

08

## Магниторезистивная среда на основе пленочной структуры $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$

© В.О. Васьковский,<sup>1</sup> В.Н. Лепаловский,<sup>1</sup> А.Н. Горьковенко,<sup>1</sup> Н.А. Кулеш,<sup>1</sup> П.А. Савин,<sup>1</sup> А.В. Свалов,<sup>1</sup> Е.А. Степанова,<sup>1</sup> Н.Н. Щёголева,<sup>2</sup> А.А. Ювченко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет,  
620002 Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> Институт физики металлов УрО РАН,  
620043 Екатеринбург, Россия  
e-mail: vladimir.lepalovsky@urfu.ru

(Поступило в Редакцию 13 марта 2014 г.)

Исследовано влияние ряда физико-технологических факторов на микроструктуру, магнитные и магниторезистивные свойства пленочных структур на основе бислоев  $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$  с обменным (магнитным) смещением. Определены зависимости поля магнитного смещения, коэрцитивной силы, величины эффекта анизотропии магнитосопротивления от порядка осаждения и толщины слоев в пленочных структурах, температуры подложки, температуры отжига, температуры измерений для пленок, полученных магнетронным распылением, в том числе в условиях высокочастотного электрического смещения на подложке. Показано, что пленочная структура  $\text{SiO}_2/\text{Ta}(5)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(5)/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}(20)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Ta}(5)$  обладает оптимальным сочетанием свойств как магниторезистивная среда с внутренним магнитным смещением. Приведены результаты испытания магнитных сенсоров, изготовленных из этого материала по технологии оптической фотолитографии.

### Введение

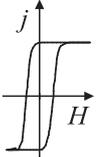
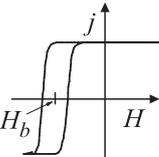
Неоднородные магнитные пленки, содержащие магнитомягкий ферромагнитный слой  $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$  и антиферромагнитный слой  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ , изучены достаточно подробно в свете использования их в так называемых спиновых клапанах [1]. В структуре этих первичных преобразователей, функционирующих на основе эффекта гигантского магнитосопротивления, антиферромагнитному и контактирующему с ним ферромагнитному слоям отводятся роли „закрепляющего“ и „закрепленного“, магнитных элементов соответственно. Иными словами, в паре  $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$  слой пермаллоя проявляет однонаправленную анизотропию (магнитное смещение), изучению которой посвящено большое количество работ, нашедших, в частности, обобщение в обзорах [2,3].

Главным движущим мотивом этих исследований являлось стремление оптимизировать параметры перемагничивания слоя пермаллоя при его минимальной толщине (не более 10 nm), создав тем самым благоприятные условия для реализации эффекта гигантского магнитосопротивления. Однако магнитное смещение является востребованным и при создании первичных преобразователей на других магнитоэлектрических эффектах, к которым, например, относятся анизотропия магнитосопротивления и гигантский магнитный импеданс [4]. В этих случаях оптимальной является существенно большая толщина слоев пермаллоя [5,6]. Настоящая работа посвящена изучению влияния ряда физико-технологических факторов на свойства пленок типа  $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$  и поиску условий реализации максимального магнитного смещения в слоях пермаллоя повышенной толщины, обладающих значительной анизотропией магнитосопротивления.

### Образцы и методика эксперимента

Эксперимент выполнен на слоистых пленочных структурах, полученных методом магнетронного распыления на установке Orion-8. Слои  $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$  и  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$  осаждались на стекла Corning непосредственно или после предварительного покрытия их слоем Ta. Формирование двухкомпонентных магнитных слоев осуществлялось путем распыления сплавных мишеней соответствующих составов. Для получения слоев  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$  была также опробована методика сораспыления мишеней Fe и Mn. В этом случае состав задавался различной скоростью осаждения Fe и Mn и контролировался с помощью рентгенофлуоресцентного анализатора Nanohunter. На всех стадиях образования пленочных структур в зоне подложек присутствовало технологическое однородное магнитное поле. Оно имело напряженность  $\sim 250$  Oe и было ориентировано параллельно поверхности подложек. Толщина пленок измерялась на стилусном профилометре Dektak-150. Для анализа структурного состояния пленок использовались рентгеновский дифрактометр PHILIPS X'PERT PRO, просвечивающий электронный микроскоп 30 CM Super Twin, атомный микроскоп Explorer ThermoMicroscop. Магнитные свойства определялись с использованием магнитооптической методики, а также вибромагнитометра при комнатной температуре и СКВИД-магнитометра MPMS-XL7 EC при низких температурах. Электросопротивление измерялась при комнатной температуре четырехзондовым методом на образцах в форме полосок. Для характеристики магниторезистивного эффекта использовалось магниторезистивное отношение  $\Delta R/R$ . Оно определялось общепринятым способом как отношение анизотропии магнитосопротивления

Вид и характеристики петель гистерезиса пленок с разной слоистой структурой

	Пленочная структура	Вид петли гистерезиса	$H_c, Oe$	$H_b, Oe$
1	$SiO_2/Fe_{50}Mn_{50}/Fe_{20}Ni_{80}^*$	 Симметричная	1.5	0
2	$SiO_2/Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}^*$	 Смещенная	5.6	13
3	$SiO_2/Fe_{50}Mn_{50}/Fe_{20}Ni_{80}$	Симметричная	1.3	0
4	$SiO_2/Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}$	Смещенная	4.0	15.6
5	$SiO_2/Ta/Fe_{50}Mn_{50}/Fe_{20}Ni_{80}$	Симметричная	1.0	0
6	$SiO_2/Ta/Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}$	Смещенная	3.0	25

