

Исследование возможности использования сплавов системы Ni – Fe – Mn в качестве материала для закрепляющих слоев в спиновых клапанах

**И. В. Блинов, А. В. Королев, Т. П. Криницина, С. А. Матвеев,
М. А. Миляев, В. В. Попов, В. В. Устинов**

Исследованы магнитные свойства наноструктур на основе бислоев $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{1-x}\text{Mn}_x$ в зависимости от состава и толщины антиферромагнитного (АФМ) слоя. Рассмотрена возможность применения тройных соединений на основе Ni – Fe – Mn в спиновых клапанах. Выявлены закономерности формирования однонаправленной анизотропии в бислоях пермаллой/марганец при термомагнитной обработке.

Ключевые слова: однонаправленная анизотропия, бислои, магнитосопротивление, спиновый клапан.

Magnetic properties of nanostructures based on $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{1-x}\text{Mn}_x$ bilayers have been studied as a function of the antiferromagnetic layer composition and thickness. A possibility of application of Ni – Fe – Mn-based ternary compounds in spin valves is considered. The regularities of unidirectional anisotropy formation in permalloy/manganese bilayers at thermomagnetic treatment have been revealed.

Keywords: unidirectional anisotropy, bilayers, magnetoresistance, spin valve.

Введение

За время, прошедшее с момента открытия однонаправленной анизотропии, это явление стало основой для важных практических применений, прежде всего, в устройствах хранения информации. Так, например, явление однонаправленной анизотропии получило широкое практическое применение в спиновых клапанах — системах, состоящих в простейшем случае из двух ферромагнитных (ФМ) слоев, разделенных немагнитной прослойкой, и АФМ слоя [1]. Петля магнитного гистерезиса бислоя ФМ – АФМ оказывается смещенной по оси магнитного поля. Смещение центра петли гистерезиса относительно нуля характеризуется обменным сдвиговым полем (H_{ex}).

Необходимым условием для использования спиновых клапанов является высокое обменное сдвиговое поле, малое отношение $H_c/H_{ex} < 1$ (H_c — коэрцитивная сила), а также как можно более высокие коррозионная стойкость и температура блокировки T_b — температура, при которой величина обменного

сдвигового поля для бислоя ФМ – АФМ становится равной нулю.

Перспективные применения спиновых клапанов побудили поиск новых металлических антиферромагнетиков с высокой температурой Нееля (T_N) и хорошими коррозионными свойствами. За последнее время исследовано достаточно много АФМ материалов, демонстрирующих в контакте с ФМ эффект однонаправленной анизотропии. Однако, металлических АФМ материалов, пригодных для использования в спиновых клапанах, не так много. В настоящее время в качестве материалов для закрепляющего АФМ слоя в спиновых клапанах используются следующие двойные сплавы, включающие марганец: FeMn, IrMn, NiMn, PtMn [1]. В свою очередь тройные сплавы металлической системы Ni – Fe – Mn также могут быть использованы в качестве закрепляющих слоев в спиновых клапанах, поскольку объемная фазовая диаграмма тройной металлической системы Ni – Fe – Mn [2] показывает, что неупорядоченные твердые растворы в системе Ni – Fe – Mn при определенной атомной концентрации могут быть

АФМ при температурах выше комнатной. Кроме того, в этой системе возможно образование упорядоченной АФМ фазы с высокой температурой блокировки [3]. В частности, при отжиге бислоев пермаллой – сплав, содержащий марганец возможно образование упорядоченного АФМ соединения NiFeMn. В подобных бислоях, прошедших особую термомагнитную обработку, температура блокировки может составлять 330°C [4], что заметно выше температуры Нееля неупорядоченного твердого раствора в системе Ni – Fe – Mn. Поэтому данная фаза представляется весьма перспективной для использования в спиновых клапанах. Однако, на данный момент условия и механизм ее образования недостаточно понятны.

Бислои типа пермаллой/марганец впервые изучали в [4, 5]. В этих работах появление однонаправленной анизотропии фиксировали при температурах отжига, начиная с 300°C. В [6] слой, полученный с помощью отжига бислоя марганец/пермаллой, использовали в качестве закрепляющего слоя в спиновом клапане. Полученная при этом величина магнитосопротивления составляла 1%. Однако, во всех этих работах величина H_{ex} не превышала 30 Э и была того же порядка, что и коэрцитивная сила. Появление однонаправленной анизотропии в этих работах объясняли образованием сплошного АФМ слоя NiFeMn на границе между пермаллоем и марганцем.

В [7] появление однонаправленной анизотропии в бислоях пермаллой/марганец фиксировали после отжига в магнитном поле при 240°C. Максимальная величина обменного сдвигового поля составляла 290 Э при температуре отжига 300°C, 4 ч. После такой обработки отношение $H_c/H_{ex} = 0,9$ было достаточно высоким. Авторы этой работы появление однонаправленной анизотропии также связывали с образованием АФМ слоя NiFeMn на межслойной границе.

