, дросселей, статоров и роторов вентильно-реактивных двигателей и генераторов – с целью замены в их производстве дорогостоящей ламинированной электротехнической стали.

Для *ракетно-космической и специальной техники* развиваются технологии формирования покрытий большой площади на основе магнитомягких слоев, обладающих высокой эффективностью защиты радиоэлектронных изделий от электромагнитного излучения и проникающей радиации.

В *навигации* найдут применение магнитоуправляемые наноструктурные сенсоры на основе мультислойных структур с чередующимися слоями из ферромагнитных и диэлектрических пленок.

Будут получены локализованные плазмонные наноструктуры для усиления рамановского рассеяния света и повышения чувствительности рамановских спектрометров, применяемых для анализа веществ в *биологии, медицине, экологии, пищевой промышленности*.

Продолжают совершенствоваться технологии роста монокристаллов высокотемпературных сверхпроводников, полупроводников, мультиферроиков, алмаза, нелинейно-оптических кристаллов для использования последних в *научных исследованиях и технического применения*.

Для *квантавой інфарматыкі* будуць разрабывацца метады управлення когерентнай і дысіпатыўнай дынамікай твёрдотэльных спіновых і свёрхпроводніковых кубітаў, NV-цэнтраў в алмазе, возбуждаемых электрмагнітнымі полямі в условиях многофотонных резонансов.

Развитие *компьютерного материаловедения* позволит создать программные комплексы оптимизации технологических процессов в производстве интегральных схем.

**Заклучение.** Развитие материаловедческих и технологических основ создания новых материалов дает возможность получать изделия с высоким уровнем качества и заданными свойствами. Разработка и внедрение новых материалов и технологий, которыми занимается современное материаловедение, являются основополагающими факторами модернизации и развития производства и в перспективе позволят расширить область экспорта материалов и изделий с принципиально новыми электрическим, магнитными, оптическими, механическими, тепловыми и иными свойствами.

### Список использованных источников

1. Ильющенко, Л. Ф. Электролитически осажденные магнитные пленки / Л. Ф. Ильющенко, М. У. Шелег, А. В. Болтушкин. – Минск: Наука и техника, 1979. – 280 с.
2. Грабчиков, С. С. Аморфные электролитически осажденные металлические сплавы / С. С. Грабчиков. – Минск: Изд. центр. БГУ, 2006. – 186 с.
3. Федосюк, В. М. Магнитомягкие пленки Co–W для вертикальной записи / В. М. Федосюк, Л. Ф. Ильющенко, М. У. Шелег // Докл. Акад. наук БССР. – 1986. – Т. 30, № 6. – С. 508–509.
4. Шадров, В. Г. Межкристаллитное магнитное взаимодействие и процессы перемангничивания в тонкопленочных магнитных структурах / В. Г. Шадров. – Минск: Изд. центр. БГУ, 2006. – 237 с.
5. Федосюк, В. М. Электрохимические магнитные покрытия для дисков с вертикальной записью информации / В. М. Федосюк, М. У. Шелег, В. Г. Шадров // Зарубежная радиоэлектроника. – 1989. – № 7. – С. 82–91.
6. Федосюк, В. М. Многослойные магнитные структуры / В. М. Федосюк. – Минск: Изд. центр БГУ, 2000. – 197 с.
7. Федосюк, В. М. Электролитически осажденные наноструктуры / В. М. Федосюк, Т. А. Точицкий. – Минск: Изд. центр БГУ, 2002. – 353 с.
8. Spin Wave Optics in Patterned Garnet / R. Gieniusz [et al.] // Spin Wave Confinement: Propagating Waves / ed. by S. Demokritov. – Pan Stanford Publishing Pte. Ltd., 2017. – P. 139–170.
9. Fedosyuk, V. M. Nanoclustered films and nanowires / V. M. Fedosyuk // Synthesis, functional properties and applications of nanostructures / eds. by T. Tsakolacos, I. A. Ovid'ko. – Kluwer Academic Publ., 2003. – P. 557–578.
10. Федосюк, В. М. Многослойные нанопроволоки спин-клапанного типа / В. М. Федосюк, Т. А. Точицкий, С. А. Шарко // Перспективные материалы. – 2002. – № 4. – С. 74–78.
11. Федосюк, В. М. Структура, магнитные и магниторезистивные свойства нанопроволок спин-клапанного типа / В. М. Федосюк, С. А. Шарко // Металлофизика и новейшие технологии. – 2003. – № 6. – С. 713–723.
12. Федосюк, В. М. Наноструктурные пленки и нанопроволоки / В. М. Федосюк. – Минск: Изд. центр БГУ, 2006. – 310 с.
13. Эффективность магнитоэкранирования цилиндрическими оболочками / С. С. Грабчиков [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2015. – № 4. – С. 107–114.
14. Effectiveness of the magnetostatic shielding by the cylindrical shells / S. S. Grabchikov [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2016. – Vol. 398. – P. 49–53. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2015.08.122>
15. Медные нанотрубки, осажденные электрохимическим способом / Е. Ю. Канюков [и др.] // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2017. – № 2. – С. 99–105. <https://doi.org/10.7868/S0207352817020081>
16. Влияние параметров электроосаждения на структурные и морфологические особенности Ni нанотрубок / А. Л. Козловский [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 2. – С. 174–179. <https://doi.org/10.7868/S0015323017020061>
17. Говор, Г. А. Особенности магнитных характеристик новых композиционных материалов на основе порошков железа / Г. А. Говор, А. К. Вечер, К. И. Янушкевич // Перспективные материалы и технологии : в 2 т. / под ред. В. В. Клубовича. – Витебск: УО ВГТУ, 2017. – Т. 2. – С. 278–299.
18. Magnetotransport properties and calculation of the stability of GMR coefficients in CoNi/Cu multilayer quasi-one-dimension structures / A. V. Trukhanov [et al.] // Mater. Res. Express. – 2016. – Vol. 3, № 6. – P. 2317–2323. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/3/6/065010>