Примечание. \* Отмечены образцы, в которых слой  $Fe_{50}Mn_{50}$  получен путем сораспыления мишеней Fe и Mn

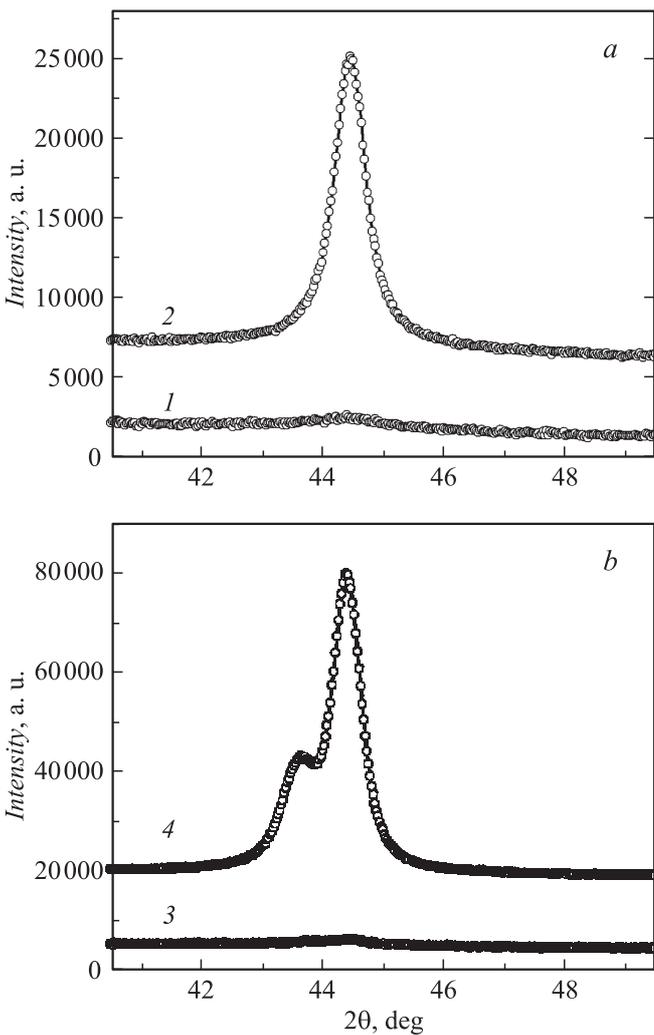
тивления  $\Delta R = R_{\parallel} - R_{\perp}$  к сопротивлению условно размагниченого состояния  $R = 1/3 R_{\parallel} + 2/3 R_{\perp}$ . Значения сопротивлений  $R_{\parallel}$  и  $R_{\perp}$  измерялись при намагничивании образцов в магнитном поле напряженностью 60 Oe вдоль и перпендикулярно линиям зондирующего тока.

## Результаты и обсуждение

Однонаправленная анизотропия в структуре  $Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}$  возникает благодаря обменной связи между ферромагнитным слоем пермаллоя и антиферромагнитным слоем  $Fe_{50}Mn_{50}$ . При этом важен порядок осаждения слоев. Считается, что гранецентрированная кристаллическая решетка, в которой и реализуется антиферромагнитное упорядочение, образуется с большей вероятностью, если слой  $Fe_{50}Mn_{50}$  наносится поверх слоя пермаллоя [7]. Кроме того, фактором, способствующим усилению магнитного смещения, является наличие буферного слоя Ta, отделяющего пермаллой от подложки [8]. Наши эксперименты подтвердили указанные сведения. Это, в частности, следует из таблицы, в которой для различных пленочных структур указаны характер петель гистерезиса, а также значения коэрцитивной силы  $H_c$  и поля смещения центра петель гистерезиса  $H_b$ , которое иначе называют полем обменной связи или полем магнитного смещения. Толщины слоев  $Fe_{20}Ni_{80}$  и  $Fe_{50}Mn_{50}$  для образцов, представленных в таблице, близки между собой и составляют около 50 nm. Петли гистерезиса, фактически отражающие перемагничивание слоя пермаллоя, измерялись вдоль оси приложения технологического поля

Из сравнения свойств пар образцов 1–2, 3–4 и 5–6 однозначно следует, что однонаправленная анизотропия возникает только тогда, когда слой  $Fe_{50}Mn_{50}$  осаждается на слой пермаллоя. В противном случае сколько-нибудь заметное смещение петли гистерезиса отсутствует. Кроме того, наличие буферного слоя Ta толщиной 5 nm значительно усиливает эффект магнитного смещения (ср. образцы 4 и 6). И наконец, использование для получения слоев  $Fe_{50}Mn_{50}$  двух однокомпонентных мишеней или сплавной мишени приводит к одинаковым результатам (ср. пары образцов 1–3 и 2–4), что позволило остановиться на последнем варианте технологии.