Существенно иной механизм появления однонаправленной анизотропии был предложен в [8]. Согласно этой работе появление обменной анизотропии связано с диффузией марганца по границам зерен пермаллоя и образованием на них АФМ упорядоченной фазы, обволакивающей зерна пермаллоя. В этой работе H_c всегда была больше H_{ex} , независимо от режима термомагнитной обработки.

Цель данной работы — исследование возможности использования тройных соединений на основе Ni – Fe – Mn для пиннинга ФМ слоя, а также выявление закономерности и механизма формирования однонаправленной анизотропии в бислоях пермаллой/марганец при различных режимах термомагнитной обработки.

Материалы и методы исследования

Все магнитные структуры, исследуемые в данной работе, за исключением образцов $Al_2O_3/Ni_{81}Fe_{19}/Mn/Ta$, $Al_2O_3/(Ni_{80}Fe_{20})_{40}Mn_{60}$, $Al_2O_3/(Ni_{80}Fe_{20})_{60}Mn_{40}$, были получены методом ионно-плазменного напыления на постоянном токе с помощью напылительной системы MPS-4000-C6 (Ulvac) на подложки из монокристаллического сапфира (10 $\bar{1}2$) Al_2O_3 и стекла (Corning). Напыление пленок происходило при комнатной температуре, фиксированном давлении аргона 0,1 Па и мощности магнетронов 100 Вт. Базовое остаточное давление в камере напыления составляло $P = 10^{-7}$ Па. В качестве мишеней использовали следующие материалы и сплавы: Ta, $Ni_{80}Fe_{20}$, $Co_{90}Fe_{10}$, Cu, $(Ni_{80}Fe_{20})_{40}Mn_{60}$, $(Ni_{80}Fe_{20})_{20}Mn_{80}$. Для создания однонаправленной анизотропии в процессе напыления наноструктур было приложено магнитное поле напряженностью 110 Э, создаваемое с помощью постоянных магнитов. В качестве буферного и верхнего защитного слоя использовали тантал. Определение скорости напыления каждого материала проводили с помощью оптического профилометра Zygo NewView 7300 по известному времени напыления и измеренной на профилометре высоте “ступеньки”.

Приготовление образцов $Al_2O_3/Ni_{80}Fe_{20}/Mn/Ta$ происходило следующим образом. Сначала нанесение пермаллоя в установке ионно-плазменного напыления, затем полученные образцы помещали в установку электронно-лучевого напыления Varian и после предварительного прогрева при температуре 250°C в течение 1 ч при давлении 10^{-5} Па для удаления атмосферных газов, адсорбированных на воздухе, проводили напыление марганца и защитного слоя тантала. Скорость их осаждения контролировали при помощи кварцевого толщинмера. Проведенные исследования методом Оже электронной спектроскопии показали отсутствие газовых составляющих атмосферы как на границе раздела марганец/пермаллой, так и в объеме пленок. Таким образом, была получена структура $Al_2O_3/Ni_{80}Fe_{20}(30\text{нм})/Mn(100\text{нм})/Ta(10\text{нм})$.

Напыление образцов $Al_2O_3/(Ni_{80}Fe_{20})_{40}Mn_{60}$ и $Al_2O_3/(Ni_{80}Fe_{20})_{60}Mn_{40}$ проводили при помощи магнетронного напыления на модернизированной установке УИПН-2. Их отжиг выполняли при 300 – 500°C в трубчатой печи в вакууме 10^{-3} Па без магнитного поля.

Термомагнитную обработку наноструктур $Al_2O_3/Ni_{80}Fe_{20}(30\text{нм})/Mn(100\text{нм})/Ta(10\text{нм})$ выполняли в вакууме 10^{-4} Па и постоянном магнитном поле 2 кЭ, приложенном в плоскости образца. Направление

магнитного поля при измерении петель гистерезиса совпадало с направлением поля, приложенного во время роста пленки и при отжиге. Магнитные свойства были изучены с использованием вибрационного магнитометра при комнатной температуре в диапазоне магнитных полей ± 2 кЭ. Температурные зависимости H_{ex} измерены при помощи СКВИД-магнитометра MPMS-5XL (Quantum Design) в интервале температур 27 – 130°C. Величины коэрцитивной силы H_c и обменного сдвигового поля H_{ex} определяли из петель гистерезиса как половину ширины петли и сдвиг центра петли гистерезиса относительно нуля координат по оси магнитного поля, соответственно.

Сопrotивление образцов измеряли на постоянном токе стандартным четырехконтактным методом при протекании тока в плоскости слоев. Магнитное поле напряженностью до 2 кЭ было направлено в плоскости пленки перпендикулярно току. Все измерения выполнены при комнатной температуре. Магнитосопротивление определяли как

$$\frac{\Delta R}{R_s} = \frac{R(H) - R_s}{R_s} \cdot 100\%,$$

где R_s — сопротивление в поле магнитного насыщения.

