

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 539.216.2:537.624

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-КОМПОЗИЦИОННЫХ ФАКТОРОВ НА РЕАЛИЗАЦИЮ ЭФФЕКТА ОБМЕННОГО СМЕЩЕНИЯ В ПЛЕНКАХ (Cr–Mn)/Fe₂₀Ni₈₀

© 2023 г. А. А. Фещенко^{а, *}, М. Е. Москалев^а, С. В. Северова^а, А. Н. Горьковенко^а,
В. Н. Лепаловский^а, Н. В. Селезнева^а, Е. А. Кравцов^{а, б}, В. О. Васьковский^{а, б}

^аУральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^бИнститут физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: a.a.feshchenko@urfu.ru

Поступила в редакцию 11.07.2023 г.

После доработки 11.07.2023 г.

Принята к публикации 01.08.2023 г.

Изучено влияние ряда физических факторов на структурные и гистерезисные свойства многослойных пленок (Cr–Mn)/FeNi. По косвенным признакам установлено наличие антиферромагнетизма в слоях Cr–Mn при содержании Mn в пределах 20–40 ат. %. Показано, что в таких структурах может наблюдаться эффект обменного смещения, но только при толщине антиферромагнитного слоя более 40 нм. Исходной причиной низких “закрепляющих” свойств слоя Cr–Mn является его слабая магнитная анизотропия, на которую накладывается нестабильность в воспроизведении микроструктуры. Применение нагрева подложки при нанесении пленок повысило воспроизводимость параметров микроструктуры и гистерезисных характеристик, но привело к ослаблению эффекта обменного смещения, по-видимому, из-за изменений в структуре и составе межслойного интерфейса.

Ключевые слова: антиферромагнетик, ферромагнетик, слоистость, текстура, толщина, температура, коэрцитивная сила, поле обменного смещения, нагрев подложки

DOI: 10.31857/S0015323023601307, EDN: YYTUSB

1. ВВЕДЕНИЕ

Тонкопленочные магнитные материалы являются основой магниторезистивной оперативной памяти (MRAM) и ряда других устройств спинтроники [1, 2]. В таких функциональных средах помимо ферромагнитных материалов применение находят слоистые структуры типа ферро-/антиферромагнетик [3], в которых антиферромагнитные слои используются для закрепления магнитного момента в прилежащем слое ферромагнетика посредством эффекта обменного смещения. Данный эффект заключается в сдвиге петли магнитного гистерезиса ферромагнитного слоя на величину H_{ex} [4, 5]. Наиболее привлекательными для промышленных применений свойствами, а именно высокой температурой Нееля T_N , а также высокими значениями H_{ex} и температуры блокировки T_b , при которой эффект исчезает, обладают антиферромагнитные сплавы Ir–Mn и Pt–Mn [6, 7]. Однако в силу высокой стоимости данных материалов актуальной задачей является поиск коммерчески более доступных антиферромагнетиков, обладающих необходимыми функцио-

нальными свойствами. Перспективы в решении данного вопроса могут быть связаны со сплавом Cr–Mn, который обладает достаточно широким диапазоном составов, при котором реализуется антиферромагнитное упорядочение, с высокой температурой Нееля, а также высокой коррозионной стойкостью [8, 9].

Литературные данные показывают, что оптимальным диапазоном составов, при котором в данной системе наблюдается наибольшее значение T_N , является диапазон $10 \leq x \leq 50$, где x – содержание Mn, выраженное в ат. % [9], этот диапазон характерен как для массивных материалов, так и для пленок [10]. Однако работ, посвященных изучению эффекта обменного смещения в пленках на основе бинарной системы Cr–Mn, не так много, и большинство из них посвящено системе Cr–Mn–Pt [11–13].

Настоящая работа ориентирована на поиск условий реализации антиферромагнетизма в слое Cr–Mn и выявление особенностей эффекта обменного смещения в сопряженном с ним ферромагнитном слое Fe₂₀Ni₈₀.

2. ДЕТАЛИ ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследуемые образцы представляли собой многослойные пленки с общей конфигурацией стекло/Ta(5 нм)/Cr_{100-x}Mn_x(*L* нм)/Fe₂₀Ni₈₀(10 нм)/Ta(5 нм), полученные методом магнетронного распыления однокомпонентных мишеней Ta, Cr, Mn, и сплавной мишени Fe₂₀Ni₈₀ на покровных стеклах Corning.

Слой Ta, как это принято при синтезе слоистых пленочных композитов, имели, в первую очередь, защитную функцию. Однако данные, полученные нами ранее [14, 15], указывают на определенную роль приподложечного слоя Ta в формировании микроструктуры слоя Cr–Mn. Вероятно, он препятствует формированию кристаллической текстуры в Cr–Mn, имея значительно больший параметр *a* ОЦК-решетки (0.331 нм) по сравнению с Cr (0.289 нм). А текстура, по-видимому, нежелательна для реализации эффективной межслойной связи в структуре типа Cr–Mn/Fe₂₀Ni₈₀.