Рентгеновский анализ вспомогательных образцов подобных тем, которые приведены в табл. 1, в целом подтвердил и конкретизировал литературные данные [7,8] об определяющей роли структурного состояния пленок в образовании обменного магнитного смещения. Рис. 1, а иллюстрирует изменение дифракционной картины от пленки пермаллоя при введении буферного слоя Ta. Оно, в частности, состоит в резком усилении дифракционного максимума вблизи угла  $2\theta = 44.4^\circ$ , идентифицируемого как линия (111) г.д.к. решетки  $Fe_{20}Ni_{80}$ . Это свидетельствует об увеличении среднего размера кристаллитов, которое по сделанным оценкам происходит от 6 до 17 nm. На рис. 1, б показаны фрагменты дифрактограмм многослойных пленок, отличающихся порядком осаждения слоев. Можно видеть, что для образца  $SiO_2/Ta/Fe_{50}Mn_{50}/Fe_{20}Ni_{80}$  (кривая 3 на рис. 1, б) наблюдается один слабовыраженный дифракционный максимум, который, скорее всего, относится к слою пермаллоя. То есть наличие между буферным

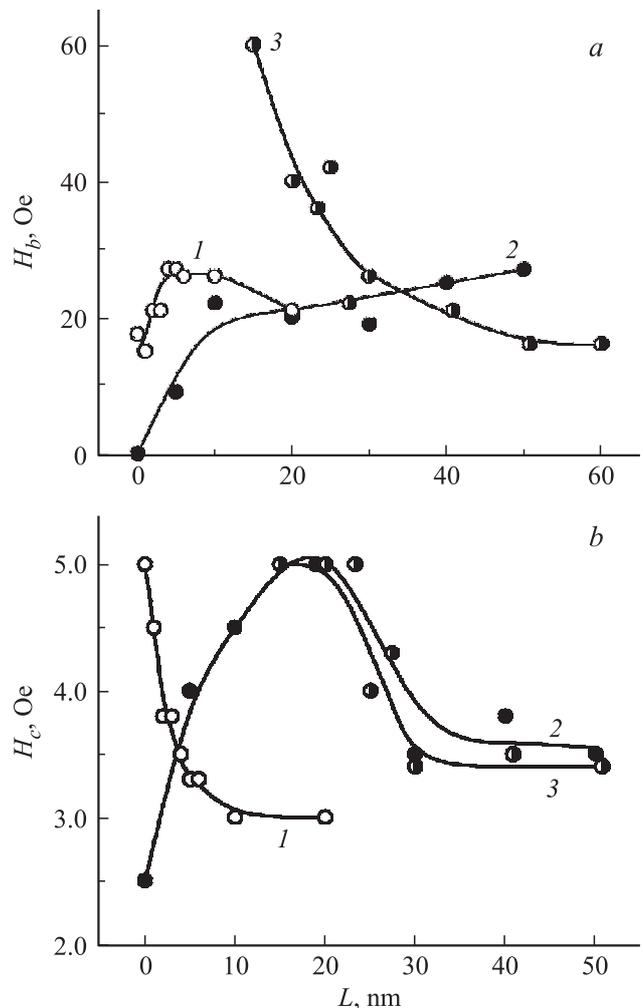


**Рис. 1.** Дифрактограммы образцов: 1 — SiO<sub>2</sub>/Fe<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub>, 2 — SiO<sub>2</sub>/Ti/Fe<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub>, 3 — SiO<sub>2</sub>/Ta/Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub>/Fe<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub>, 4 — SiO<sub>2</sub>/Ta/Fe<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub>/Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub>.

и ферромагнитным слоями слоя Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> возвращает пермаллой к нанокристаллическому состоянию, похожему на то, которое он имел при напылении непосредственно на стекло (кривая 1 на рис. 1, а). Присутствие самого слоя Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> вообще не фиксируется, по-видимому, из-за еще меньшего размера его кристаллитов. Совсем иная картина имеет место в образце SiO<sub>2</sub>/Ta/Fe<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub>/Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> (кривая 4 на рис. 1, б). Его дифрактограмма содержит два близко расположенных, но хорошо регистрируемых пика: больший принадлежит пермаллою, меньший ( $2\theta = 43.6^\circ$ ) соответствует линии (111) г.д.к. решетки Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub>. На основании приведенных данных можно заключить, что буферный слой Ta „улучшает“, кристаллическую структуру слоя Fe<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub>, и это приводит к повышению эффективности последнего как затравочного элемента для образования антиферромагнитной гамма-фазы сплава железо–марганец.

В рамках пленочной структуры SiO<sub>2</sub>/Ta/Fe<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub>/Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub>, обнаружившей наибольшее магнитное сме-

щение, была проведена оптимизация толщин слоистых составляющих. Рис. 2, а иллюстрирует изменение величины  $H_b$  при последовательном варьировании толщин каждого из трех слоев ( $L_{Ta}$ ,  $L_{FeMn}$ ,  $L_{FeNi}$ ). В частности, видно, что зависимость поля магнитного смещения от толщины буферного слоя (кривая 1) носит немонотонный характер. Нарастание  $H_b$  с увеличением  $L_{Ta}$  происходит только в интервале 0–5 нм, а при больших толщинах буферного слоя наблюдается тенденция к уменьшению магнитного смещения. В противоположность этому утолщение слоя Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> ведет к монотонному увеличению  $H_b$  (кривая 2). Однако на зависимости  $H_b(L_{FeMn})$  с достаточной определенностью выделяются два участка. В области малых толщин ( $L_{FeMn} < 10$  нм) наблюдается довольно резкое нарастание магнитного смещения, которое сменяется более умеренным увеличением  $H_b$  при  $L_{FeMn} > 10$  нм. Исходя из результатов структурных исследований, приведенных выше, можно полагать, что



**Рис. 2.** Зависимости поля магнитного смещения (а) и коэрцитивной силы (б) пленок SiO<sub>2</sub>/Ta( $L_{Ta}$ )/Fe<sub>20</sub>Ni<sub>80</sub>( $L_{FeNi}$ )/Fe<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub>( $L_{FeMn}$ ) от толщин слоистых составляющих: 1 —  $L_{Ta}$  варьирует,  $L_{FeMn} = 50$  нм,  $L_{FeNi} = 47$  нм; 2 —  $L_{FeMn}$  варьирует,  $L_{Ta} = 5$  нм,  $L_{FeNi} = 47$  нм; 3 —  $L_{FeNi}$  варьирует,  $L_{Ta} = 5$  нм,  $L_{FeMn} = 40$  нм.