Структуру пленок исследовали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М в CoK_{α} -излучении и на просвечивающем электронном микроскопе Philips CM-30.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 показаны измеренные вдоль оси легкого намагничивания петли гистерезиса бислоев, $Ni_{80}Fe_{20}(20\text{нм})/(Ni_{80}Fe_{20})_{1-x}Mn_x(50\text{нм})$ ($x = 0,6; 0,8$), напыленных в магнитном поле на сапфировую подложку. При содержании марганца $x = 0,6$ петля гистерезиса характеризуется низкой коэрцитивной силой 1 Э, смещение петли гистерезиса в данном случае не наблюдается. Отсутствие смещения, по-видимому, обусловлено тем, температура блокировки данного бислоя ниже комнатной температуры. Согласно [2] температура Нееля для массивного образца такого состава составляет $\sim 110^\circ\text{C}$. Известно, что в тонкопленочных системах температура блокировки зависит от толщины пленки, размера зерна и микроструктуры и, как правило, меньше температуры Нееля массивного АФМ [1].

При увеличении содержания марганца до $x = 0,8$ в исследуемых бислоях обнаруживается однонаправленная анизотропия. При этом происходит увеличение коэрцитивной силы до 8,5 Э, и появляется сме-

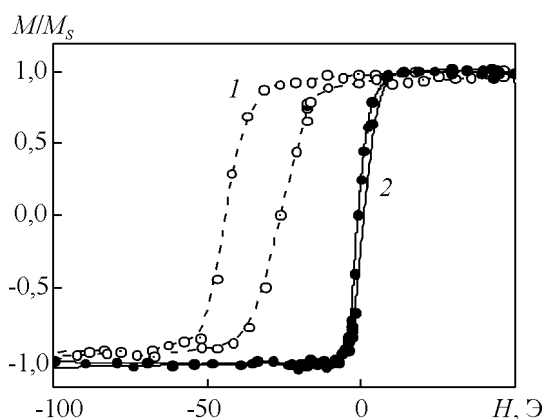


Рис. 1. Петли гистерезиса образцов $Al_2O_3/Ta(5\text{нм})/Ni_{80}Fe_{20}(20\text{нм})/(Ni_{80}Fe_{20})_{1-x}Mn_x(50\text{нм})/Ta(5\text{нм})$ при x : 1 – 0,8, 2 – 0,6.

щение петли гистерезиса по оси магнитного поля. Величина обменного сдвигового поля составляет $H_{ex} = 35,5$ Э, отношение $H_c/H_{ex} = 0,24$. Энергия обменного взаимодействия J_{ex} на границе раздела ФМ/АФМ [1]

$$J_{ex} = M_{\text{ФМ}} \cdot t_{\text{ФМ}} \cdot H_{ex},$$

$$J_{ex} = 0,05 \text{ эрг/см}^2,$$

где $M_{\text{ФМ}}$ — намагниченность насыщения ФМ, $t_{\text{ФМ}}$ — толщина ФМ. Полученное значение сопоставимо с обменной энергией для таких АФМ, как FeMn и IrMn [3]. Температура блокировки данной тонкопленочной системы составляет 150°C , что ниже температуры Нееля объемного сплава NiFeMn такого же состава ($\sim 200^\circ\text{C}$) [2]. Полученное значение T_b близко к температуре блокировки наиболее изученной системы ФМ/АФМ, включающей антиферромагнитный слой FeMn ($T_b \sim 120 - 190^\circ\text{C}$) [1]. Однако сплав NiFeMn, по-видимому, обладает более высоким сопротивлением к коррозии по сравнению с FeMn за счет меньшего содержания железа.

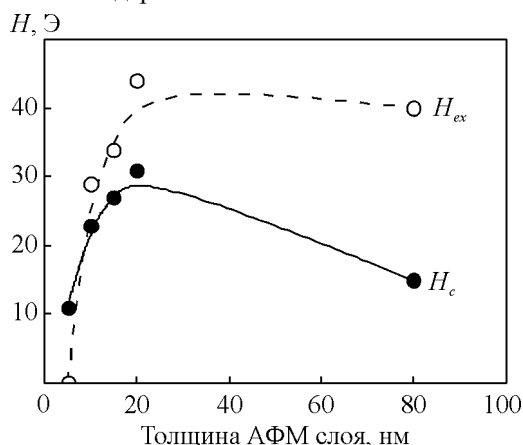


Рис. 2. Зависимость обменного сдвигового поля (H_{ex}) и коэрцитивной силы (H_c) образца $Al_2O_3/Ta(5\text{нм})/Ni_{80}Fe_{20}(20\text{нм})/(Ni_{80}Fe_{20})_{0,2}Mn_{0,8}(50\text{нм})/Ta(5\text{нм})$ от толщины АФМ слоя.

На рис. 2 показаны зависимости обменного сдвигового поля и коэрцитивной силы бислоев $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(10\text{нм})/(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{0,2}\text{Mn}_{0,8}$ от толщины АФМ слоя ($t_{\text{АФМ}}$). Обнаружено, что при увеличении $t_{\text{АФМ}}$ сначала наблюдается увеличение H_{ex} , а затем достигается насыщение при толщине слоя $\text{NiFeMn} \sim 20$ нм, при этом H_{ex} составляет 45 Э. При увеличении $t_{\text{АФМ}}$ коэрцитивная сила увеличивается с 11 до 31 Э, а затем, при дальнейшем увеличении толщины АФМ слоя, уменьшается до 15 Э. Следует отметить, что при толщине слоя NiFeMn 5 нм, обменный сдвиг отсутствует. Следовательно, для получения сдвига петли гистерезиса необходима толщина слоя NiFeMn больше 5 нм. Полученные результаты качественно согласуются с результатами исследований, проведенных ранее, по влиянию толщины АФМ слоя на гистерезисные характеристики бислоев [1].

