05,08

Влияние легирования W, Cu и Pt антиферромагнетика Cr-Mn на его магнитную анизотропию и эффект обменного смещения в пленочных композитах типа ферромагнетик/антиферромагнетик на его основе

© А.А. Фещенко, М.Е. Москалев, С.В. Семенова, А.А. Юшков, А.Н. Горьковенко, В.Н. Лепаловский, В.О. Васьковский

Уральский федеральный университет,
Екатеринбург, Россия

E-mail: a.a.feshchenko@urfu.ru

Поступила в Редакцию 6 марта 2026 г.
В окончательной редакции 9 марта 2026 г.
Принята к публикации 13 марта 2026 г.

Представлены результаты систематического исследования структуры и гистерезисных свойств пленочных композитов на основе антиферромагнетика Cr-Mn, легированного W, Cu и Pt. С использованием этих данных выполнена количественная оценка концентрационных зависимостей константы магнитной анизотропии пленок сплавов Cr-Mn-M (M = W, Cu, Pt). Установлено, что малая степень легирования (до 5 at.%) во всех трех случаях приводит к росту магнитной анизотропии, а последующее увеличение концентрации легирующих элементов — к ее уменьшению, характер которого отражает особенности микроструктуры пленок с разными M. Найдены и обсуждаются характерные изменения, вносимые легированием в ход температурных зависимостей поля обменного смещения в композитах (Cr-Mn-M)/$Fe_{20}Ni_{80}$.

Ключевые слова: антиферромагнетик, ферромагнетик, слоистость, состав, легирование, магнитная анизотропия, толщина, температура, коэрцитивная сила, обменное смещение.

DOI: 10.61011/FTT.2026.07.63652.16HH

1. Введение

В последние годы возрос интерес к антиферромагнитным материалам как к составляющим функциональных сред для устройств спинтроники [1,2]. Однако методы характеризации антиферромагнетиков, особенно в тонкопленочном состоянии, ограничены отсутствием спонтанной намагниченности. В ряде работ в качестве индикатора магнитного состояния антиферромагнетика используют прилегающий к нему ферромагнитный слой [3,4]. За счет обменной связи между слоями присутствие антиферромагнетика отражает гистерезисные свойства ферромагнитного слоя, а именно, повышенная коэрцитивная сила H_c и наличие смещения петли гистерезиса по оси магнитного поля на величину H_{ex} (поле обменного смещения) [5,6]. Благодаря последнему, такие системы как ферромагнетик/антиферромагнетик представляют интерес для практического применения в качестве элементов спиновых клапанов [7].

Наиболее привлекательными функциональными свойствами, в первую очередь, высокой температурой Нееля, обладают антиферромагнитные сплавы на основе Mn, такие как Ir-Mn, Pt-Mn, Fe-Mn [8,9]. Антиферромагнетики Ir-Mn и Pt-Mn, обладают достаточно высокой температурой Нееля и сильной магнитной анизотропией, а в системах антиферромагнетик/ферромагнетик на их основе реализуется эффект обменного смещения [6,10–11]. Сплавы Fe-Mn и Ni-Mn несколько уступают им в данных характеристиках [9,12,13]. Данные антиферромагнетики достаточно хорошо изучены в тонкопленочном состоянии. Высокотемпературный антиферромагнетизм наблюдался в сплавах на основе хрома, к примеру Cr-Al и Cr-Ga [14,15]. Отдельный интерес представляют собой сплавы системы Cr-Mn, включающие два антиферромагнитных металла [16,17]. Согласно ряду исследований они характеризуются высокой температурой магнитного упорядочения (до 600 K) и сравнительно низкой кристаллической магнитной анизотропией [18]. Последнее обстоятельство негативно отражается на закрепляющих свойствах антиферромагнитного слоя в пленочных композитах тапа антиферромагнетик/ферромагнетик. Известно, что магнитной анизотропией можно управлять за счет легирования, которое может приводить к изменению микроструктуры, константы кристаллической магнитной анизотропии K_a антиферромагнитного материала и эффективности межслойного обмена [19]. Работ, посвященных легированию антиферромагнетиков, довольно мало, но эффективность данного метода была продемонстрирована в работе [20], исследовавшей влияние легирования Pd-Mn платиной на магнитные свойства пленок Ni-Fe/Pd-Pt-Mn/Ta.

Ранее в работе [21] рассматривалась возможность добавления в состав антиферромагнетика Cr-Mn вольфрама, что не способствовало усилению закрепляющей способности антиферромагнитных кристаллитов. При

этом толщинные зависимости гистерезисных свойств позволили предполагать определенный рост константы анизотропии антиферромагнетика на фоне возможного ослабления эффективности межслойной обменной связи, в том числе из-за изменения морфологии межслойного интерфейса. Тем не менее однозначного ответа о влиянии W на константу магнитной анизотропии сплава Cr-Mn и температурные свойства композитов ферромагнетик/антиферромагнетик на его основе в рамках представленного в работе исследования дано не было.

В некоторых работах рассматривают сплав Cr-Mn-Pt как перспективный антиферромагнетик для систем, реализующих эффект обменного смещения [22,23]. В работе [24] изучается возможность легирования Cr-Mn другими элементами платиновой группы и медью. Однако в них не делается акцент на магнитной анизотропии антиферромагнетика и роли легирования в формировании микроструктуры и гистерезисных свойств композита антиферромагнетик/ферромагнетик. Данная работа имеет целью установить закономерности изменения микроструктуры и количественно описать магнитную анизотропию пленок Cr-Mn, легированных W, Cu или Pt.

2. Методика эксперимента

Для данного исследования методом магнетронного распыления на установке AJA ATC Orion-8 в атмосфере Ar (99.999 %) при давлении $2 \cdot 10^3$ Torr на покровных стеклах Corning размерами $25 \times 25 \times 0.2\,\mathrm{mm}^3$ были получены тонкопленочные композиты следующей конфигурации стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{100-x}M_x(L)$/$Fe_{20}Ni_{80}$(10)/Ta(5) и стекло/Ta/$(Cr_{70}Mn_{30})_{100-x}M_x(L)$/Ta(5), где в скобках указаны толщины соответствующих слоев в нанометрах, включая варьируемую толщину антиферромагнитного слоя L. Концентрация легирующей добавки изменялась в пределах $0 \le x \le 30$ at.%.