и в данном случае изменения  $H_b$  являются отражением взаимосвязанных преобразований микроструктуры слоев, входящих в состав исследованных образцов. Иной причиной вызвано гиперболическое изменение  $H_b$  в зависимости от толщины слоя пермаллоя (кривая 3). Оно отражает поверхностный характер межслойного обменного взаимодействия, обуславливающего магнитное смещение, из которого естественным образом вытекает обратно пропорциональная связь между  $H_b$  и  $L_{FeNi}$ .

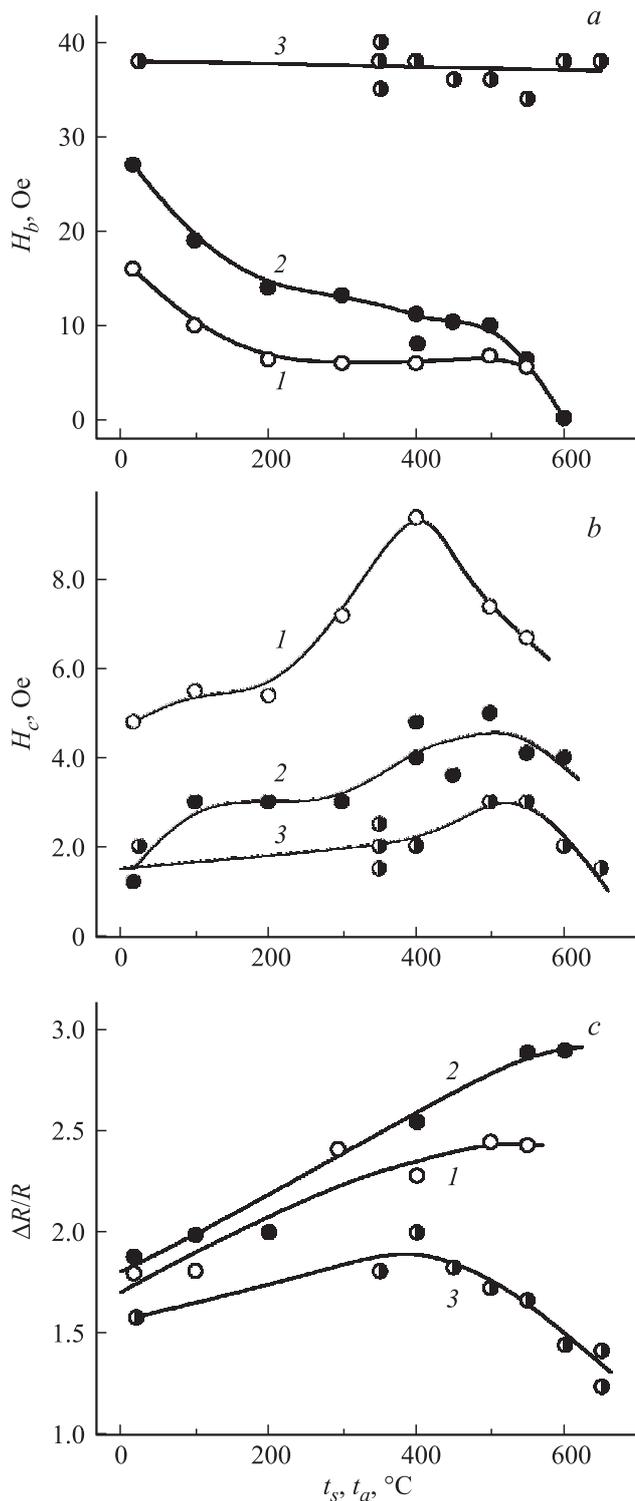
На рис. 2, *b* показаны зависимости коэрцитивной силы пленок  $SiO_2/Ta/Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}$  от толщины слоистых составляющих. Нужно отметить, что относительная воспроизводимость величины  $H_c$  несколько хуже, чем величины  $H_b$ . Поэтому представленные результаты в первую очередь нужно рассматривать как отражение основных тенденций в формировании магнитного гистерезиса. Зависимости  $H_c(L_{Ta})$  и  $H_c(L_{FeNi})$  носят схожий характер. Вероятно, в том и другом случаях находит отражение изменение роли поверхностных неоднородностей, обуславливающих коэрцитивную силу слоя пермаллоя. С увеличением номинальной толщины буферный слой, по-видимому, изменяет свое структурное состояние от островкового до сплошного. Это сглаживает рельеф прилегающего ферромагнитного слоя и влечет за собой уменьшение  $H_c$ . При формировании зависимости  $H_c(L_{FeNi})$  состояние поверхности пермаллоя может и не изменяться. Уменьшение коэрцитивной силы при возрастании  $L_{FeNi}$  в таком случае все равно будет иметь место из-за увеличения эффективности взаимодействия с магнитным полем слоя большего объема. Не столь очевидной представляется причина немоного изменения коэрцитивной силы при варьировании  $L_{FeMn}$ . Возрастание  $H_c$  с увеличением толщины антиферромагнитного слоя в области  $L_{FeMn} < 20$  nm, вероятно, связано с усилением межслойной обменной связи, которая неоднородна по поверхности из-за поликристаллического характера сопрягающихся слоев. При относительно большей величине  $L_{FeMn}$  неоднородность обменной связи, по-видимому, уменьшается, например, из-за укрупнения кристаллитов в антиферромагнитном слое.