Согласно модели Майклджона и Бина [1, 3] обменный сдвиг будет происходить при выполнении условия $K_{\text{АФМ}} \cdot t_{\text{АФМ}} > J_{\text{ex}}$ ($K_{\text{АФМ}}$ — константа анизотропии АФМ). Если это условие не выполняется, то сдвиг петли наблюдаться не будет, а только увеличится коэрцитивная сила. Эта модель объясняет начальное увеличение и последующее насыщение обменного сдвигового поля.

Немонотонная зависимость коэрцитивной силы от толщины слоя NiFeMn , по-видимому, связана с существованием АФМ областей с различными значениями анизотропии. Области с малой анизотропией увеличивают коэрцитивную силу, а области с большой анизотропией дают сдвиг петли гистерезиса. Уменьшение H_c при увеличении толщины АФМ более 20 нм, по-видимому, обусловлено уменьшением доли областей с малой анизотропией при увеличении толщины АФМ слоя. Локальные изменения анизотропии могут быть обусловлены структурными дефектами или распределением размеров зерен в АФМ пленке. В частности, в [11] показано, что при увеличении толщины АФМ слоя возрастает доля зерен, дающих вклад в обменный сдвиг.

Для исследования влияния подложки на гистерезисные свойства бислоев были приготовлены структуры $\text{Ta}(5\text{нм})/\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(5\text{нм})/(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{0,2}\text{Mn}_{0,8}(10\text{нм})/\text{Ta}(5\text{нм})$, напыленные на сапфировую и стеклянную подложки (рис. 3). Оказалось, что при напылении на стекло H_{ex} более чем в 5 раз выше: $H_{\text{ex}} = 130$ Э (стекло) и $H_{\text{ex}} = 25$ Э (Al_2O_3). Такое различие связано, с текстурой напыленных пленок. Известно, что наличие текстуры $\langle 111 \rangle$ в пленках значительно увеличивает H_{ex} [1]. Проведенные рентгенографические исследования не выявили текстуры $\langle 111 \rangle$ в образцах, напыленных на сапфировые подложки, в то же время при напылении на стеклянную подложку реализуется острая

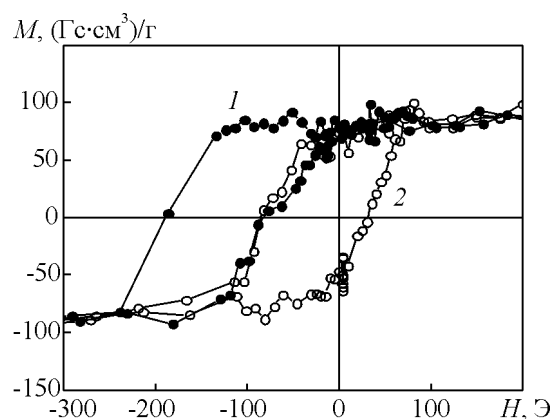


Рис. 3. Петли гистерезиса наноструктур $\text{Ta}(2\text{нм})/\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(5\text{нм})/(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{0,2}\text{Mn}_{0,8}(10\text{нм})/\text{Ta}(5\text{нм})$ напыленных на подложки: 1 — стеклянную, 2 — сапфировую.

аксиальная текстура $\langle 111 \rangle$, что согласуется с данными [12, 13]. Отсутствие текстуры $\langle 111 \rangle$ в образцах, напыленных на сапфир, обусловлено большой шероховатостью подложки [14]. Среднеквадратичное значение шероховатости, определенное при помощи оптического профилометра, составляет 0,2–0,3 и 0,8–1,2 нм для подложек из стекла и сапфира, соответственно.

Влияние текстуры проявляется через изменение обменного сдвига при изменении порядка напыления магнитных слоев. Если ФМ слой пермаллоя наносится на АФМ слой NiFeMn , то обменный сдвиг не фиксируется, что, по-видимому, связано с особенностью формирования текстуры напыленных пленок. В [9, 10] было показано, что для образования однонаправленной анизотропии при нижнем расположении АФМ слоя необходимо использовать буферные слои такие, как Cu , NiFe , Ag . Они стимулируют кристаллизацию АФМ фазы и способствуют образованию текстуры $\langle 111 \rangle$. Если же буферные слои не используются, то текстура не формируется и обменный сдвиг отсутствует.

