ИЗВЕСТИЯ РАН. СЕРИЯ ФИЗИЧЕСКАЯ, 2025, том 89, № 4, с. 522–527

УДК 537.9

ВЛИЯНИЕ СЛОЯ Al_2O_3 НА СТРУКТУРНЫЕ И ТЕМПЕРАТУРНО-ЗАВИСИМЫЕ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ ПЛЕНОК КОБАЛЬТА

© 2025 г. А. В. Кобяков*, Г. С. Патрин, В. И. Юшков*

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский федеральный университет», Красноярск, Россия
Федеральное государственное бюджетное научное учреждение Федеральный исследовательский центр «Красноярский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук» Красноярск, Россия
**E-mail: nanonauka@mail.ru*

Поступила в редакцию 15.11.2024 г.
После доработки 14.12.2024 г.
Принята к публикации 30.12.2024 г.

Изучены пленки кобальта, осажденные магнетронным методом на аморфный слой Al_2O_3. Исследованы морфологические и магнитные особенности, связанные с образованием естественно окисленной антиферромагнитной пленки на кобальте и с интерфейсом Al_2O_3/Co. Обнаружено изменение знака обменного смещения при температуре ниже 200 K, при увеличении толщины слоя кобальта более 10 нм на пленке Al_2O_3.

Ключевые слова: ферромагнитная пленка, оксид алюминия, обменное смещение, интерфейс

DOI: 10.31857/S0367676525040032, **EDN**: GSUPQQ

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы наночастицы ферромагнитных металлов нашли практическое применение в таких областях, как медицина, технологии накопления электроэнергии, электроника и спинтроника. Такие устройства, часто представляют собой многослойные структуры, как с магнитными, так и не магнитными слоями, с размерами микрометрового и нанометрового масштабов [1, 2]. В основе большого количества таких устройств лежит магнитный туннельный переход, состоящий из двух ферромагнитных слоев, разделенных диэлектриком [3, 4].

В случае сопряжения ферромагнитного и антиферромагнитного слоев, при охлаждении ниже температуры Нееля, возникает эффект обменного смещения (ЕВ). Петля гистерезиса такой структуры смещена относительно нулевого внешнего магнитного поля. ЕВ является основополагающим фактором для многих практических применений. Эффект ЕВ зависит от интерфейсных особенностей. В работе [5] предложено, что атомы, расположенные вблизи границ зерен, имеют меньшее количество связей с соседями, чем атомы, расположенные в объеме. При уменьшении размеров кристаллитов энергия обменного взаимодействия уменьшается и становится сравнимой с тепловой энергией. Это приводит к нарушению магнитного порядка. Поведение магнитных моментов ферромагнитных частиц становится подобным поведению магнитных моментов парамагнетиков. Эти факторы, включая вид материала и его толщина, тип подложки и внешние воздействия, влияют на обменную связь, характер механизма связи между границами раздела и вследствие этого на эффект ЕВ.

Таким образом, появляются проблемы фундаментального характера в области физики твердого тела, связанные с влиянием структурных, размерных и интерфейсных эффектов, на магнитные характеристики тонкопленочных структур [6,7].

Ранее, в работе [8] исследована зависимость эффекта ЕВ от толщины клиновидного кобальта от 2.7 до 40 нм, выращенном на подложке оксида алюминия (*a*-фаза Al_2O_3 (1120)) ВЧ распылением. Поверхность кобальта подвергалась воздействию воздуха при комнатной температуре. Все образцы имели положительное обменное смещение ниже температуры блокировки и отрицательное обменное смещения вблизи температуры блокировки. Однако в работах мало информации о морфологии поверхности и ее взаимосвязи с обменным смещением. Поэтому изучение магнитных свойств и интерфейса Co/Al_2O_3 во взаимосвязи с технологическими условиями синтеза вызывает заметный интерес. В работе [9] в структуре Al_2O_3/Ge/Al_2O_3/Co методом СКВИД

магнитометрии и с помощью эффекта Керра проанализирована зависимость магнитных свойств от температуры при различных скоростях напыления структуры.

Раннее, не однократно показана хорошая применимость методов магниооптического эффекта Керра и атомно-силовой микроскопии при исследовании поверхности и интерфейсов тонких слоев. Так структурные дефекты и переориентация спина от внеплоскостной к плоскостной намагниченности обнаружена в тонких слоях кобальта 8–13 монослоев в системе Au/Co [10]. В системе SiO_2/Co исследовался рост пленки кобальта на подложках SiO_2 с толщиной кобальта от 1 нм и выше с образованием суперпарамагнитной и ферромагнитной фаз [11]. В системе Co/Pt этими методами определены вклады интерфейсов и объемных материалов в магнитооптическую активность [12].