При напылении антиферромагнитного слоя применяли режим сораспыления мишеней Cr и Mn. Путем регулирования электрической мощности, подводимой к мишеням, изменяли состав слоя в диапазоне $20 \leq x \leq 40$ ат. % Mn. Для контроля химического состава пленок использовали рентгенофлуоресцентный спектрометр Nanohunter. Толщину слоя Cr–Mn варьировали в пределах $20 \leq L \leq 500$ нм и задавали временем распыления по предварительно определенным скоростям осаждения однослойных пленок соответствующих составов.

Слой Fe₂₀Ni₈₀, с одной стороны, являлся функциональным, то есть реализующим эффект обменного смещения. С другой стороны, уровень его магнитного гистерезиса позволял оценивать магнитное состояние слоя Cr–Mn даже в отсутствие магнитного смещения [16].

Пленки получали на установке AJA ATC Orion-8 в атмосфере Ar при давлении 2×10^{-3} мм рт. ст. Давление остаточных газов в вакуумной камере не превышало 5×10^{-7} мм рт. ст. Формирование всей пленочной структуры проводили при высокочастотном электрическом смещении подложки (подводимая мощность 14 Вт) и в присутствии в ее плоскости однородного магнитного поля напряженностью 250 Э.

Для исследования магнитных свойств пленок использовали Керр-магнитометр EvicoMagnetics и измерительный комплекс PPMS DynaCool 9T. Аттестацию их кристаллической структуры проводили на рентгеновских дифрактометрах PANalytical Empyrean series 2 в излучении CoK_α и D8 ADVANCE BRUKER в излучении CuK_α.

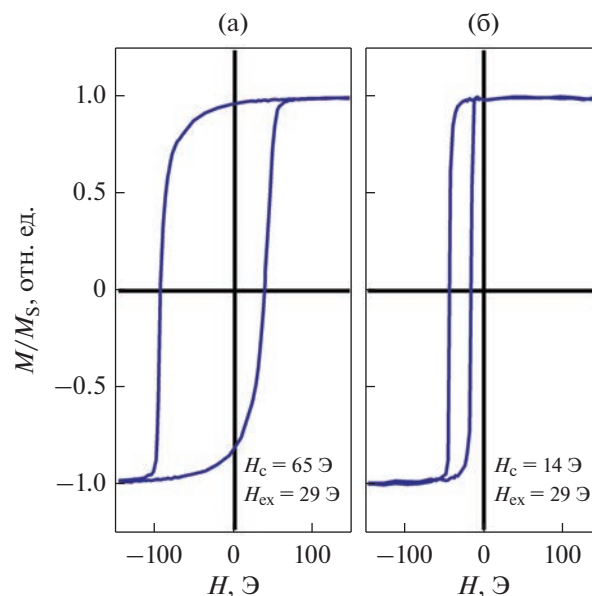


Рис. 1. Магнитооптические петли гистерезиса пленок стекло/Ta/Cr₈₀Mn₂₀(100 нм)/Fe/Ta (а) и стекло/Ta/Cr₈₀Mn₂₀(100 нм)/Fe₂₀Ni₈₀/Ta (б).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И КОММЕНТАРИИ

3.1. Пленки с разными ферромагнитным слоями

Ранее эффект обменного смещения был обнаружен нами в пленках Cr–Mn/Fe при толщине слоя Cr–Mn $L = 100$ нм, в то время как для пленок с $L = 20$ нм вне зависимости от дизайна пленочной структуры, состава слоя Cr–Mn, наличия и типа в нем кристаллической текстуры, обменное смещение не наблюдали [14, 15].

Таким образом, толщина Cr–Mn является важным свойствообразующим фактором, причем в паре со слоем Fe, которое при $x < 60$, как и Cr–Mn, имеет ОЦК-кристаллическую решетку. Отсюда естественным образом вытекает две задачи. Во-первых, реализуется ли обменное смещение в ферромагнитных слоях с другой кристаллической симметрией, в частности, в пермаллое, который является наиболее распространенным функциональным материалом, но имеет ГЦК-структуру. Во-вторых, каковы в целом толщинные зависимости гистерезисных свойств рассматриваемых слоистых композитов, и в чем состоит механизм их формирования.