Поскольку напыление на стекло приводит к более высоким значениям H_{ex} , чем при напылении на сапфир, целесообразно исследовать возможности применения АФМ NiFeMn для устройств спиновых клапанов с использованием стеклянных подложек. Исследования выполнены на образце следующего состава: $\text{стекло}/\text{Ta}(5\text{нм})/\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(2\text{нм})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5,5\text{нм})/\text{Cu}(2,4\text{нм})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(5,5\text{нм})/(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{20}\text{Mn}_{80}(15\text{нм})/\text{Ta}(2\text{нм})$. В качестве свободного слоя использован бислой NiFe/CoFe . Слой NiFe наносили для формирования текстуры $\langle 111 \rangle$ и снижения коэрцитивной силы [1, 13]. Слой АФМ NiFeMn использован для закрепления соседнего ФМ слоя CoFe . Полевая зависимость магнитосопротивления спинового клапана представлена на рис. 4.

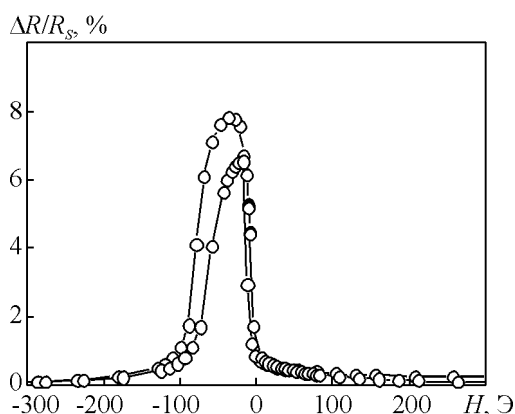


Рис. 4. Полевая зависимость магнитосопротивления спинового клапана стекло/Ta(5нм)/Ni₈₀Fe₂₀(2нм)/Co₉₀Fe₁₀(5,5нм)/Cu(2,4нм)/Co₉₀Fe₁₀(5,5нм)/(Ni₈₀Fe₂₀)_{0,2}Mn_{0,8}(15нм)/Ta(2нм).

Полученная величина магнитосопротивления составляет 8%. При этом обменное сдвиговое поле закрепленного слоя $H_{ex} = 70$ Э, $H_c^{binned} / H_{ex} = 0,14$, $H_c^{free} = 3$ Э (H_c^{binned} и H_c^{free} — коэрцитивные силы закрепленного и свободного слоя, определенные из полуширины магниторезистивной петли, соответственно).

Полученные результаты демонстрируют возможность использования АФМ сплава (Ni₈₀Fe₂₀)_{0,2}Mn_{0,8}, приготовленного магнетронным напылением из мишени соответствующего состава, в спиновых клапанах для закрепления соседнего ФМ слоя. Однако, температура блокировки при использовании данного типа АФМ остается недостаточно высокой. Один из способов повысить температуру блокировки — увеличение доли марганца до 90% в составе сплава (Ni₈₀Fe₂₀)_{1-x}Mn_x. В этом случае можно ожидать повышения температуры блокировки еще на 30°C, приблизительно до 230°C. По-видимому, это максимальное значение температуры блокировки, которое можно достигнуть при использовании твердых растворов из сплава (Ni₈₀Fe₂₀)_{1-x}Mn_x.

Другой способ повышения температуры блокировки сплавов системы Ni – Fe – Mn — формирование упорядоченной АФМ фазы NiFeMn. Мы попытались получить эту фазу в результате отжига пленок (Ni₈₀Fe₂₀)_{0,6}Mn_{0,4} и (Ni₈₀Fe₂₀)_{0,4}Mn_{0,6}, которые после напыления представляли собой гомогенный тройной твердый раствор. Однако, получить таким способом упорядоченную АФМ фазу нам не удалось. В процессе отжига при 400°C фиксировали распад тройного твердого раствора на твердый раствор на основе никеля и практически чистый марганец. Подобную картину наблюдали также в [15].

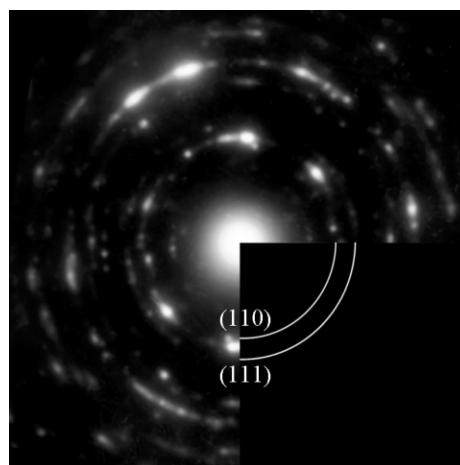


Рис. 5. Электронограмма, снятая с фольги образца Al₂O₃/Ni₈₀Fe₂₀(30нм)/Mn(100нм)/Ta(10нм) после отжига при 250°C в течение 2 ч. Сверхструктурное кольцо (110) свидетельствует об образовании упорядоченной АФМ фазы.

Более перспективный способ формирования АФМ упорядоченной фазы NiFeMn — отжиг бислоев пермаллой – марганец или сплав, содержащий марганец. С этой целью нами были приготовлены образцы Al₂O₃/Ni₈₀Fe₂₀(30нм)/Mn(100нм)/Ta(10нм).

Проведенное электронографическое исследование показало, что в процессе отжига бислоев пермаллой – марганец при 230 – 250°C появляется упорядоченная АФМ фаза NiFeMn. Об этом свидетельствует появление сверхструктурных колец на электронограммах образцов, отожженных при этих температурах (рис. 5). При более низких температурах отжига этой фазы не обнаруживали. Появления каких-либо других фаз в процессе термомагнитной обработки при исследуемых температурах также не было обнаружено.