Исследования кристаллической структуры и микроструктуры выполнены на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JAM-2100 с ускоряющим напряжением до 200 kV. Для этого были дополнительно получены пленочные композиты на кристаллах NaCl площадью $5 \times 5\,\mathrm{mm}^2$, которые перед проведением наблюдений растворялись в воде. Для аттестации пленок по толщине использовался стилусный профилометр Veeco Dektak 150. Состав антиферромагнитного слоя задавался настройкой мощности, подаваемой на соответствующие мишени, и контролировался с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра Rigaku Nanohunter и энергодисперсионной опции микроскопа JEOL JAM-2100. Для изучения гистерезисных характеристик пленочных композитов при комнатной температуре использовался Керр-магнитометр EvicoMagnetics; температурные измерения выполнены на вибрационном магнитометре Lake Shore Cryotronics 7407 и измерительном комплексе Quantum Design PPMS DynaCool.

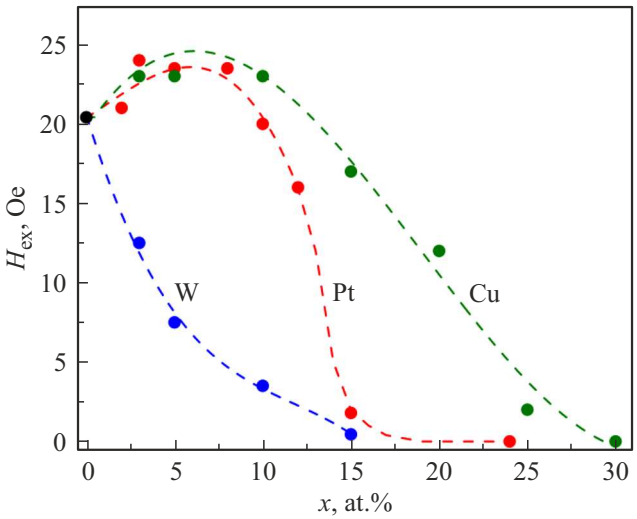


Рис. 1. Зависимости поля обменного смещения H_{ex} пленочных композитов стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{100-x}M_x$(50)/$Fe_{20}Ni_{80}$(10)/Ta(5) от концентрации x легирующих элементов M = W, Pt, Cu, измеренные при комнатной температуре. Черной точкой обозначено характерное значение H_{ex} для пленок без легирующего элемента в составе

3. Результаты экспериментов и их обсуждение

Как отмечалось выше, один из подходов к описанию свойств антиферромагнитных слоев в составе композитов типа ферромагнетик/антиферромагнетик исходит из анализа гистерезисных свойств ферромагнитного слоя. Следуя ему, на рис. 1 представлены зависимости поля обменного смещения от концентрации легирующих добавок $H_{ex}(x)$ для пленок трех вариантов, полученных в рамках настоящего исследования. Видно, что они заметно различаются между собой как количественно, так и качественно. А именно, введение в Cr-Mn меди или платины вызывает примерно одинаковое увеличение H_{ex} в диапазоне концентраций $5 \le x \le 10$ at.%, что хорошо коррелирует с соответствующими литературными данными. При большем содержании допантов в том и другом случаях имеет место уменьшение H_{ex}, но происходит оно с разной скоростью. Для пленок со слоем Cr-Mn-Pt реализуется более резкое изменение $H_{ex}(x)$, чем в пленках со слоем Cr-Mn-Cu. По нашему мнению, это связано с различием в структурном состоянии слоев, легированных Pt и Cu, о котором можно судить по соответствующим ПЭМ-изображениям и электронограммам, представленным на рис. 2. Как видно, Pt является эффективным аморфизатором Cr-Mn и вызывает практически полную деградацию кристаллической решетки при $x \sim 15$ at.%. В то же время Cu не приводит к сколько-нибудь заметной модификации исходной структуры. Заметим, Cu и Pt схожи как по типу кристаллической структуры (ГЦК), так и по атомным параметрам. Поэтому причина аномально агрессивного

действия платины не лежит на поверхности и требует специального изучения. На данном же этапе можно констатировать, что снижение H_{ex} в композитах со слоями Cr-Mn-Cu, скорее всего, связано с уменьшением количества магнитоактивных атомов на межслойном интерфейсе, а в композитах со слоями Cr-Mn-Pt к этому добавляется фактор разрушения кристаллической магнитной анизотропии.

Существенно иную зависимость $H_{ex}(x)$ демонстрируют композиты со слоями Cr-Mn-W. В них наблюдается монотонное и довольно резкое уменьшение поля обменного смещения. Но аморфизации антиферромагнитного слоя, как в случае с Pt, при этом не происходит. Напротив, увеличение концентрации W способствует структурной консолидации, выражающейся в объединения отдельных кристаллитов в группы с близкой ориентацией кристаллографических осей (см. рис. 2, *g*). При этом средний латеральный размер отдельных кристаллических элементов D в таких макрокрокристаллах практически не изменяется с увеличением x. Как и в нелегированных пленка Cr-Mn он составляет около 40 nm.

Анализируя гистерезисные свойства пленочных композитов типа ферромагнетик/антиферромагнетик, можно опираться на так называемую „поликристаллическую“ модель эффекта обменного смещения [25]. В ней стабильность антиферромагнитных кристаллитов при фиксированной температуре, определяется их энергией анизотропии E_a, представляющей собой произведение константы анизотропии антиферромагнетика K_a и объема кристаллита V_m. В соответствии с этим вектор антиферромагнетизма кристаллитов большого объема устойчив к воздействию со стороны ферромагнетика при его перемагничивании. Такие кристаллиты вносят вклад в поле обменного смещения. Вектор антиферромагнетизма мелких кристаллитов переключается при изменении намагниченности ферромагнитного слоя. Это не дает смещения петли гистерезиса ферромагнетика, но приводит к увеличению его коэрцитивной силы по сравнению со свободным состоянием.

В рамках „поликристаллической“ модели, в частности, находят объяснение характерные зависимости поля обменного смещения от толщины антиферромагнитного слоя [26,27], примеры которых для композитов, исследуемых в данной работе, представлены на рис. 3. Известно [28], что отличительной чертой пленок 3d-металлов, полученных магнетронным распылением, является столбчатая микроструктура. Предполагая, что каждый элемент такой микроструктуры (столбик) представляет собой отдельный кристаллит, объем последнего можно определить как $V_m = S_a L$, где S_a — площадь основания столбика, а L — его высота, совпадающая с толщиной антиферромагнитного слоя. Таким образом, варьирование L, обеспечивающее изменение объема антиферромагнитных кристаллитов, напрямую влияет на их устойчивость к переключению. Действительно, эксперимент показывает (см. рис. 3, *b*), что тонкие слои вообще не способны реализовать закрепление ферримагнитного слоя. Эффект обменного смещения возникает, и H_{ex} быстро возрастает при толщине, превышающей некоторое критическое значение L_c. Далее H_{ex} стабилизируется, что можно рассматривать как свидетельство перехода большинства антиферромагнитных кристаллитов, находящихся в обменной связи с ферромагнитным слоем, в устойчивое состояние.