Петли гистерезиса двух пленок с одинаковой толщиной $L = 100$ нм, но с разными ферромагнитными слоями (Fe и Fe₂₀Ni₈₀), представлены на рис. 1. Как видно, эти слои ожидаемо отличаются по коэрцитивной силе H_c , но имеют близкие значения поля обменного смещения $H_{ex} \sim 30$ Э. Это означает, что в данном случае, в отличие от пленочных композитов на основе антиферромагнетика FeMn [17], кристаллическая структура фер-

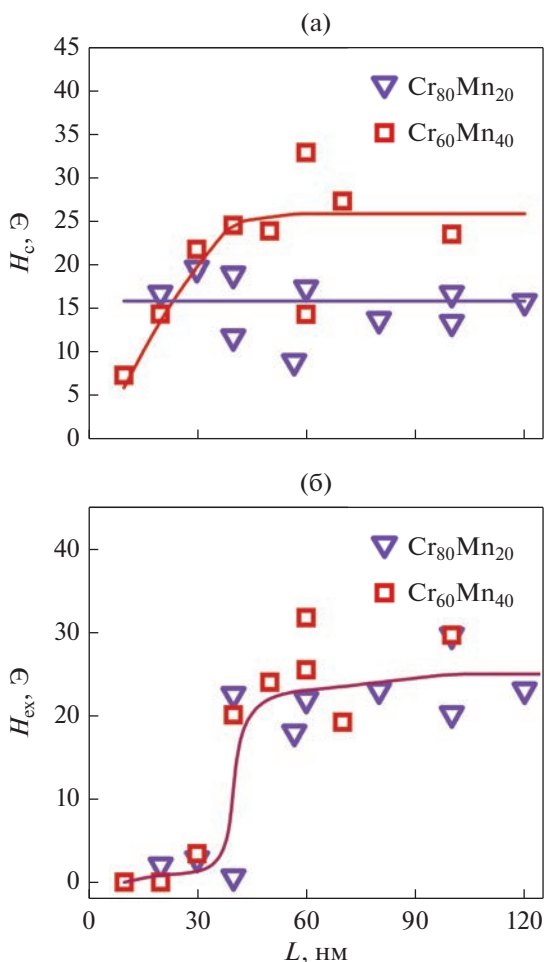


Рис. 2. Зависимости коэрцитивной силы H_c (а) и поля обменного смещения H_{ex} (б) от толщины слоя Cr–Mn для пленок стекло/Ta/Cr_{100-x}Mn_x(L)/Fe₂₀Ni₈₀/Ta.

ромагнитного слоя не имеет принципиального значения в образовании обменного смещения. Тем не менее эффективность межслойной связи для данных пленок оказалась различной. Это следует из сравнения значений феноменологической константы межслойной обменной связи K_s , определяемой как

$$H_{ex} = \frac{K_s}{M_s h}, \quad (1)$$

где M_s — спонтанная намагниченность железа (1710 Гс) или пермаллоя (810 Гс), h — толщина ферромагнитного слоя [7].

В нашем случае для образцов со слоями Fe и Fe₂₀Ni₈₀ величина K_s составила 0.05 и 0.023 эрг/см² соответственно. Таким образом, можно констатировать, что однотипность кристаллических решеток играет положительную роль в усилении межслойного обмена. Возможно, это является причиной большего прироста H_c пленки Fe при

включении ее в состав антиферро-/ферромагнитной структуры ($\Delta H_c \sim 30$ Э) по сравнению с пленкой пермаллоя ($\Delta H_c \sim 10$ Э).

Заметим, что константа связи отражает не только эффективность межслойного обменного взаимодействия, но и устойчивость антиферромагнетика к переключению, которая, в свою очередь, определяется уровнем его магнитной анизотропии. В этой связи целесообразно привести данные работы [18], авторы которой для подобных структур, но с закрепляющим слоем Ir₂₄Mn₇₆ толщиной 10 нм, дают много большие значения K_s — около 0.2 и 0.1 эрг/см² в отношении слоев железа и пермаллоя соответственно. Столь сильное количественное отличие данных [18] и наших данных при их качественном подобии может указывать на существенный проигрыш системы Cr–Mn по отношению к системе Ir–Mn в величине магнитной анизотропии.

3.2. Пленки с разной толщиной антиферромагнитного слоя

Толщинные зависимости коэрцитивной силы $H_c(L)$ и поля обменного смещения $H_{ex}(L)$ для пленок, содержащих слои Cr–Mn двух составов, приведены на рис. 2. Составы выбраны из разных областей концентрационного диапазона, в котором указанные сплавы характеризуются антиферромагнитным упорядочением. Анализ представленных данных позволяет сделать несколько обобщений. Во-первых, уровень H_c всех образцов более чем на порядок превосходит типичные значения коэрцитивной силы однослойных пленок пермаллоя соответствующей толщины (~ 1 Э). Иными словами, присутствие слоя Cr–Mn приводит к повышенному магнитному гистерезису, что естественно связать с наличием антиферромагнитного упорядочения в этом слое, его обменным взаимодействием со слоем пермаллоя и дисперсией в устойчивости антиферромагнитных кристаллитов к переключению вектора антиферромагнетизма. Таким образом, высокую H_c в данном случае можно рассматривать как косвенное указание на антиферромагнетизм слоев Cr–Mn обоих составов во всем диапазоне использованных толщин.