На основе представленных результатов можно сделать определенные заключения об оптимальной толщине структуре исследуемых пленок на основе следующих критериев. Для магниторезистивной среды толщина функционального слоя ( $Fe_{20}Ni_{80}$ ) должна быть достаточно большой, чтобы реализовать высокую анизотропию магнитосопротивления при минимальном магнитном гистерезисе. Толщины вспомогательных слоев должны быть таковыми, чтобы обеспечивать наибольшее магнитное смещение при возможно меньшей  $H_c$  и минимальном шунтировании основного функционального слоя. По нашему мнению указанным требованиям в наибольшей степени отвечают пленки с  $L_{Ta} = 5$  nm,  $L_{FeMn} = 20$  nm,  $L_{FeNi} = 40$  nm. Именно на таких образцах выполнено исследование, результаты которого изложены ниже.

Известно, что для реализации высокой анизотропии магнитосопротивления поликристаллические пленки 3*d*-металлов, полученные с использованием ионного распыления, необходимо подвергать определенному термическому воздействию [9]. Такое воздействие должно увеличивать средний размер кристаллитов по крайней мере до значений, превышающих длину свободного пробега электронов в соответствующем материале. В то же время термообработка может приводить к весьма сильным изменениям межслойного взаимодействия в бислоях  $Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}$  [10]. В этой связи была исследована эффективность нескольких вариантов термического воздействия на свойства пленок типа  $SiO_2/Ta/Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}$ . Один из них — вакуумный селективный отжиг пленочной структуры  $SiO_2/Ta/Fe_{20}Ni_{80}$  с последующим осаждением на ее поверхности слоя  $Fe_{50}Mn_{50}$ . Однако несколько соответствующих экспериментов, выполненных при температурах отжига  $t_a$  от 350 до 450°C в течение 1 h, дали образцы с полным отсутствием магнитного смещения. По-видимому, в ходе отжига даже при остаточном давлении в камере менее  $10^{-6}$  Торр на поверхности пермаллоя адсорбируются примеси, препятствующие формированию г.д.к. решетки в слое  $Fe_{50}Mn_{50}$ . Не исключено, что негативную роль играет и усиление шероховатости поверхности слоя пермаллоя, происходящее при отжиге из-за роста размеров кристаллитов.

В качестве других вариантов термического воздействия нами использовались нагрев подложки при получении образцов или одночасовой отжиг при температуре  $t_a$  пленочной структуры, сформированной без нагрева подложки. На рис. 3 (кривые 1) показаны зависимости основных функциональных свойств пленок от температуры подложки  $t_s$ . Как видно, повышение  $t_s$  по крайней мере до 500°C приводит к монотонному увеличению магниторезистивного отношения  $\Delta R/R$  (рис. 3, *c*). Однако это сопровождается почти двукратным уменьшением  $H_b$  до неприемлемо низкого уровня (рис. 3, *a*) и возрастанием  $H_c$  (рис. 3, *b*). Основной причиной наблюдаемых изменений, вероятно, является укрупнение кристаллитов слоя  $Fe_{20}Ni_{80}$  с ростом  $t_s$ . С одной стороны, оно дает увеличение  $\Delta R/R$ , но, с другой стороны, негативно отражается на  $H_b$  и  $H_c$  из-за повышения шероховатости поверхности пермаллоя. Качественно подобное влияние на функциональные свойства пленок оказывает и вакуумный отжиг. Правда, в последнем случае при сопоставимых температурах воздействия магнитное смещение получается несколько выше, а коэрцитивная сила ниже. Но ниже оказывается и величина магниторезистивного эффекта. Например, после отжига при  $t_a = 400^\circ C$  образец имел следующие характеристики:  $H_b = 12$  Oe,  $H_c = 5$  Oe,  $\Delta R/R = 2\%$ . Главным недостатком такой магниторезистивной среды по-прежнему остается относительно низкое поле магнитного смещения, оптимальная величина которого по имеющимся оценкам должна составлять около 30 Oe [11].

В ходе поиска способов повышения  $H_b$  наряду со стандартной методикой получения пленочных структур