Величина L_c зависит не только от объема антиферромагнитных кристаллитов, но и от константы кристаллической анизотропии антиферромагнетика. Применительно к цели данной работы это позволяет использовать зависимости $H_{ex}(L)$ для качественного анализа влияния легирования на магнитную анизотропию пленок Cr-Mn. На рис. 3, *b* такие зависимости представлены для композитов с 5 %-м легированием (кривые *1*–*3*). Сравнивая их с аналогичной зависимостью нелегированного композита (кривая *4*), можно заключить, что общий характер кривых $H_{ex}(L)$ при легировании слоя Cr-Mn не изменился, но они сдвинулись в сторону меньших толщин, то есть критическая толщина L_c. уменьшилась. При сопоставимом размере кристаллитов (данные электронной микроскопии) это может свидетельствовать об увеличение константы анизотропии антиферромагнетика при легировании всеми тремя элементами. Зависимости коэрцитивной силы от толщины антиферромагнитного слоя, представленные на рис. 3, *a*, показывают более резкий рост H_c в легированных композитах, что также укладывается в рамки „поликристаллической“ модели в предположении об увеличении константы кристаллографической анизотропии Cr-Mn при легировании.

Представленный качественный анализ дает лишь общее представление о закономерностях изменений свойств антиферромагнетика Cr-Mn при легировании. Очевидно, что для сопоставительного изучения влияния каждого из использованных допантов на кристаллическую магнитную анизотропию нужно ее количественное описание. Для этого нами была использована методика оценки константы анизотропии антиферромагнетиков, предложенная учеными из университета Йорка [29] и известная как Йорк-протокол измерений. Модель, стоящая за данной методикой, представляет антиферромагнетик как совокупность кристаллитов, каждый из которых обладает индивидуальной температурой блокировки T_b, характеризующей состояние баланса между энергией анизотропии кристаллита и энергией тепловых флуктуаций вектора антиферромагнетизма. Первый подготовительный шаг данного протокола заключается в выдержке пленочного композита ферромагнетик/антиферромагнетик при температуре близкой к температуре блокировки антиферромагнетика (в нашем случае 440 K) в магнитном поле H_{FC}, превышающем поле насыщения ферромагнитного слоя (5 кЭ), в течение времени, достаточном для протекания релаксационных процессов (30 min). Затем образец охлаждается температуры измерений T_m, выбранной в нашем случае равной 100 K, в том же поле H_{FC}. Цель данного шага —

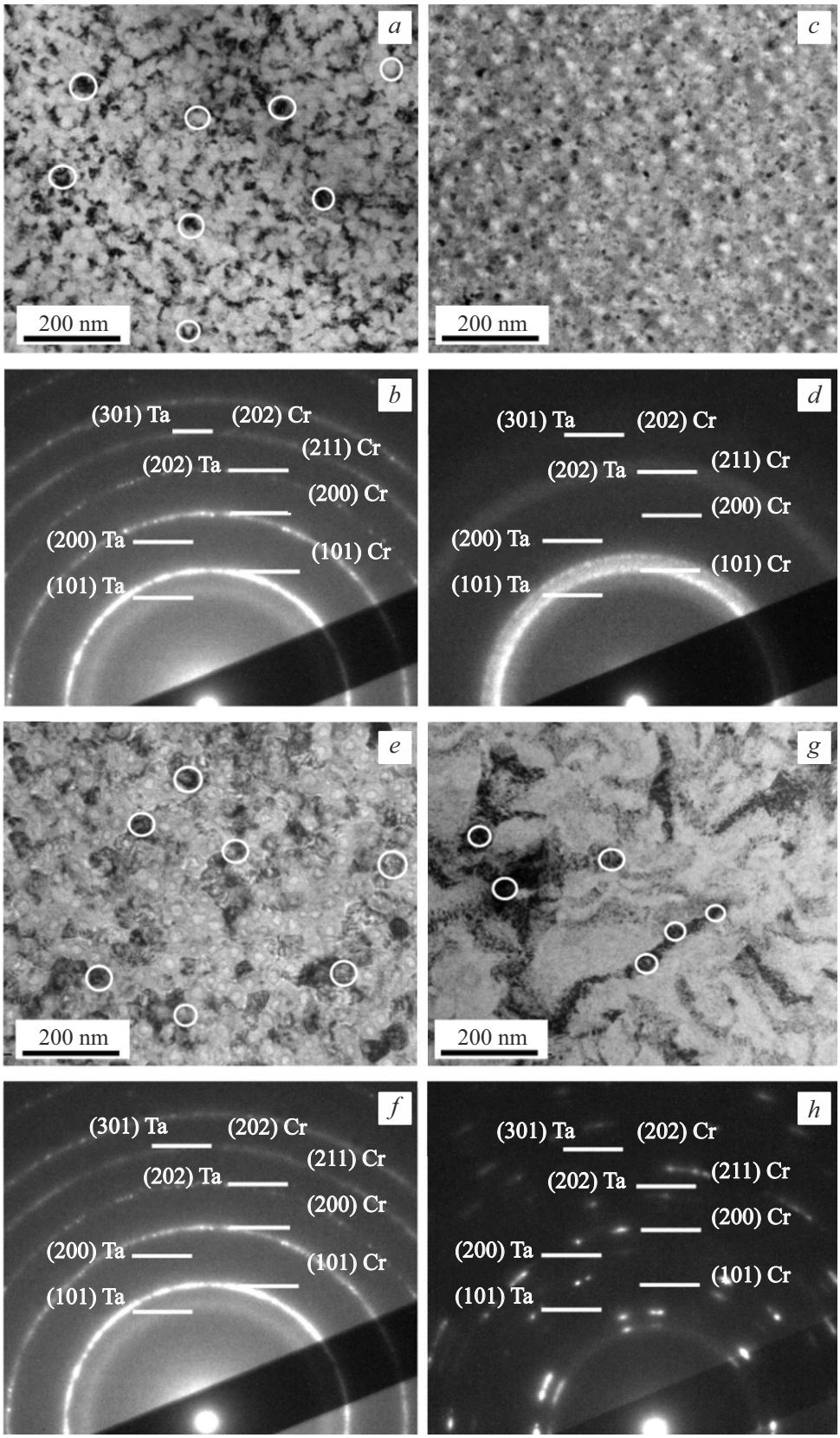


Рис. 2. ПЭМ-изображения (a, c, e, g) и электронограммы (b, d, f, h) пленок Ta/$(Cr_{70}Mn_{30})_{85}M_{15}$/Ta, M = Pt (c, d), Cu (e, f), W (g, h) и пленки Ta/$Cr_{70}Mn_{30}$/Ta (a, b). Белыми окружностями обозначены типичные элементы структуры, идентифицирующиеся как отдельные кристаллиты