Во-вторых, обменное смещение наблюдается лишь при относительно большой толщине антиферромагнитного слоя ($L \geq 40$ нм). Таким образом, следует констатировать отсутствие полной корреляции между H_c и H_{ex} , т.е. между наличием межслойной обменной связи и обменным смещением. Данный факт находит качественное объяснение в модели поликристаллического антиферромагнетика со слабым межкуристаллитным обменом и низкой константой магнитной анизотропии. В ней важна устойчивость вектора

антиферромагнетизма каждого кристаллита к внешним воздействиям, которая определяется энергией анизотропии (произведением константы анизотропии на объем кристаллита). Увеличение толщины антиферромагнитного слоя может сопровождаться ростом среднего размера кристаллитов и переходом их в более стабильное магнитное состояние. Иными словами, температура блокировки таких кристаллитов становится выше комнатной температуры.

Отметим также, что в структурах на основе антиферромагнетиков FeMn и PtMn обменное смещение реализуется при $L \geq 10$ нм [19], а Ir–Mn — при $L \geq 3$ нм [6], т.е. при существенно меньших толщинах антиферромагнитного слоя, чем в нашем случае. Такое отличие фактически является еще одним аргументом в пользу заключения об относительно низкой магнитной анизотропии сплава Cr–Mn. Вероятно, в этом же состоит исходная причина значительного разброса экспериментальных точек на зависимостях $H_c(L)$ и $H_{ex}(L)$, показанных на рис. 2. Можно полагать, что из-за низкой константы магнитной анизотропии макроскопические гистерезисные свойства оказываются весьма чувствительными к состоянию микроструктуры слоя Cr–Mn, которая несколько варьируется под действием неконтролируемых технологических факторов. В этой связи нет достаточных оснований обсуждать детали приведенных зависимостей. Можно лишь констатировать, что для пленок со слоем $\text{Cr}_{60}\text{Mn}_{40}$ и коэрцитивная сила, и поле обменного смещения несколько выше, чем в образцах с $\text{Cr}_{80}\text{Mn}_{20}$. Но в целом, диапазон реализуемых значений H_{ex} при $L \geq 40$ нм составляет от 20 до 30 Э. Это даже несколько превосходит результат работы [13], в которой при использовании антиферромагнетика Cr–Mn–Pt в структуре с сопоставимыми толщинами слоев достигнут уровень $H_{ex} \sim 20$ Э.

Типичные дифрактограммы, полученные в излучении CoK_α и в геометрии $\theta/2\theta$ для пленок с различной толщиной слоя $\text{Cr}_{80}\text{Mn}_{20}$, приведены на рис. 3. Вертикальными линиями здесь же обозначены расчетные положения дифракционных линий поликристаллического α -Cr. Сравнение экспериментальных и расчетных данных, а также относительно большая толщина слоев Cr–Mn позволяют заключить, что присутствующие на реальных дифрактограммах рефлексы относятся именно к этим слоям и свидетельствуют об их ОЦК-кристаллической структуре. В то же время нюансы микроструктуры, на которые указывают дифрактограммы, в большой мере индивидуальны для исследованных образцов. Единственной выраженной тенденцией, сопровождающей увеличение L , является переход от изотропного распределения кристаллитов (кривые 1 и 2 на рис. 3) к текстурованному или частично текстурованно-

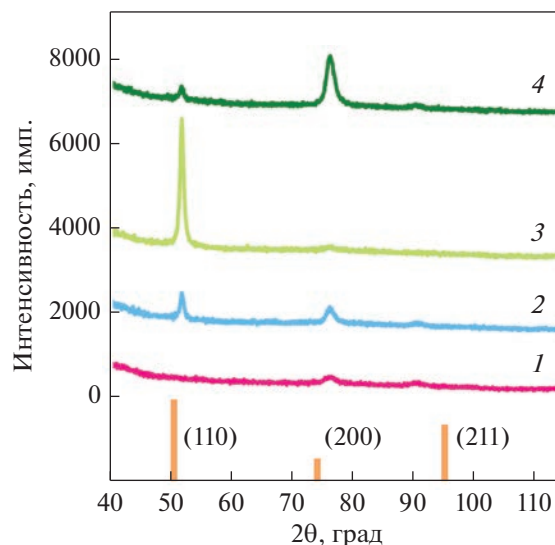


Рис. 3. Дифрактограммы пленок стекло/Ta/ $\text{Cr}_{80}\text{Mn}_{20}(L)/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{Ta}$, полученные в излучении CoK_α , с различной толщиной слоя $\text{Cr}_{80}\text{Mn}_{20}$ L : кривая 1 — 20; кривая 2 — 40; кривая 3 — 60; кривая 4 — 100 нм.