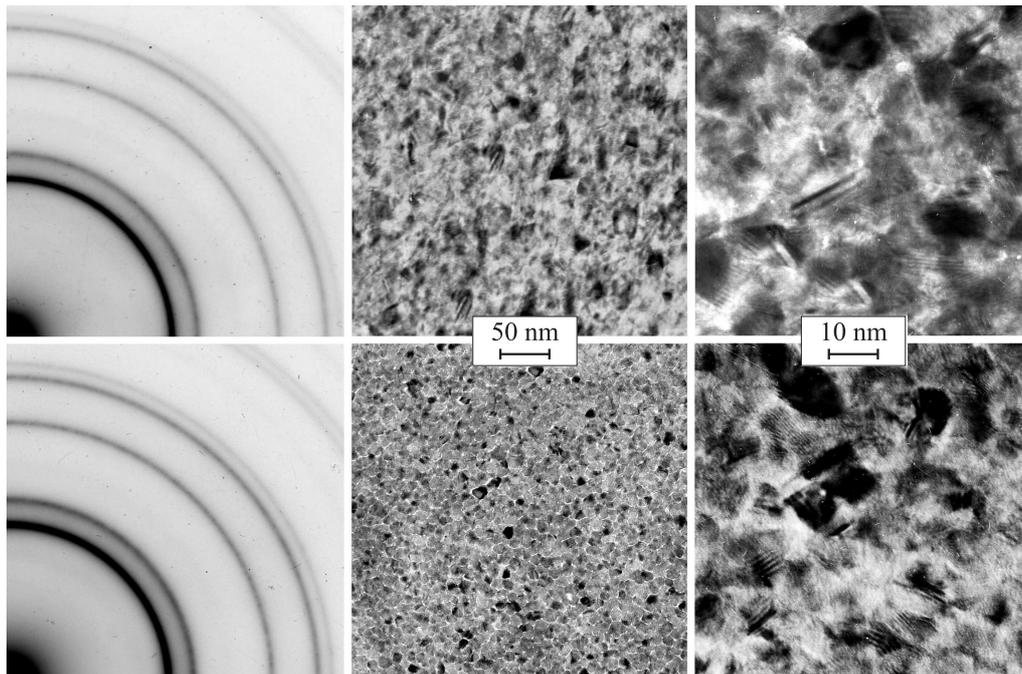


**Рис. 3.** Зависимости поля магнитного смещения (а), коэрцитивной силы (б) и магниторезистивного отношения (с) от температуры подложки  $t_s$  или температуры отжига  $t_a$  для пленок  $\text{SiO}_2/\text{Ta}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ , полученных по стандартной методике (1) или по методике RFB (2), а также для пленок  $\text{SiO}_2/\text{Ta}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Ta}$ , полученных по методике RFB (3).

было опробовано их осаждение в присутствии высокочастотного электрического смещения (RFB) на подложке. В результате проведенной оптимизации технологических параметров оказалось, что при мощности RFB около 14 W величина  $H_b$  образцов, полученных соответствующим образом, почти в 2 раза выше, чем у образцов, сформированных без RFB, и составляет около 25 Oe. При этом их коэрцитивная сила не превышает 2 Oe. Для выяснения причин этого эффекта был выполнен анализ микроструктуры вспомогательных однослойных образцов пермаллоя разных типов, осажденных на NaCl и отделенных от подложки для проведения наблюдений с помощью просвечивающего электронного микроскопа. На рис. 4 показаны электронограммы и фотографии микроструктуры образцов, полученных обычным образом (а) и по методике RFB (б). Видно, что дифракционные картины обеих пленок практически одинаковы, но микроструктура различна. Для RFB-образцов она имеет более однородный характер, а средний размер кристаллитов почти вдвое меньше, чем для образцов, изготовленных альтернативным способом. Исследование рельефа поверхности аналогичных пленок, но осажденных не на NaCl, а на стекло, с помощью атомного силового микроскопа показало, что RFB-образцы более гладкие, чем образцы, полученные без применения RFB. Шероховатость поверхности  $R_a$  для тех и других составила 0.54 и 0.88 nm соответственно. Таким образом, можно заключить, что положительный эффект RFB для многослойных пленок во многом обусловлен особенностями микроструктуры слоя пермаллоя, который формируется при наличии электрического смещения на подложке. По-видимому, наиболее важным является то, что в этих пленочных структурах создаются условия для более однородного обменного взаимодействия между ферромагнитным и антиферромагнитным слоями.

На рис. 5 для сравнения приведены температурные зависимости свойств пленок  $\text{SiO}_2/\text{Ta}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ , полученных разными способами. Видно, что с понижением температуры  $T$  в образцах обоих типов происходит сильное увеличение как коэрцитивной силы, так и поля магнитного смещения. При этом специфика получения пленок отражается только на температурном поведении  $H_b$ . Если при комнатной температуре величины  $H_b$  образцов двух типов отличаются почти в 2 раза, то при  $T < 100$  K эта разница нивелируется. Можно полагать, что эффективность межслойного обмена, в котором участвуют электроны проводимости, увеличивается по мере роста длины их свободного пробега при понижении температуры. Это и является основной причиной повышения  $H_b$ . Когда длина свободного пробега становится достаточно большой, различия в структуре межслойных интерфейсов перестают играть определяющую роль, что и приводит к выравниванию  $H_b$  в пленках разных типов.

На рис. 3 (кривые 2) показаны зависимости основных функциональных характеристик пленок  $\text{SiO}_2/\text{Ta}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ , полученных по методике RFB, от температуры отжига. Именно такой способ термического

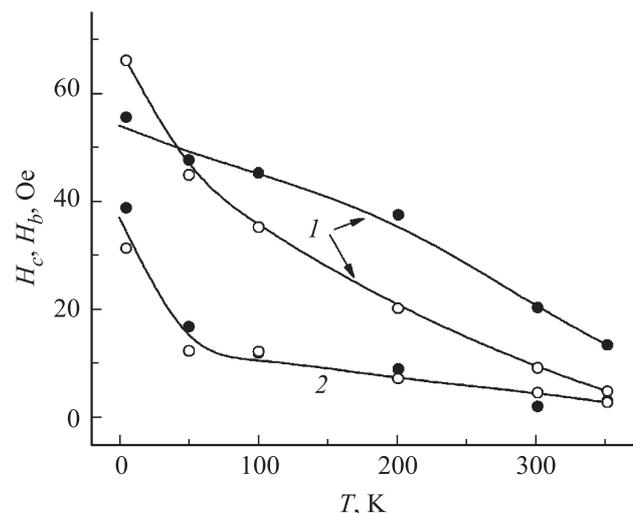


**Рис. 4.** Электронограммы и фотографии микроструктуры разного увеличения для пленок  $Fe_{20}Ni_{80}$ , полученных по стандартной методике (a) и по методике RFB (b).