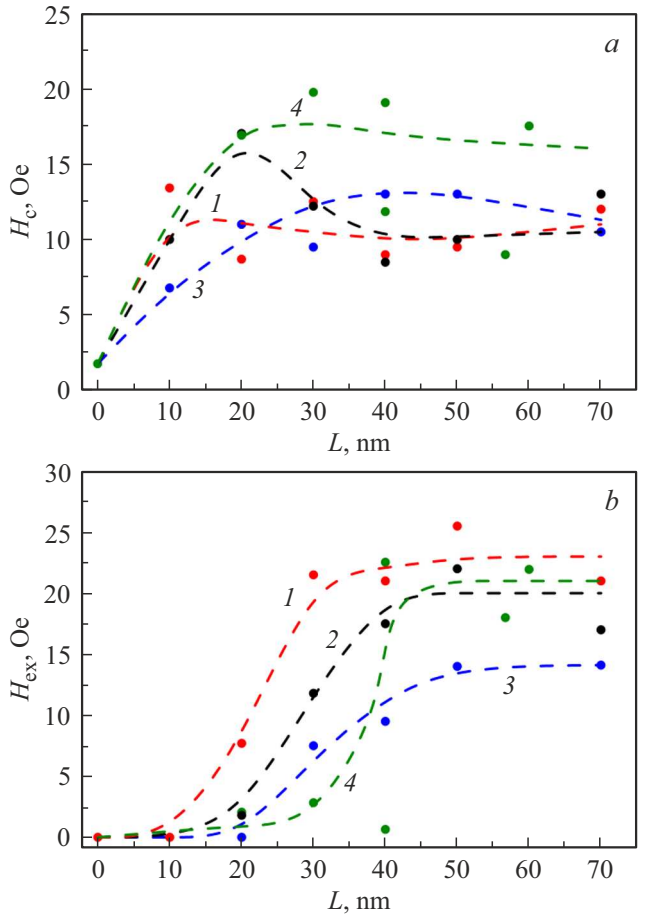


Рис. 3. Зависимости коэрцитивной силы H_c (a) и поля обменного смещения H_{ex} (b) от толщины антиферромагнитного слоя L для пленочных композитов стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{95}M_5(L)$/$Fe_{20}Ni_{80}(10)$/Ta(5) с разными M: кривые *1* — Pt; кривые *2* — Cu; кривые *3* — W. Кривые *4* отражают свойства образца стекло/Ta(5)/$Cr_{70}Mn_{30}(L)$/$Fe_{20}Ni_{80}(10)$/Ta(5).

установить максимально однородную обменную связь между антиферромагнитными кристаллитами и ферромагнитным слоем. Далее образец нагревается до температуры активации T_{act} в магнитном поле обратного знака ($-H_{FC}$). После выдержки в течение tact образец вновь охлаждается до T_m в этом же поле, и измеряется петля гистерезиса. В результате такой процедуры происходит переключение вектора антиферромагнетизма кристаллитов с температурой блокировки $T_b = T_{act}$, что проводит к уменьшению поля обменного смещения H_{ex}. Эта операция после многократного повторения дает зависимость $H_{ex}(T_{act})$. При этом значению, полученному после первоначального охлаждения, присваивается $T_{act} = T_m$. Полученная зависимость позволяет определить медианную температуру блокировки $\langle T_b \rangle$, то есть температуру, при которой H_{ex} становится равным нулю. Зная характерную частоту переключения магнитных моментов f_0, которая принята равной $2.1 \cdot 10^{12}$ Hz [30], и время выдержки τ_{act} при T_{act}, можно рассчитать константу анизотропии по формуле [29]:

$$K_a(\langle T_b \rangle) = \frac{\ln(f_0 \cdot t_{act}) \cdot k_B \cdot \langle T_b \rangle}{V_m}, \qquad (1)$$

где k_B — постоянная Больцмана, V_m — средний объем кристаллитов.

В рамках данного исследования Йорк-протокол был реализован на трех сериях образцов — стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{95}M_x(30)$/$Fe_{20}Ni_{80}(10)$/Ta(5), где M = W, Pt, Cu, с использованием вибрационного магнитометра. Время выдержки при температуре активации составляло $\tau_{act} = 30$ min. Объем антиферромагнитных кристаллитов оценивался исходя из представлений о столбчатой микроструктуре антиферромагнитного слоя. В соответствии с этим отдельные кристаллиты представлялись в форме цилиндров с высотой, равной толщине слоя L, и диаметром D, определенным по данным ПЭМ. На рис. 4 представлены типичные зависимости $H_{ex}(T_{act})$ для образцов с $x = 5$. Для наглядности здесь сохранен знак поля смещения петель гистерезиса, тогда как в иных случаях (рис. 1, 3, 5, 6) представляется модуль H_{ex}. Видно, что во всех случаях имеет место монотонное увеличение поля обменного смещения. В рамках „поликристаллической“ модели это означает, что по мере увеличения T_{act} все большее число антиферромагнитных кристаллитов меняют знак вклада в H_{ex}. В соответствии с теоретической моделью, лежащей в основе Йорк-протокола [29,30], производная кривой $H_{ex}(T_{act})$ характеризует распределение антиферромагнитных кристаллитов по температурам блокировок. При $T_{act} = \langle T_b \rangle$, называемой медианной температурой блокировки, вклады в H_{ex} от части кристаллитов, чьи T_b лежат ниже, либо равны $\langle T_b \rangle$, и части, чьи T_b лежат выше $\langle T_b \rangle$, уравновешиваются.