му состояниям. В том числе зафиксированы состояния с высокой степенью текстуры типа (110) (кривая 3) и неоднородные состояния, включающие как изотропную, так текстурованную составляющие, причем не только по типу (110), но и по типу (200) (кривая 4). Отметим, что выводы о наличии или отсутствии кристаллической текстуры были сделаны из сравнения соотношений интенсивностей дифракционных пиков экспериментальной и расчетной дифрактограмм, а также измерений так называемых кривых качения (ω -сканов).

В целом, рентгеновские данные показывают, что микроструктура слоев Cr–Mn многовариантна и не отличается высокой воспроизводимостью. Однако, как показывают специально выполненные эксперименты, это не имеет решающего значения для формирования гистерезисных характеристик пермаллоя в связке (Cr–Mn)/ $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$. В частности, наличие той или иной кристаллической текстуры или ее отсутствие в антиферромагнитном слое не приводит к закономерному изменению поля обменного смещения как, например, в случае антиферромагнетика FeMn [17]. Как отмечали выше, определяющую роль в образовании обменного смещения может играть размер антиферромагнитных кристаллитов. Для его оценки была предпринята попытка выполнить анализ полученных рентгеновских данных с позиции формулы Шеррера [20], которая связывает средний размер кристаллических зерен с шириной дифракционных рефлексов. Такие оценки дали значения среднего диаметра кристаллитов в диа-

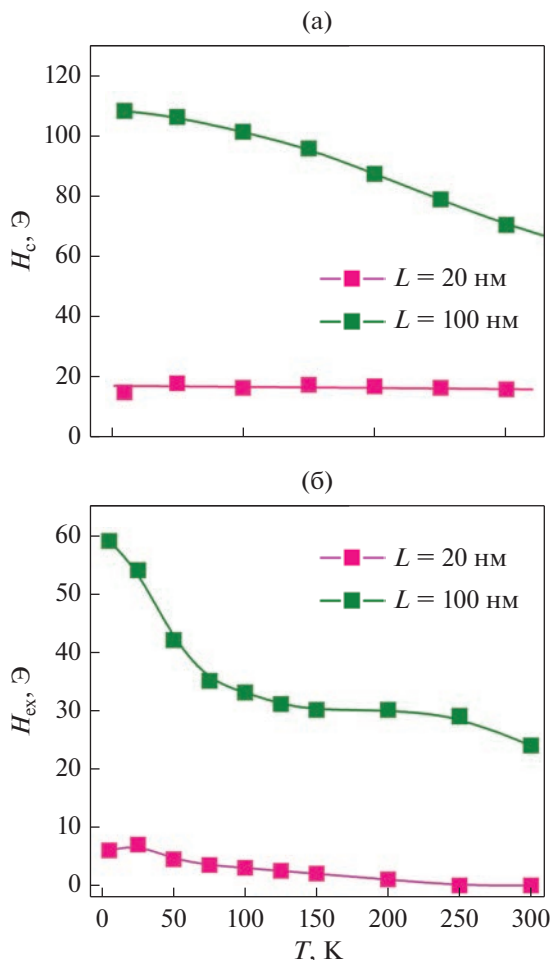


Рис. 4. Температурные зависимости коэрцитивной силы H_c (а) и поля обменного смещения H_{ex} (б) для пленок стекло/Ta/Cr₈₀Mn₂₀(L нм)/Fe₂₀Ni₈₀/Ta с разной толщиной слоев Cr–Mn.

пазоне от 9 до 16 нм, причем без явной привязки к толщине слоев. Такая, по сути, малая информативность данной методики, скорее всего, связана с особенностями микроструктуры Cr–Mn, которые не учитываются в модели Шеррера.

Важным фактором, влияющим на количественные характеристики эффекта обменного смещения, является температура. На рис. 4 представлены температурные зависимости коэрцитивной силы и поля обменного смещения для пленок, содержащих слои Cr–Mn разной толщины. Как видно, в образце с $L = 20$ нм, не обладавшем обменным смещением при комнатной температуре, таковое появляется в области низких температур $T < 150$ К. Это можно связать с переходом ряда антиферромагнитных кристаллитов в устойчивое состояние, когда перемагничивание ферромагнитного слоя не вызывает переориентации их вектора антиферромагнетизма. А это, в

свою очередь, обусловлено ростом константы магнитной анизотропии. Относительно небольшая величина H_{ex} свидетельствует о том, что доля стабильных кристаллитов даже при гелиевых температурах невелика. В образце с $L = 100$ нм ситуация качественно подобная. Только развивается она на фоне обменного смещения, существующего при комнатной температуре и состоит в монотонном увеличении H_{ex} при понижении T . Характерно, что скорость роста поля обменного смещения резко увеличивается при $T < 75$ К. Отсюда можно сделать вывод, что, несмотря на относительно большую толщину слоя Cr–Mn, в нем присутствует значительное число мелких кристаллитов с низкой температурой блокировки.