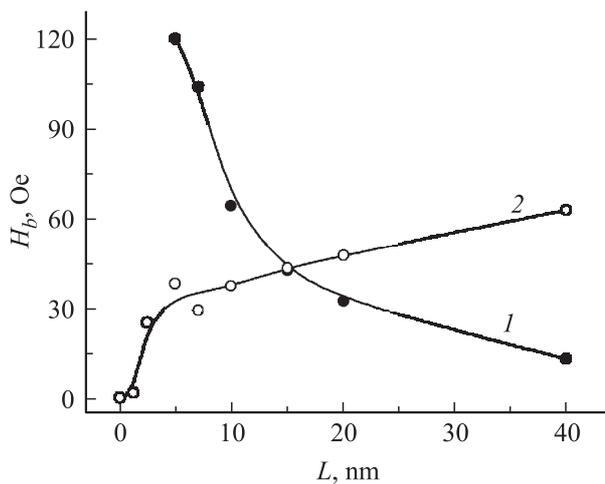
воздействия использован нами в дальнейших экспериментах. Он, хотя и более трудоемок, но, как показала практика, приводит к несколько большим значениям  $H_b$ , чем нагрев подложки. Как видно из рис. 3, с, отжиг в данном случае является весьма эффективным средством повышения магниторезистивного отношения. Это служит верным признаком рекристаллизации слоя пермаллоя. Однако увеличение размера кристаллитов, по-видимому, ухудшает межслойный интерфейс на границе ферромагнитного и антиферромагнитного слоев, что приводит к сильному уменьшению  $H_b$ . Несмотря на то, что по величине  $H_b$  и по уровню коэрцитивной силы RFB-пленки во всем интервале  $t_a$  превосходят образцы, полученные по стандартной технологии, достигнутое магнитное смещение для практических целей недостаточно. Тем не менее полученные результаты позволяют сконструировать слоистую структуру, в которой отжиг не приводил бы к падению  $H_b$ . В такой структуре функции пермаллоя как „затравки“ для формирования г.д.к. кристаллической решетки в  $Fe_{50}Mn_{50}$  и реализации анизотропии магнитосопротивления должны быть отнесены к разным слоям. Причем „затравочный“ слой должен быть достаточно тонким, чтобы при отжиге изменения в его микроструктуре были менее выражены и не приводили к существенному ухудшению межслойного интерфейса.

Для проверки высказанного предположения по RFB-методике были получены и исследованы пленочные структуры, содержащие два слоя пермаллоя и дополнительный слой Ta толщиной 5 nm, который предохранял внешний слой пермаллоя при отжиге:  $SiO_2/Ta/Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}/Fe_{20}Ni_{80}/Ta$ . Оказалось, что в

такой структуре магнитное смещение присуще как внутреннему (затравочному) слою пермаллоя толщиной  $L_{1FeNi}$ , так и внешнему (функциональному) слою пермаллоя толщиной  $L_{2FeNi}$ . Причем величины полей смещения для этих слоев могут быть различными:  $H_{b1}$  и  $H_{b2}$  соответственно. На рис. 6 показаны зависимости указанных полей от толщины  $L_{1FeNi}$  при  $L_{2FeNi} = 40$  nm. Вполне ожидаемо, что с увеличением  $L_{1FeNi}$  поле  $H_{b1}$  падает, а  $H_{b2}$  растет. Первое в значительной мере



**Рис. 5.** Зависимости поля смещения (1) и коэрцитивной силы (2) от температуры для пленок  $SiO_2/Ta/Fe_{20}Ni_{80}/Fe_{50}Mn_{50}$ , полученных по стандартной методике (светлые точки) и по методике RFB (темные точки).



**Рис. 6.** Зависимости полей магнитного смещения затравочного (1) и функционального (2) слоев пермаллоя от толщины затравочного слоя в пленках типа  $\text{SiO}_2/\text{Ta}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Ta}$ .

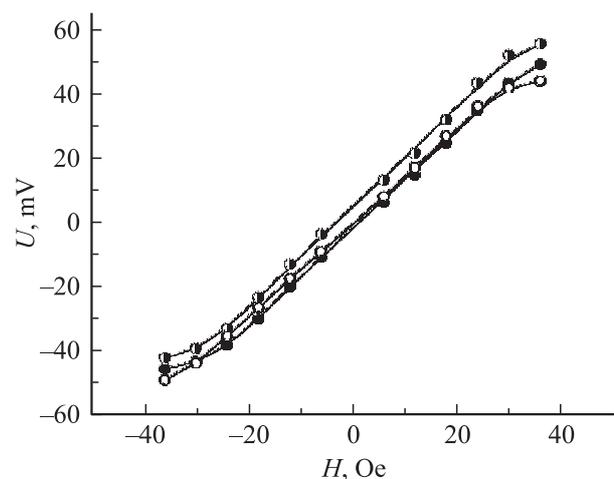
обусловлено ростом объема затравочного слоя, а второе, по-видимому, отражает повышение концентрации антиферромагнитной фазы в слое  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ . Интересно, что при равенстве толщин  $L_{1\text{FeNi}}$  и  $L_{2\text{FeNi}}$  внешний слой обнаруживает значительно большее магнитное смещение, чем внутренний слой. Но главное состоит в том, что затравочный слой сохраняет свое основное назначение вплоть до толщин  $\sim 5$  нм. Именно такое значение  $L_{1\text{FeNi}}$  было выбрано в качестве оптимального.