### References

1. Il'yushenko L. F., Sheleg M. U., Boltushkin A. V. *Electrolytically deposited magnetic films*. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1979. 280 p. (in Russian).
2. Grabchikov S. S. *Electrolytically deposited amorphous metallic alloys*. Minsk, Publishing Center BSU, 2006. 186 p. (in Russian).
3. Fedosyuk V. M., Il'yushenko L. F., Sheleg M. U. Hard magnetic Co–W films for vertical magnetic recording. *Doklady Akademii nauk BSSR* [Doklady of the Academy of Sciences of BSSR], 1986, vol. 30, no. 6, pp. 508–509 (in Russian).

4. Shadrov V. G. *Intercrystalline magnetic interaction and magnetization reversal in thin-film magnetic structures*. Minsk, Publishing Center BSU, 2006. 237 p. (in Russian).
5. Fedosyuk V. M., Sheleg M. U., Shadrov V. G. Electrochemically magnetic films for vertical recording disks. *Zarubezhnaya radioelektronika* [Foreign Radio Electronics], 1989, no. 7, pp. 82–91 (in Russian).
6. Fedosyuk V. M. *Multilayered magnetic structures*. Minsk, Publishing Center BSU, 2000. 197 p. (in Russian).
7. Fedosyuk V. M., Tochitskii T. A. *Electrolytically deposited nanostructures*. Minsk, Publishing Center BSU, 2002. 353 p. (in Russian).
8. Gieniusz R., Maziewski A., Guzowska U., Gruszecki P., Kłos J., Krawczyk M., Stognij A. Spin Wave Optics in Patterned Garnet. Demokritov S. (ed.) *Spin Wave Confinement: Propagating Waves*. Pan Stanford Publishing Pte. Ltd., 2017, pp. 139–170.
9. Fedosyuk V. M. Nanoclustered films and nanowires. Tsakolacos T., Ovid'ko I. A. (eds.). *Synthesis, functional properties and applications of nanostructures*. Kluwer Academic Publishers, 2003, pp. 557–578.
10. Fedosyuk V. M., Tochitskii T. A., Sharko S. A. Multilayered nanowires of spin-valve type. *Perspektivnye Materialy* [Promising Materials], 2002, no. 4, pp. 74–78 (in Russian).
11. Fedosyuk V. M., Sharko S. A. Structure, magnetic and magnetoresistive properties of spin-valve type nanowires. *Metallofizika i noveishie tekhnologii* [Metal Physics and Advanced Technologies], 2003, no. 6, pp. 713–723 (in Russian).
12. Fedosyuk V. M. *Nanostructured films and nanowires*. Minsk, Publishing Center BSU, 2006. 310 p. (in Russian).
13. Grabchikov S. S., Erofeenko V. T., Vasilenkov N. A., Trukhanov A. V., Solobai A. A. Effectiveness of magnetostatic shielding by the cylindrical shells. *Vesti Natsyyanal'noi akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2015, no. 4, pp. 107–114 (in Russian).
14. Grabchikov S. S., Trukhanov A. V., Trukhanov S. V., Kazakevich I. S., Solobay A. A., Erofeenko V. T., Vasilenkov N. A., Volkova O. S., Shakin A. Effectiveness of the magnetostatic shielding by the cylindrical shells. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2016, vol. 398, pp. 49–53. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2015.08.122>
15. Kanyukov E. Yu., Kozlovskiy A. L., Shlimas D. I., Zdorovets M. V., Yakimchuk D. V., Shumskaya E. E., Kadyrzhанov K. K. Electrochemically deposited copper nanotubes. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2017, vol. 11, iss. 1, pp. 270–275. <https://doi.org/10.1134/S1027451017010281>
16. Kozlovskiy A. L., Shlimas D. I., Shumskaya A. E., Kaniukov E. Yu., Zdorovets M. V., Kadyrzhанov K. K. Influence of Electrodeposition Parameters on Structural and Morphological Features of Ni Nanotubes. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, iss. 2, pp. 164–169. <https://doi.org/10.1134/S0031918X17020065>
17. Govor G. A., Vecher A. K., Yanushkevich K. I. The peculiarities of magnetic characteristics of new composite materials based on iron powders. Klubovich V. V. (ed.) *Promising materials and technologies. Vol. 2*. Vitebsk, Vitebsk State Technological University, 2017, pp. 278–299 (in Russian).
18. Trukhanov A. V., Grabchikov S. S., Sharko S. A., Trukhanov S. V., Trukhanova K. L., Volkova O. S., Shakin A. Magnetotransport properties and calculation of the stability of GMR coefficients in CoNi/Cu multilayer quasi-one-dimension structures. *Materials Research Express*, 2016, vol. 3, no. 6, pp. 2317–2323. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/3/6/065010>

### Информация об авторе

Федосюк Валерий Михайлович – член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор физико-математических наук, генеральный директор, Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению (ул. П. Бровка, 19, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: fedosyuk@physics.by

### Information about the author

Valeri M. Fedosyuk – Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus, D. Sc. (Physics and Mathematics), General Director, Scientific and Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus (19, P. Brovka Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: fedosyuk@physics.by