В таблице 1 приведены значения $\langle T_b \rangle$, определенные по представленным экспериментальным графикам, и константы анизотропии K_a, рассчитанные по формуле (1). Из этих данных следует, что легирование сплава Cr-Mn 5 at.% W или Cu привело к определенному росту (около 10 %) константы анизотропии, что, в частности, нашло отражение в уменьшении L_c на зависимостях $H_{ex}(L)$, обсужденном выше (рис. 3). При добавлении 5 at.% Pt константа анизотропии возросла вдвое. Однако порядок величины K_a остается меньше, чем у таких

Таблица 1. Значения медианных температур блокировки и констант магнитной анизотропии композитов Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{95}M_5(30)$/$Fe_{20}Ni_{80}(10)$/Ta(5)

Величины	Легирующая примесь			
	–	W	Cu	Pt
$\langle T_b \rangle$, K	265	210	230	420
K_a, 10^4 erg/cm^3	2.6	2.9	3.0	5.5
T_b, K	480	400	520	530

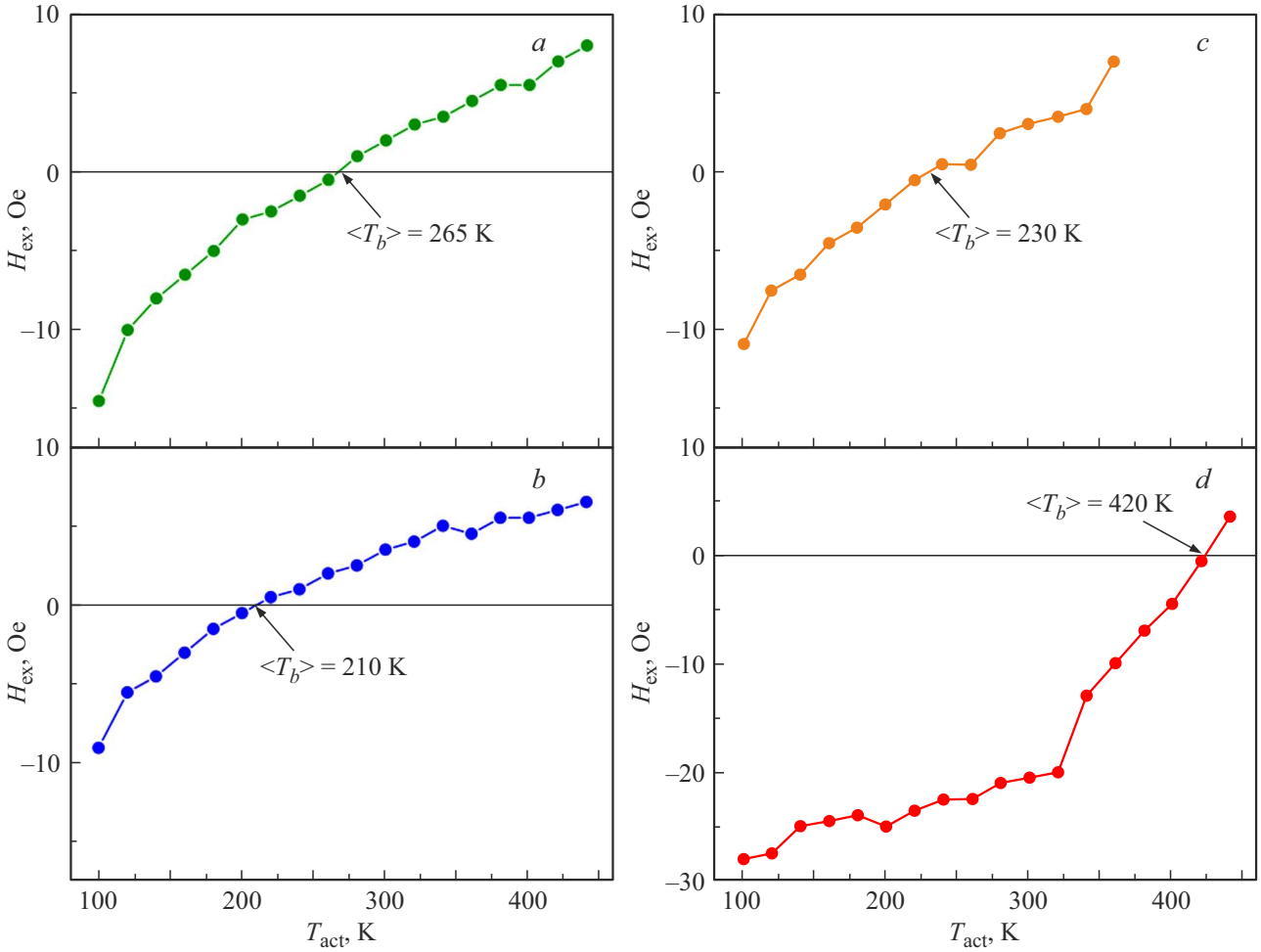


Рис. 4. Зависимости поля обменного смещения H_{ex} от температуры активации T_{act} для пленочных композитов стекло/Ta(5)/$Cr_{70}Mn_{30}$(30)/$Fe_{20}Ni_{80}$(10)/Ta(5) (*a*) и стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{95}M_5$(30)/$Fe_{20}Ni_{80}$(10)/Ta(5), где M = W (*b*), Cu (*c*), Pt (*d*). Стрелками обозначена медианные температуры блокировки $\langle T_b \rangle$

антиферромагнетиков, как Ir-Mn ($5.5 \cdot 10^6$ erg/cm^3) [29] и Fe-Mn ($1.3 \cdot 10^6$ erg/cm^3) [31].

Вариант легирования антиферромагнитного слоя Cu, отличающийся наиболее широким концентрационным диапазоном, в котором наблюдается обменное смещение (см. рис. 1), проанализирован нами подробней. В таблице 2 приведены значения константы анизотропии, полученные при варьировании концентрации допанта в пределах 0–30 at.%. Видно, что зависимость $K_a(x)$ немонотонна, и максимум константы анизотропии приходится на довольно широкую область составов 5–15 at.%. В этом отношении потенциал других легирующих элементов представляется нереализованным в силу значительных изменений в микроструктуре, происходящих при легировании.

В целом можно заключить, что, примененное легирование, как и ожидалось, привело к усилению кристаллической магнитной анизотропии антиферромагнитного сплава Cr-Mn при относительно небольшом содержании допантов. Но учитывая величины константы анизотропии, сплав Cr-Mn, как в бинарном, так и в легированных W, Cu или Pt вариантах, следует отнести к слабо анизотропным антиферромагнетикам.