Несколько иначе ведет себя коэрцитивная сила. При малой L она практически не меняется с температурой, а в пленках с $L = 100$ нм уменьшение T вызывает монотонный и значительный рост H_c . Такая ситуация не укладывается в рамки классического представления о магнитном гистерезисе как следствии задержки перемагничивания из-за наличия структурных неоднородностей, создающих градиент энергии магнитной анизотропии. В нашем случае температурное изменение констант магнитной анизотропии как в ферромагнитном, так и в антиферромагнитном слоях для обоих образцов должно быть одинаково. Отсюда можно заключить, что наблюдающееся различие в зависимостях $H_c(T)$ свидетельствует об ином механизме гистерезиса. Как уже указывали выше, он может состоять в задержке перемагничивания ферромагнитного слоя со стороны антиферромагнитных зерен с относительно малой энергией магнитной анизотропии. В области низких температур в пленках с большой L устойчивость таких зерен увеличивается из-за роста константы анизотропии. В то же время для малых L в связи с высокой исходной дисперсностью микроструктуры она, если и меняется, то незначительно.

3.3. Пленки, полученные на нагретых подложках

Интерпретация представленных выше данных о влиянии толщины антиферромагнитного слоя Cr–Mn на реализацию эффекта обменного смещения основана на предположении о толщинном изменении среднего размера антиферромагнитных кристаллитов и соответственно их устойчивости к переключению вектора антиферромагнетизма. Наряду с толщиной на размер кристаллитов может влиять температурный режим синтеза пленок [21]. В этой связи был поставлен эксперимент по исследованию влияния нагрева подложки на микроструктуру и гистерезисные свойства пленок стекло/Ta/Cr₇₀Mn₃₀(50)/Fe₂₀Ni₈₀/Ta. Выбор состава и толщины слоя Cr–Mn сделан с уче-

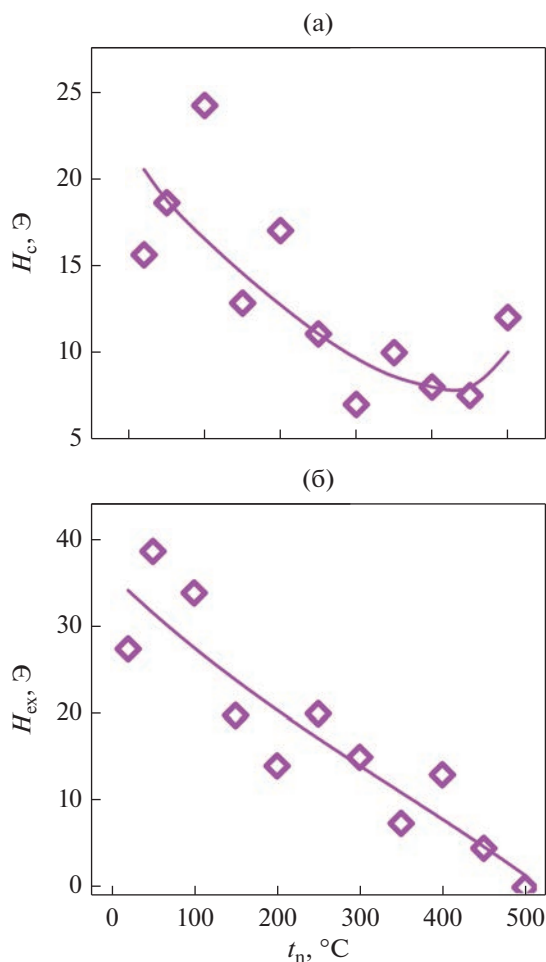


Рис. 5. Зависимости коэрцитивной силы H_c (а) и поля обменного смещения H_{ex} (б) от температуры нагрева подложки t_n для пленок стекло/Ta/Cr₇₀Mn₃₀/Fe₂₀Ni₈₀/Ta.

том представленных выше результатов и соответствует условиям стабильной реализации эффекта обменного смещения. Температуру нагрева подложки во время напылений t_n варьировали от 20 °C (без нагрева) до 500 °C.

На рис. 5 приведены соответствующие зависимости коэрцитивной силы и поля обменного смещения слоя Fe₂₀Ni₈₀. Их большой разброс, как это уже отмечали выше, демонстрирует повышенную чувствительность микроструктуры и макроскопических свойств исследуемых пленок к технологическим нюансам, не подлежащим систематическому контролю. Тем не менее основные тенденции в изменении гистерезисных характеристик на основе приведенных данных выявить можно. В частности, высокий уровень H_c и наличие обменного смещения позволяют заключить, что Cr₇₀Mn₃₀ во всем диапазоне t_n антиферромагнитен. Однако с ростом t_n наблюдается уменьшение и H_c и H_{ex} , которое можно трактовать как след-