Появление упорядоченной АФМ фазы согласуется с данными магнитных измерений. На рис. 6 представлены петли гистерезиса исследуемого образца непосредственно после напыления и после отжига в магнитном поле при температуре 200°C в течение 8 ч. После напыления петля гистерезиса образца была симметрична относительно начала координат, и коэрцитивная сила равна ~1 Э, что характерно для магнитомягкого слоя пермаллой. В процессе отжига при 200°C наблюдается незначительный рост коэрцитивной силы — после 8 ч отжига она увеличивается от 1 до 4 Э. Эффект однонаправленной анизотропии после отжига при этой температуре не появляется, поскольку, как отмечалось выше, в процессе отжига при этой температуре упорядоченная АФМ фаза не образуется.

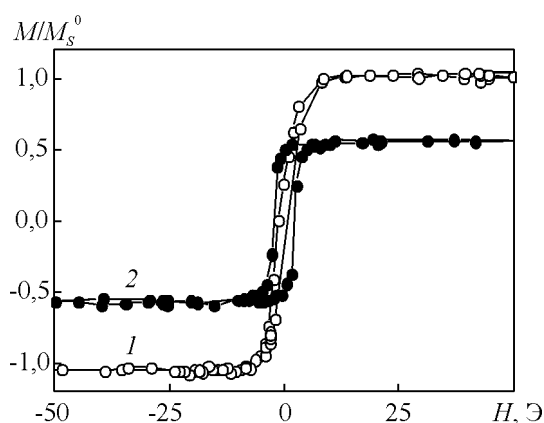


Рис. 6. Петли гистерезиса образцов $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(30\text{nm})/\text{Mn}(100\text{nm})/\text{Ta}(10\text{nm})$: 1 – после напыления, 2 – после отжига при температуре 200°C в течение 8 ч. M/M_s^0 – отношение намагниченности исследуемого образца (M) к намагниченности насыщения исходного образца (M_s^0).

Основной эффект отжига при данной температуре состоит в значительном уменьшении намагниченности насыщения, что свидетельствует об уменьшении объемной доли ФМ фазы. После отжига при 200°C в течение 8 ч $\sim 55\%$ исходного пермаллоя остается ферромагнитным, остальная часть становится парамагнитной. Согласно диаграмме магнитного состояния сплавов Ni – Fe – Mn [2] сплав $(\text{Ni}_{0,80}\text{Fe}_{0,20})_{1-x}\text{Mn}_x$ при комнатной температуре в интервале составов $x = 0,35 - 0,50$ находится в парамагнитном состоянии. Это показывает, что при данной температуре отжига в пермаллое отсутствуют области, в которых концентрация марганца превышала бы 50% .

Мы считаем, что проникновение марганца в пермаллой происходит главным образом по границам кристаллитов в нанокристаллической пленке пермаллоя. По данным электронной микроскопии размер зерен пермаллоя составляет $10 - 20$ нм. Кроме того, возможна диффузия по дислокациям, малоугловым границам. Объемная диффузия в данном случае исключена. Это заключение можно сделать на основании сведений о значении коэффициента объемной диффузии. К сожалению, в литературе отсутствуют данные о диффузии марганца в пермаллое, и приходится ориентироваться на описание примесной диффузии Cr и Fe в Ni. Согласно [16] значения коэффициентов объемной диффузии Cr и Fe в Ni при температуре 250°C равны $6,5 \cdot 10^{-32}$ и $1,2 \cdot 10^{-31}$ $\text{м}^2/\text{с}$, соответственно. Глубина проникновения за время отжига ~ 4 ч составит только $\sim 10^{-14}$ м, то есть проникновение марганца в прилегающий слой пермаллоя по механизму объемной диффузии маловероятно. В то же время проникновение марганца в

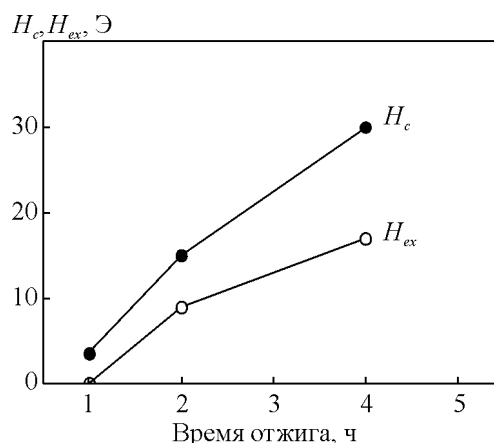


Рис. 7. Зависимости H_{ex} и H_c для образца $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(30\text{nm})/\text{Mn}(100\text{nm})/\text{Ta}(10\text{nm})$ от времени отжига при 230°C .

пермаллой явно происходит. Вероятно, оно реализуется по путям ускоренной диффузии: границам зерен, субзерен, дислокациям и т.п. Только этим можно объяснить уменьшение намагниченности насыщения и некоторое увеличение коэрцитивной силы в процессе отжига при этой температуре.