Таблица 2. Значения константы магнитной анизотропии композитов Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{100-x}Cu_x$(30)/$Fe_{20}Ni_{80}$(10)/Ta(5)

Величины	x, at.%				
	0	5	15	25	30
K_a, 10^4 erg/cm^3	2.6	3.0	3.0	1.2	1.0

Отдельный интерес представляют температурные зависимости гистерезисных свойств легированных композитов, приведенные на рис. 5. Измерения выполнены при монотонном увеличении температуры из исходного состояния, полученного путем охлаждения образцов до $T = 5$ K в магнитном $H_{FC} = 5$ kOe. Петли гистерезиса, по которым находились величины коэрцитивной силы и поля смещения, при каждой температуре измерялись

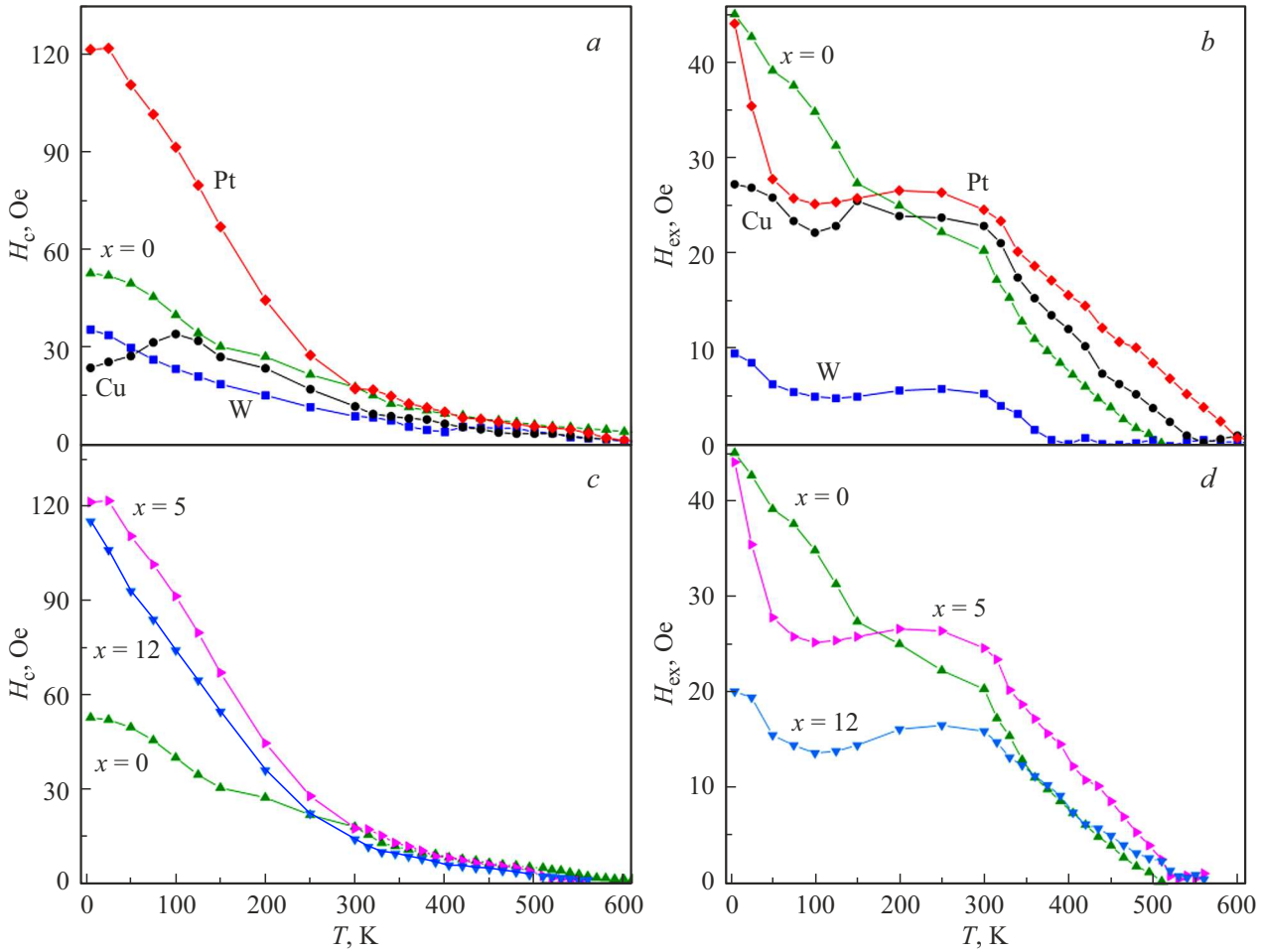


Рис. 5. Температурные зависимости коэрцитивной силы H_c (a, c) и поля обменного смещения H_{ex} (b, d) в пленочных композитах стекло/Ta(5)/$Cr_{70}Mn_{30}$(50)/$Fe_{20}Ni_{80}$(10)/Ta(5), стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{85}M_5$(50)/$Fe_{20}Ni_{80}$(10)/Ta(5), где M = W, Cu, Pt (a, b) и пленках стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{100-x}Pt_x$(50)/$Fe_{20}Ni_{80}$(10)/Ta(5) с различной концентрацией Pt (c, d).

после двукратного предварительного перемагничивания образцов в магнитном поле с амплитудой 5 kOe. Из представленных зависимостей $H_{ex}(T)$ видно, что легирование Pt и Cu привело к увеличению макроскопической температуры блокировки T_b, выше которой обменное смещение исчезает. Это естественно связать с ростом K_a (см. таблица 1). Уменьшение T_b при добавке вольфрама, вероятно, связано со специфическими изменениями в микроструктуре пленок, отмечавшимися выше.

Согласно „поликристаллической“ модели антиферромагнетика в процессе понижения температуры все большее число относительно мелких кристаллитов переходят в разряд устойчивых и начинает вносить вклад в H_{ex}. При этом растет магнитная устойчивость и более мелких кристаллитов, которые по-прежнему переключаются совместно с прилежащим ферромагнитным слоем, внося вклад в H_c [25]. Это объясняет монотонное снижение H_c и H_{ex} по мере роста температуры для пленок на основе бинарного сплава Cr-Mn. Однако в после легировании Cr-Mn зависимости $H_{ex}(T)$ претерпеваю качественно изменение. На них в области температур $T \leq 200$ K вне зависимости от сорта добавки появляется выраженный локальный минимум (рис. 5, b), который сохраняется при вариации содержания допантов в пределах, соответствующих наличию обменного смещения (см. рис. 5, d). При этом небольшие особенности обнаруживаются и на зависимостях $H_c(T)$ (см. рис. 5, a, b).