На рис. 3 (кривые 3) показаны зависимости свойств пленок с усложненной слоистой структурой от температуры отжига. При этом в качестве  $H_b$  приведено поле магнитного смещения внешнего слоя, т.е.  $H_b = H_{b2}$ . Со всей очевидностью можно констатировать, что идея разделения функциональной нагрузки между разными слоями пермаллоя себя оправдала. В рамках относительно небольших флуктуаций поле магнитного смещения внешнего слоя, определяющего магниторезистивный эффект, практически не изменяется при отжиге и составляет 35–40 Ое. Важно также и то, что коэрцитивная сила этого слоя минимальна по сравнению с образцами других типов и близка к коэрцитивной силе однослойных пленок пермаллоя аналогичной толщины. Что касается затравочного слоя, то его поле смещения ( $H_{b1}$ ) в исходном состоянии составляет 100–120 Ое и падает при отжиге до уровня  $\sim 50$  Ое. Но это уже не играет существенной роли, поскольку затравочный слой выполнил свою функцию на стадии формирования пленочной структуры. Он способствовал образованию антиферромагнитной фазы в слое  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ , которая уже независимо от затравочного слоя обеспечивает магнитное смещение во внешнем слое пермаллоя. Изменение микроструктуры последнего при отжиге, по-видимому, происходит так, что рельеф его поверхности, контактирующей со слоем  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ , изменяется мало, что и сохраняет  $H_b$ . Не исключено, что своего рода

эпитаксиальная связь с нижележащим слоем  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$  затрудняет рекристаллизацию во внешнем слое пермаллоя, и это, в частности, негативно отражается на величине магниторезистивного эффекта (см. рис. 3, с). Отчасти же общее понижение  $\Delta R/R$  носит методический характер и обусловлено шунтирующим действием дополнительных слоев, а также тем, что измерение  $\Delta R$  выполнялось в фиксированном поле, но при большей величине однонаправленной анизотропии в образцах данного типа. На эксперименте также наблюдается значительное уменьшение величины  $\Delta R/R$  при  $t_a > 400^\circ\text{C}$ . Для выяснения причин и определения путей устранения этой негативной особенности требуются дополнительные исследования.

## Заключение

В целом представленные результаты позволяют в рамках слоистых структур на основе системы  $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$  определить пленочную среду, наилучшим образом сочетающую в себе анизотропию магнитосопротивления и внутреннее магнитное смещение. Такой средой являются многослойные пленки  $\text{SiO}_2/\text{Ta}(5)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(5)/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}(20)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40)/\text{Ta}(5)$  в скобках указаны толщины слоев в нанометрах, полученные методом магнетронного распыления с применением высокочастотного электрического смещения на подложке. Оптимальными условиями обработки пленок является вакуумный отжиг при температуре  $400^\circ\text{C}$  в течение 1 ч. Полученная таким образом среда имеет следующие основные функциональные характеристики:  $\Delta R/R = 1.8\%$ ,  $H_c = 2$  Ое,  $H_b = 35$  Ое. Она была использована для изготовления методом оптической фотолитографии магниторезистивных



**Рис. 7.** Зависимости полезного сигнала от напряженности внешнего магнитного поля для нескольких сенсоров с топологией четырехплечевого моста [5], изготовленных методом оптической фотолитографии из пленочной структуры  $\text{SiO}_2/\text{Ta}(5\text{nm})/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(5\text{nm})/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}(20\text{nm})/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(40\text{nm})/\text{Ta}(5\text{nm})$ . Ток питания сенсорных элементов составляет 5 мА.

сенсоров с топологией четырехплечевого моста [5]. На рис. 7 представлены результаты испытаний нескольких таких сенсоров. Как видно, функции преобразования сенсоров  $U(H)$  в значительном интервале магнитных полей являются нечетными и практически линейными. Это можно рассматривать как свидетельство эффективности внутреннего магнитного смещения и достаточно высокой функциональности самих сенсоров.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, договор № 02.G36.31.0004.

## Список литературы

- [1] *Dieny B.* / Ed. by M. Johnson. 2004. P. 67–149.
- [2] *Coehoorn R.* Handbook of Magnetic Materials / Ed. by K.H.J. Buschow. 2003. Vol. 15. P. 1–198.
- [3] *Nogues J., Sort J., Langlais V., Skumryev V., Surinach S., Munoz J.S., Baro M.D.* // Phys. Rep. 2005. Vol. 422. P. 65–117.
- [4] *Курляндская Г.В., де Кос Д., Волчков С.О.* // Дефектоскопия. 2009. Т. 45. Вып. 6. С. 13–42.
- [5] *Васьковский В.О., Балымов К.Г., Ювченко А.А., Свалов А.В., Сорокин А.Н., Кулеш Н.А.* // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 7. С. 83–87.
- [6] *Kurlyandskaya G.V., Garcia-Arribas A., Fernández E., Svalov A.V.* // IEEE Trans. Magn. 2012. Vol. 48. N 4. P. 1375–1380.
- [7] *Chen K.-C., Wu Y.H., Wu K.-M., Wu J.C., Horng L.* // J. Appl. Phys. 2007. Vol. 101. P. 09E516 1–3.
- [8] *Kim K.-Y., Choi H.-C., You C.-Y., Lee J.-S.* // J. Appl. Phys. 2009. Vol. 105. P. 07D715 1–3.
- [9] *Lepalovskij V.N., Vas'kovskij V.O.* // J. Magn. Magn. Mater. 1996. Vol. 160. P. 343–344.
- [10] *Svalov A.V., Savin P.A., Lepalovskij V.N., Larranaga A., Vas'kovskiy V.O., Garcia Arribas A., Kurlyandskaya G.V.* // AIP Adv. 2013. Vol. 3. P. 092104 (8).
- [11] *Васьковский В.О., Мухаметов В.Г., Савин П.А.* // Микроэлектроника. 1994. Т. 23. Вып. 3. С. 66–3.