При увеличении температуры отжига до 230°C характер изменения магнитных свойств в процессе термообработки значительно меняется. На рис. 7 показаны зависимости обменного сдвигового поля и коэрцитивной силы от времени отжига. После выдержки в течение 1 ч происходит только небольшое увеличение ширины петли гистерезиса. Однонаправленная анизотропия после такой термообработки отсутствует. Следовательно, отжиг в течение 1 ч при 230°C не приводит к образованию АФМ фазы. При увеличении продолжительности отжига до 2 ч происходят значительные изменения параметров петли гистерезиса, свидетельствующие о возникновении АФМ фазы — появляется небольшое обменное сдвиговое поле (9 Э), а коэрцитивная сила увеличивается до 15 Э. Увеличение времени отжига до 4 ч приводит к дальнейшему росту обменного сдвигового поля (до 17 Э) и коэрцитивной силы до 30 Э.

В случае отжига при температуре 250°C изменение свойств плёнок еще более ускоряется (рис. 8). Уже после отжига в течение 1 ч H_{ex} составляет 28 Э, коэрцитивная сила 19 Э. После 2 ч термообработки H_{ex} увеличивается до 155 Э, а коэрцитивная сила до 63 Э. После 4 ч отжига при этой температуре магнитный момент у образца исчезает, что свидетельствует о полном исчезновении ФМ фазы. В данном случае в многослойной структуре остается только АФМ и парамагнитная фазы. Отметим, что

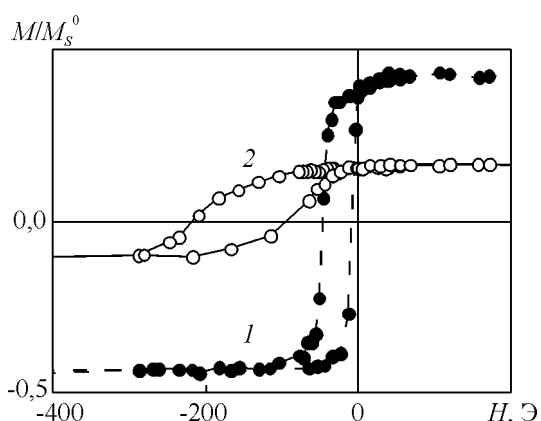


Рис. 8. Петли гистерезиса образцов $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(30\text{nm})/\text{Mn}(100\text{nm})/\text{Ta}(10\text{nm})$ при температуре отжига 250°C в течение, ч: 1 – 1, 2 – 2.

при данной температуре отжига H_{ex} превышает коэрцитивную силу. При длительности термообработки 2 ч отношение H_c/H_{ex} минимально и равно 0,4. Таким образом, полученную упорядоченную АФМ фазу NiFeMn можно рассматривать как одну из составляющих многослойных структур с однонаправленной анизотропией. Такая среда может быть перспективной для использования в спиновых клапанах вследствие высокой температуры блокировки и высоких значений обменного сдвигового поля. На её основе могут быть созданы спиновые клапаны с повышенной термостабильностью и улучшенными гистерезисными характеристиками, например, по методике, описанной в [6].

Заключение

Исследована возможность использования тройных соединений на основе Ni – Fe – Mn для закрепления ФМ слоя. Показано, что применяя АФМ сплав $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{20}\text{Mn}_{80}$, напыленный из мишени соответствующего состава на ФМ слой в присутствии магнитного поля, можно достичь относительно высоких значений обменного сдвигового поля и малого отношения H_c/H_{ex} . Полученные бислои характеризуются невысокой температурой блокировки $\sim 150^\circ\text{C}$. Используя данный антиферромагнетик, получен спиновый клапан со следующими характеристиками: обменное сдвиговое поле закрепленного слоя равно 70 Э, $H_c^{pinned}/H_{ex} = 0,14$, $H_c^{free} = 3$ Э, максимальное значение магнитосопротивления 8 %, чувствительность на участке перемагничивания свободного слоя составляет $\Delta(\Delta R/R_s)/\Delta H = 0,8\%/Э$.

При отжиге в магнитном поле при температурах, выше 230°C в бислоях пермаллой – Mn зафиксировано

образование упорядоченной АФМ фазы, следствием чего было возникновение обменного сдвига, величина которого достигала $H_{ex} = 155$ Э. Было показано, что эта фаза образуется на границах зерен пермаллой, по которым диффундирует Mn. Причем при определенном режиме терромагнитной обработки значение обменного сдвигового поля заметно превышает значение коэрцитивной силы. Таким образом, полученная фаза может быть использована для создания спиновых клапанов с закрепляющим АФМ слоем NiFeMn , имеющим высокие значения H_{ex} и температуры блокировки.

Работа выполнена в рамках темы “Спин” и частичной поддержке Программы Президиума УрО РАН (проект № 09-П-2-1037), а так же при частичной поддержке РФФИ (проект №10-02-00590). Измерения проведены в Центре коллективного пользования “Испытательный центр нанотехнологий и наноматериалов” ИФМ УрО РАН в отделе магнитных измерений (СКВИД-магнитометр MPMS-5XL) и отделе электронной микроскопии.