Диапазон температур, в котором существует эффект обменного смещения в исследуемых композитах, не отмечен какими-либо изменениями в кристаллической структуре, за исключением области $T > 500$, в которой возможна межслойная атомная диффузия [32]. Трактовка обнаруженной закономерности в рамках простой „поликристаллической“ модели антиферромагнетика затруднительна. Возможно, в антиферромагнетике Cr-Mn при легировании возникают, как минимум, две закрепляющие фазы, каждая из которых обладает определенным распределением по размеру кристаллитов и температурам их активации [34–36]. Вторая, низкотемпературная фаза предположительно является подобием спинового стекла, образующегося в результате неизбежного пере-

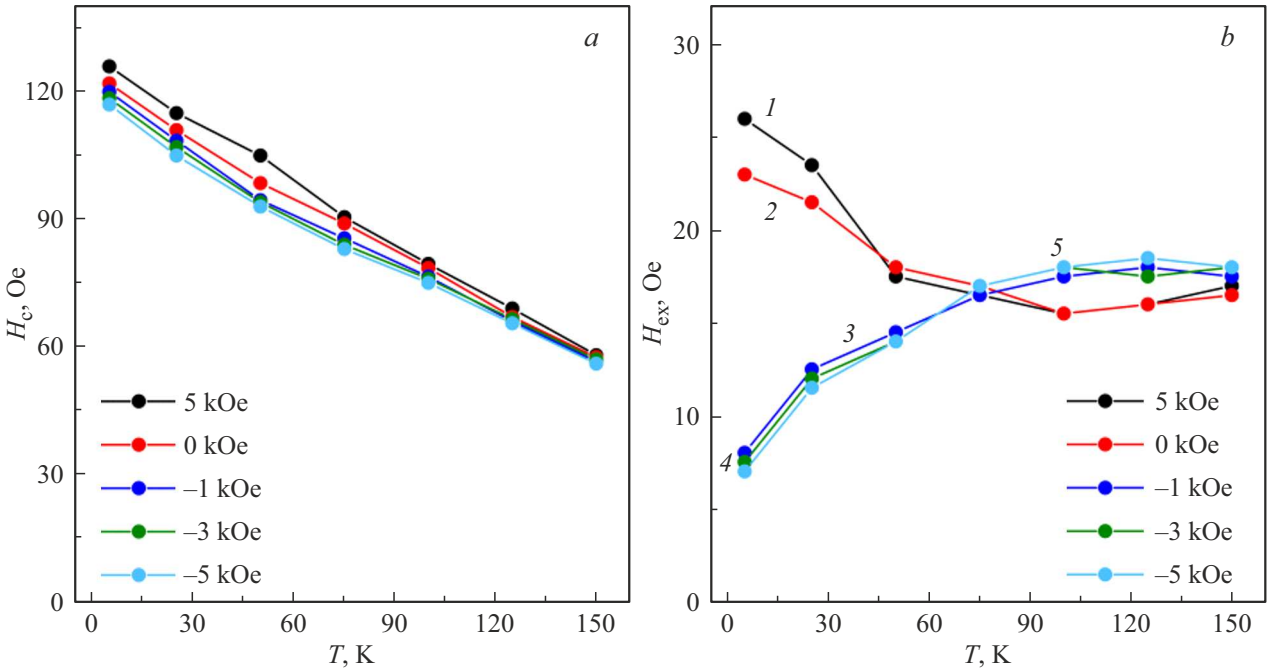


Рис. 6. Температурные зависимости коэрцитивной силы H_c (a) и поля обменного смещения H_{ex} (b) пленочного композита стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{88}Pt_{12}(50)$/$Fe_{20}Ni_{80}(10)$/Ta(5), полученные после охлаждения в различных магнитных полях.

мешивания слоев и конкурирующих обменных взаимодействий.

На рис. 6 представлены результаты экспериментов, в которых пленочный композит стекло/Ta(5)/$(Cr_{70}Mn_{30})_{88}Pt_{12}(50)$/$Fe_{20}Ni_{80}(10)$/Ta(5) охлаждался от температуры 150 K до температуры 5 K при приложении внешнего магнитного поля разного знака и напряженности, после чего измерялись петли гистерезиса при последовательном увеличении температуры вновь до 150 K. На кривой *1*, соответствующей охлаждению в поле 5 kOe, с увеличением температуры значение H_{ex} уменьшается до локального минимума при $T \sim 100$ K, далее идет область небольшого роста H_{ex}. По-видимому, обе фазы после охлаждения обеспечивают смещение одного знака, а с ростом T вклад низкотемпературной фазы ослабевает. Аналогичная ситуация наблюдается и при охлаждении в поле 0 erg (кривая *2*). При охлаждении в отрицательных полях изменяется направление вектора намагниченности ферромагнитного слоя, из-за чего изменяется знак вклада низкотемпературной фазы. Таким образом, реализуется ситуация, когда две закрепляющие фазы дают вклад в поле смещения разного знака. Это приводит к тому, что H_{ex}, изначально меньше, чем в случае охлаждения в положительном поле, растет, так как вклад низкотемпературной фазы уменьшается, а вклад высокотемпературной фазы изменяется слабо. Характерно, что изменение величины охлаждающего поля практически ничего не меняет. Это позволяет предположить, что внешнее поле влияет на низкотемпературную закрепляющую фазу не напрямую, а через ферромагнитный слой, задавая направление его намагниченности. По-видимому, низкотемпературная фаза дезактивируется при $T \sim 100$ K, выше которой величины H_{ex}, полученные после охлаждения образцов в полях разного знака, становятся близкими.

Коэрцитивная сила ведет себя схоже во всех реализованных сценариях, так как она, в первую очередь, связана со спиновыми кластерами и кристаллитами, энергии анизотропии которых недостаточна для закрепления ферромагнитного слоя, то есть их магнитное состояние не зависит от H_{FC}. Однако рост H_{ex}, имеющий место для легированных образцов в интервале температур от 100 K до 200 K (см. рис. 5, *b*, *d*), не имеет простой интерпретации даже в предположении структурной неоднофазности межслойного интерфейса. Возможно, он связан с ослаблением межслойной обменной связи. За счет этого антиферромагнитные кристаллиты становятся более устойчивыми к воздействию со стороны перемагничивающегося ферромагнетика, как следствие, в большем количестве вносят вклад в H_{ex} [25].

4. Заключение

Представленное в работе исследование рассматривает возможности усиления эффекта обменного смещения в пленочных композитах ферромагнетик/антиферромагнетик на основе антиферромагнитного сплава Cr-Mn путем его легирования W, Pt и Cu. Установлено, что легирование приводит к различной модификации микроструктуры в области больших концентраций. В области малых концентраций всех ле-