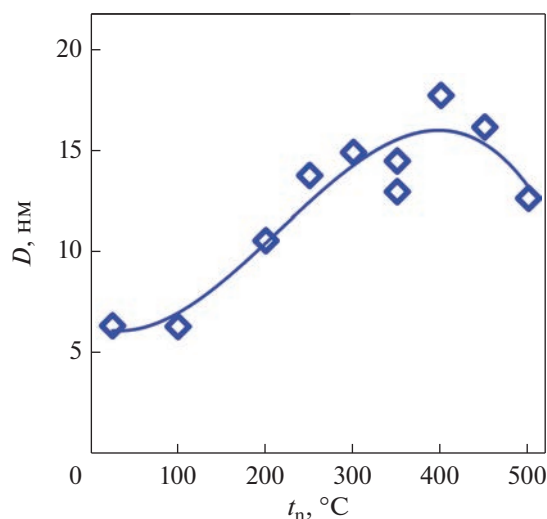


Рис. 6. Зависимость среднего размера кристаллитов D , определенного по формуле Шеррера, от температуры нагрева подложки t_n .

ствие снижения эффективности межслойной обменной связи. Причины этого, по-видимому, следует искать в изменении структурно-композиционного состояния межслойного интерфейса, ведущего, например, к уменьшению плотности нескомпенсированных магнитных моментов на поверхности антиферромагнетика. Это может происходить из-за увеличения размера кристаллитов и соответствующего увеличения шероховатости интерфейса, а также за счет межслойной диффузии. Последняя, в том числе, может быть ответственна за некоторое повышение коэрцитивной силы при достаточно больших температурах нагрева подложки (рис. 5а).

Рентгенографический анализ кристаллической структуры данной серии пленок, проведенный на дифрактометре D8 в геометрии $\theta/2\theta$, показал, что при увеличении температуры подложки повышается воспроизводимость структурного состояния образцов. Если без нагрева подложки для пленок характерно многофазное состояние на основе ОЦК-структуры, то при $t_n \geq 100$ °C преобладающей становится фаза с текстурой типа (200). С увеличением t_n соответствующая дифракционная линия сужается, опосредованно отражая рост доли фазы с данной текстурой, а также увеличение среднего размера кристаллитов. Обработка ее параметров по формуле Шеррера показала, что, нагрев подложки позволяет увеличить средний размер кристаллитов примерно в три раза, если не принимать в расчет фазовые изменения (рис. 6). Следует также отметить, что при $t_n \geq 200$ °C на дифрактограммах появляется небольшой пик, характерный для Fe₂₀Ni₈₀, и соответствующий отражению от плоскости (200) ГЦК-

кристаллической решетки. Это свидетельствует об увеличении размера кристаллитов и в ферромагнитном слое. Возможно, различие в кристаллических решетках ферромагнитного и антиферромагнитного слоев более существенно и негативно отражается на межслойном обмене при большем размере кристаллитов. Так или иначе, но достигнутое в эксперименте увеличение размера антиферромагнитных кристаллитов не дало положительного результата в части усиления эффекта обменного смещения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам проведенного исследования установлено, что антиферромагнитное упорядочение в слое $\text{Cr}_{100-x}\text{Mn}_x$, включенном в состав пленочных структур типа $\text{Ta/Cr}_{70}\text{Mn}_{30}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$, реализуется во всем исследуемом диапазоне составов $20 \leq x \leq 40$. Однако проявление обменного смещения в таких структурах зависит от толщины антиферромагнитного слоя и возникает лишь тогда, когда она превышает 40 нм. Это может быть следствием низкой магнитной анизотропии данного материала, и, по-видимому, отражает толщинную зависимость среднего размера антиферромагнитных кристаллитов.

Показано, что слои Cr-Mn отличает невысокая воспроизводимость микроструктуры, которая представляет собой суперпозицию изотропно ориентированных кристаллитов и фаз с кристаллической текстурой типа (110) и (200), варьирующуюся статистическим образом. Это находит отражение в значительной неконтролируемой вариации коэрцитивной силы и поля обменного смещения. Применение нагрева подложки как способа увеличения размера кристаллитов улучшило воспроизводимость свойств пленок, но привело к ослаблению эффекта обменного смещения, которое, по-видимому, связано с композиционно-структурными изменениями межслойного интерфейса.

Исследования проведены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-22-00814 <https://rscf.ru/project/22-22-00814/>). ФГАОУВО Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Свердловская обл.)

Нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gomonay E.V., Loktev V.M. Spintronics of antiferromagnetic systems // *Low Temperature Phys.* 2014. V. 40. № 1. P. 17–35.
2. Morales R., Flores A. N., Vargas N. M., Giuliani J., Schuller I.K., Monton C. Ultradense Arrays of Sub-100

nm Co/CoO Nanodisks for Spintronics Applications // *ACS Appl. Nano Mater.* 2020. V. 3. № 5. P. 4037–4044.