Литература

1. Coehoorn R. Giant magnetoresistance and magnetic interaction in exchange-biased spin-valves. In: Novel Magnetoelectronic Materials and Devices: Handbook of Magnetic Materials. Amsterdam: Elsevier, 2003, p. 1 – 198.
2. Меньшиков А.З., Казанцев В.А., Кузьмин Н.Н. Аморфный магнетизм в железоникельмарганцевых сплавах. Письма в ЖЭТФ, 1976, т. 23, № 1, с. 6 – 10.
3. Nogues J., Schuller Ivan K. Exchange Bias. J. Magn. Magn. Mater., 1999, v. 192, p. 203 – 232.
4. Глазер А.А., Потапов А.П., Тагиров Р.П., Уряшева Л.Д., Шур Я.С. Температурная зависимость магнитных свойств тонких плёнок пермаллой-марганец с обменной анизотропией. ФММ, 1967, т. XXXI, № 5, с. 735 – 738.
5. Глазер А.А., Потапов А.П., Тагиров Р.П., Шур Я.С. Обменная анизотропия в тонких магнитных плёнках. ФТТ, 1966, т. 8, № 10, с. 3022 – 3031.
6. Свалов А.В., Васьяковский В.О., Ярмошенко Ю.М. Получение и исследование спин-вентильных структур на основе пленок пермаллой. ФММ, 1995, т. 79, № 3, с. 53 – 57.
7. Youssef J. B., Spenato D., Gall H. L., Ostorero J. Large exchange bias in interdiffused NiFe/Mn bilayers. J. Appl. Phys., 2002, v. 91, no. 10, p. 7239 – 7241/
8. Xi H., Bian B., Zhuang Z., Laughlin D. E., and White R. M. Annealing effect of exchange bias in $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}/\text{Cr}_{50}\text{Mn}_{50}$ bilayers. IEEE International of magnetics, 2000, v. 36, no. 5, p. 2644 – 2646.
9. Yoon S. Y., Jeon D. M., Lee D. H., Kim Y. S., Baek H. K. and Suh Y. S. J. Exchange coupling field and blocking

- temperature of Mn-Ir/Ni-Fe top/bottom bilayers with different stacking sequences and buffer layers. Journal of the Korean Physical Society. 2001, v. 38, no. 4, p. 388 – 391.
10. Sankaranarayanan V. K., Yoon S. M., Kim D. Y., Kim C. O., Kim C. G. Exchange bias in NiFe/FeMn/NiFe trilayers. J. Appl. Phys., 2004, v. 96, no. 12, p. 7428 – 7434.
 11. O'Grady K., Fernandez-Outon L.E, Vallejo-Fernandez G. A new paradigm for exchange bias in polycrystalline thin films. J. Magn. Magn. Mater., 2010, v. 332, p. 883 – 899.
 12. Chen Y.T. The Effect of interface texture on exchange biasing in $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ System. Nanoscale Res. Lett., 2009, v. 4, p. 90 – 93.
 13. Kanai H., Yamada K., Aoshima K., Ohtsuka Y., Kane J., Kanamine M., Toda J., Mizoshita Y. Spin-valve read heads with NiFe/Co₉₀Fe₁₀ layers for 5 Gbit/in² density recording. IEEE Trans. Magn., 1996, v. 32, no. 5, p. 3368 – 3373.
 14. Choe G., Steinback M. Surface roughness effects on magnetoresistive and magnetic properties of NiFe thin films. J. Appl. Phys., 1999, v. 85, no. 8, p. 5777 – 5779.
 15. Yoon C.S., Kim S.J., Kim S.J., Kim C.R. Structure and magnetic properties of thermally annealed $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{1-x}\text{Mn}_x$ thin films. J. Appl. Phys., 2003, v. 94, no. 1, p. 539 – 543.
 16. Mehrer, H. diffusion in solid metals and alloys, Landolt-Bornstein, New Series, Group III, v. 26, Berlin: Springer, 1990, p. 1 – 730.

Статья поступила в редакцию 20.02.2012 г.

Блинов Илья Викторович — Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), научный сотрудник. Специалист в области создания и исследования многослойных магнитных наноматериалов. E-mail: blinoviv@mail.ru.

Королев Александр Васильевич — Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области магнитных явлений. E-mail: korolyov@imp.uran.ru.

Креницина Татьяна Павловна — Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области исследования ВТСП; наноматериалов, пленочных структур. E-mail: krinitsina@imp.uran.ru.

Матвеев Сергей Анатольевич — Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), старший научный сотрудник. Специалист в области электровакуумной техники и технологий. E-mail: blinov@mail.ru.

Миляев Михаил Анатольевич — Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области создания и исследования многослойных магнитных наноматериалов. E-mail: miyaev@imp.uran.ru.

Попов Владимир Владимирович — Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией. Специалист в области исследования фазовых превращений, термодинамики, наноматериалов. E-mail: vpovov@imp.uran.ru.

Устинов Владимир Васильевич — Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), академик РАН, директор института. Ведущий специалист в области спинтроники. E-mail: physics@imp.uran.ru.