гирующих добавок ($x \leq 5$ at.%) наблюдается увеличение кристаллической анизотропии антиферромагнетика, которое описано количественно с использованием методики Йорк-протокола. При больших x легирование разными элементами вызывает различную модификацию микроструктуры антиферромагнетика: для Cu она в широком диапазоне концентраций остается неизменной; для W — характеризуется образованием высокотекстурованных кристаллитных кластеров, для Pt — аморфизуется. Это приводит к специфике концентрационного изменения поля обменного смещения в композитах, содержащих антиферромагнитные слои, легированные разными элементами. Также обнаружено, что легирование Cr-Mn приводит к выраженной немонотонности в температурных зависимостях поля обменного смещения композитов, сформированных на его основе. Предполагается, что она отражает наличие неоднофазности магнитной структуры, способной давать разнополярные вклады в поле обменного смещения.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проект № FEUZ-2024-0060.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] Z. Guo, X. Wang, W. Wang, G. Zhang, X. Zhou, Z. Cheng. Adv. Mater. **37**, *36*, 2505779 (2025).
[2] I. Žutić, J. Fabian, S. Sarma. Rev. Mod. Phys. **76**, *2*, 323 (2004).
[3] R.L. Stamps. J. Phys. D: Appl. Phys. **33**, *23*, 247 (2000).
[4] K. O'Grady, J. Sinclair, K. Elphick, R. Carpenter, G. Vallejo-Fernandez, M.I.J. Probert, A. Hirohata. J. Appl. Phys. **128**, *4*, 11 (2020).
[5] A. Hirohata, T. Huminiuc, J. Sinclair, H. Wu, M. Samiepour, G.V. Fernandez, K. O'Grady, J. Balluf, M. Meinert, G. Reiss, E. Simon, S. Khmelevskyi, L. Szunyogh, R.Y. Díaz, U. Nowak, T. Tsuchiya, T. Sugiyama, T. Kubota, K. Takanashi, N. Inami, K. Ono. J. Phys. D: Appl. Phys. **50**, *44*, 443001 (2017).
[6] K. O'grady, L.E. Fernandez-Outon, G. Vallejo-Fernandez. J. Magn. Mater. **322**, *8*, 883-899 (2010).
[7] E.V. Gomonay, V/M/ Loktev. Low Temp. Phys. **40**, *1*, 17 (2014).
[8] B.H. Rimmler, B. Pal, S.J. Parkin. Nat. Rev. Mater. **10**, *2*, 109 (2024).
[9] T. Okazaki, K. Sawaguchi, M. Homma. Mater. Trans. JIM. **41**, *9*, 1150-1153 (2000).
[10] J. McCord, R. Mattheis, D. Elefant. Phys. Rev. B. **70**, *9*, 094420 (2004).
[11] H. Yan, Z. Feng, S. Shang, X. Wang, Z. Hu, J. Wang, Z. Liu. Nat. Nanotechnol. **14**, *2*, 131-136 (2019).
[12] K.C. Chen, Y.H. Wu, K.M. Wu, J.C. Wu, L. Horng, S.L. Young. J. Appl. Phys. **101**, *9*, 09E516 (2007).
[13] T. Lin, C. Tsang, R.E. Fontana, J.K. Howard. IEEE Trans. Magn. **31**, *6*, 2585-2590 (1995).
[14] T.J. Klemmer, V.R. Inturi, M.K. Minor, J.A. Barnard. Appl. Phys. Lett. **70**, *21*, 2915-2917 (1997).
[15] C.G. Lee, K.T. Youn, K. Fukamichi. IEEE Trans. Magn. **36**, *5*, 2902-2904 (2000).
[16] R. Aidun, S. Arajs, C.A. Moyer. Phys. Status Solidi (b) **128**, *1*, 133 (1985).
[17] Y. Hamaguchi, N. Kunitomi. J. Phys. Soc. Jpn. **19**, *10*, 1849 (1964).
[18] M.E. Moskalev, A.A. Feshchenko, E.A. Kravtsov, E.V. Kudyukov, A.A. Yushkov, V.N. Lepalovskij, V.O. Vas'kovskiy. J. Magn. Magn. Mater. **596**, 171958. (2024).
[19] В.О. Васьковский, А.А. Быкова, А.Н. Горьковенко, М.Е. Москалев, В.Н. Лепаловский. ЖЭТФ **165**, *5*, 665 (2024)
[20] А.А. Фещенко, М.Е. Москалев, А.А. Юшков, С.В. Семенова, В.Н. Лепаловский, Е.А. Кравцов, В.О. Васьковский. ФТТ **67**, *6*, 1101 (2025).
[21] H. Kishi, Y. Kitade, Y. Miyake, A. Tanaka, K. Kobayashi. IEEE Trans. Magn. **32**, *5*, 3380-3382 (2002).
[22] H. Xi, R.M. White. J. Appl. Phys. **87**, *1*, 410 (2000).
[23] S. Soeya, H. Hoshiya, M. Fuyama, S. Tadokoro. J. Appl. Phys. **80**, *2*, 1006 (1996).
[24] S. Soeya, H. Hoshiya, R. Arai, M. Fuyama. J. Appl. Phys. **81**, *9*, 6488 (1997).
[25] E. Fulcomer, S.H. Charap. J. Appl. Phys. **43**, *10*, 4184 (1972).
[26] H. Xi. J. Magn. Mater. **288**, 66-73 (2005).
[27] W. Feng, J. Choi, D.D. Dung, S. Cho, X. Hao. J. Appl. Phys. **108**, *7*, 073915 (2010).
[28] M. Ramanzani, H.M. Sauer, A. Holz, R. Birringer, H. Gleiter. Z. Phys. B. **100**, *1*, 39 (1996).
[29] K. O'grady, L.E. Fernandez-Outon, G. Vallejo-Fernandez. J. Magn. Magn. Mater. **322**, *8*, 883 (2010).
[30] G. Vallejo-Fernandez, N.P. Aley, J.N. Chapman, K. O'Grady. Appl. Phys. Lett. **97**, 22 (2010).
[31] Н.А. Кулеш, М.Е. Москалев, В.О. Васьковский, Е.А. Степанова, В.Н. Лепаловский. Физика металлов и металловедение **122**, *9*, 917 (2021). [N.A. Kulesh, M.E. Moskalev, V.O. Vaskovskii, EA. Stepanova, V.N. Lepalovskii. Phys. Metals. Metallogr. **122**, *9*, 855 (2021)].
[32] V.O. Vas'kovskiy, A.N. Gorkovenko, N.A. Kulesh, V.N. Lepalovskij, M.E. Moskalev. Thin Solid Films. **764**, 139616 (2023).
[33] M.E. Moskalev, A.N. Gorkovenko, E.V. Kudyukov, V.O. Vas'kovskiy. Phys. B: Condens. Matter. **718**, 417853 (2025).
[34] V. Baltz, B. Rodmacq, A. Zarefy, L. Lechevallier, B. Dieny. Phys. Rev. B. **81**, *5*, 052404 (2010).
[35] M.P. Proenca, J. Ventura, C.T. Sousa, M. Vazquez, J.P. Araujo. Phys. Rev. B. **87**, *13*, 134404 (2013).
[36] A. Harres, J. Geshev. J. Phys.: Condens. Matter. **24**, *32*, 326004 (2012).

Редактор Ю.Э. Китаев