3. Xiong D., Jiang Y., Shi K., Du A., Yao Y., Guo Z., Zhu D., Cao K., Peng S., Cai W., Zhu D., Zhao W. Antiferromagnetic spintronics: An overview and outlook // *Fundamental Research.* 2022. V. 2. P. 522–534.
4. Radu F., Zabel H. Exchange bias effect of ferro-/antiferromagnetic heterostructures // *Magnetic Heterostructures: Advances and Perspectives in Spinstructures and Spintransport.* 2008. P. 97–184.
5. Nogué J., Schuller I.K. Exchange bias // *J. Magn. Magn. Mater.* 1999. V. 192. № 2. P. 203–232.
6. O'Grady K., Sinclair J., Elphick K., Carpenter R., Vallejo-Fernandez G., Probert M.I.J., Hirohata A. Anisotropy in antiferromagnets // *J. Appl. Phys.* 2020. V. 128. № 4. P. 040901.
7. 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. 322. № 8. P. 883–899.
8. Maki S., Adachi K. Antiferromagnetism and Weak Ferromagnetism of Disordered bcc Cr–Mn Alloys // *J. Phys. Soc. Japan.* 1979. V. 46. № 4. P. 1131–1137.
9. Venkatraman M., Neumann J.P. The Cr–Mn (Chromium–Manganese) system // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams.* 1986. V. 7. № 5. P. 457–462.
10. Feng W., Choi J., Dung D.D., Cho S., Hao X. Structural and magnetic phase diagrams of epitaxial Cr–Mn alloy thin films // *J. Appl. Phys.* 2010. V. 108. № 7. P. 073915.
11. Soeya S., Hoshiya H., Fuyama M., Tadokoro S. Exchange coupling between ferromagnetic fcc Ni₈₁Fe₁₉ and antiferromagnetic bcc CrMnPt films // *J. Appl. Phys.* 1996. V. 80. № 2. P. 1006–1011.
12. Xi H., White R.M. Exchange coupling of NiFe/CrMnPt_x bilayers prepared by a substrate bias sputtering method // *J. Appl. Phys.* 2000. V. 87. № 1. P. 410–415.
13. Soeya S., Hoshiya H., Arai R., Fuyama M. Effect of metallic additives (M) on the exchange coupling of antiferromagnetic CrMnM_x films to a ferromagnetic Ni₈₁Fe₁₉ film // *J. Appl. Phys.* 1997. V. 81. № 9. P. 6488–6490.
14. Васильковский В.О., Фещенко А.А., Москалев М.Е., Лепаловский В.Н., Кравцов Е.А., Горьковенко А.Н. Влияние буферных покрытий на структурное состояние и магнитные свойства пленок (Cr–Mn)/Fe // *Журнал технич. физики.* 2023. Т. 93. № 5. С. 679–686.
15. Фещенко А.А., Москалев М.Е., Горьковенко А.Н., Лепаловский В.Н., Степанова Е.А., Кравцов Е.А., Васильковский В.О. Особенности проявления антиферромагнетизма сплава Cr–Mn в составе пленочных композиций типа (Cr–Mn)/Fe // *ФТТ.* 2023. Т. 65. № 6. С. 961–966.
16. Radu F., Zabel H. Exchange bias effect of ferro-/antiferromagnetic heterostructures // *Magnetic Heterostructures: Advances and Perspectives in Spinstructures and Spintransport.* 2008. P. 97–184.

17. *Vas'kovskiy V.O., Kudyukov E.V., Svalov A.V., Balymov K.G., Maltseva V.E.* Magnetic structure and macroscopic magnetic properties of $\text{Gd}_{100-x}\text{Co}_x$ films: Changing x from 0 to 100 // *J. Magn. Magn. Mater.* 2023. V. 565. P. 170254.
18. *Tsunoda M., Takahashi H., Takahashi M.* Systematic Study for Magnetization Dependence of Exchange Anisotropy Strength in Mn–Ir/FM (FM = Ni–Co, Co–Fe, Fe–Ni) Bilayer System // *IEEE Trans. Magn.* 2009. V. 45. № 10. P. 3877–3880.
19. *Juraszek J., Fassbender J., Poppe S., Mewes T., Hillebrands B., Engel D., Kronenberger A., Ehresmann A., Schmoranzer H.* Tuning exchange bias and coercive fields in ferromagnet/antiferromagnet bilayers with ion irradiation // *J. Appl. Phys.* 2002. V. 91. № 10. P. 6896–6898.
20. *Smilgies D.M.* Scherrer grain-size analysis adapted to grazing-incidence scattering with area detectors // *J. Appl. Crystal.* 2009. V. 42. № 6. P. 1030–1034.
21. *Васьковский В.О., Кандаурова Г.С., Лепаловский В.Н., Сорокин А.Н., Тейтель Е.И., Щёголева Н.Н.* Особенности электрических, магнитоэлектрических свойств и микроструктура плёнок пермаллоя // *Металлофизика.* 1991. Т. 13. № 6. С. 107–115.