В данной работе мы попытались установить данными методами роль границ раздела пленки кобальта, осажденной на аморфный слой оксида алюминия (Al_2O_3), в ее магнитных свойствах. Проведен анализ поведения эффекта ЕВ в двухслойных структурах Al_2O_3–Co с переменной толщиной Co при температуре 300 K и ниже.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Все исследуемые пленки получены магнетронным методом напыления на сверхвысоковакуумной установке компании «Omicron NanoTechnology» (Германия) с турбомолекулярными насосами «Pfeiffer Vacuum». Базовое давление поддерживалось около 10^{-4} мТорр. Рабочая аргоновая атмосфера имела давление 3 мТорр. Слой оксида алюминия осаждался методом высокочастотного магнетронного распыления мишени Al_2O_3 (99.99%). Слой кобальта осаждался методом магнетронного распыления на постоянном токе из мишени Co (99.95%). Все мишени произведены компанией «SCOTECH LIMITED» (Великобритания).

В качестве материала подложки использовалось покровное стекло, предварительно очищенное от механических загрязнений, выдержанное в кипящей перекиси водорода и высушенное в изопропиловом спирте до полного удаления влаги. Далее, для уменьшения шероховатостей и неровностей, подложка обработана методом ионно-плазменного травления в рабочей камере непосредственно перед процессом напыления. Для получения более однородных и изотропных образцов напыление проводилось на вращающуюся подложку при ее температуре $T \approx 373$ K.

Нами были получены образцы с переменной толщиной Co от 4 до 100 нм. Толщина слоя Al_2O_3 не изменялась и была равна 5 нм. Кроме того, для сравнения образцов, были получены слои кобальта с теми же толщинами на покровном стекле без слоя Al_2O_3. Скорости осаждения: Co – 7.2 нм/мин, Al_2O_3 – 0.55 нм/мин. Скорость регулировалась мощностью, подаваемой на магнетрон.

Морфология поверхности пленок исследовалась на атомно-силовом микроскопе VeecoMultiMode (разрешение 1 нм). Были измерены среднее арифметическое отклонение профиля (R_a) и диаметр гранул на поверхности пленки (D). Для контроля скорости напыления и измерения толщины напыляемых пленок использовался STM-100/MF (разрешение измерения скорости напыления – 0.1 Å/с, разрешение измерения толщины – 1 Å). Результаты проверяли путем получения STEM-изображений поперечных сечений на просвечивающем электронном микроскопе Hitachi HT7700.

Магнитные измерения проводились с помощью метода магнитооптического эффекта Керра (NanoMOKE-2). Магнитное поле было направлено в плоскости пленки вдоль легкой оси намагничивания. На рис. 1 представлены СЭМ-изображения и соответствующие петли гистерезиса (вставки) для образцов стекло/Al_2O_3/Co с толщиной слоя кобальта 2 (*а*), 6 (*б*), 8 (*в*) и 10 нм (*г*), демонстрирующие изменения при увеличении толщины кобальта.

Исследование химического состава образцов выполняли на электронном спектрометре SPECS, оснащенном полусферическим анализатором PHOIBOS 150 MCD 9, с использованием монохроматического источника Al Kα (1486.6 эВ). Обработку спектра выполняли с помощью программы CasaXPS. Разложение спектров на компоненты с комбинацией

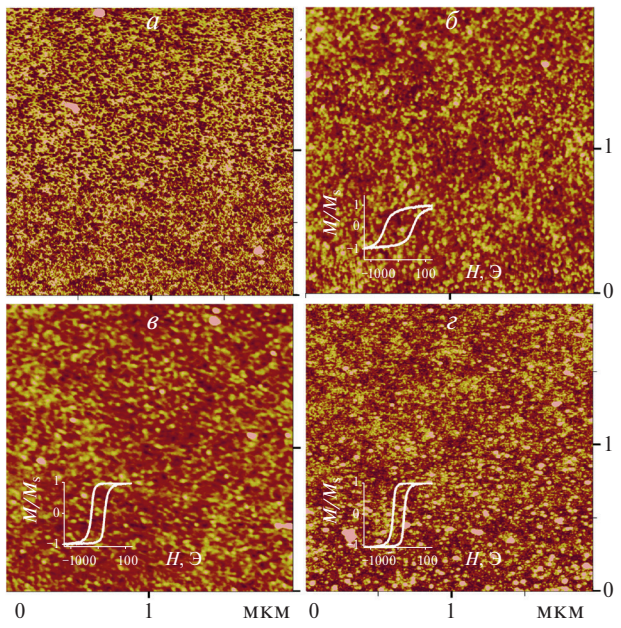

Рис. 1. СЭМ-изображения и соответствующие петли гистерезиса (вставки) для образцов стекло/Al_2O_3/Co с толщиной кобальта 2 (*а*), 6 (*б*), 8 (*в*) и 10 нм (*г*).

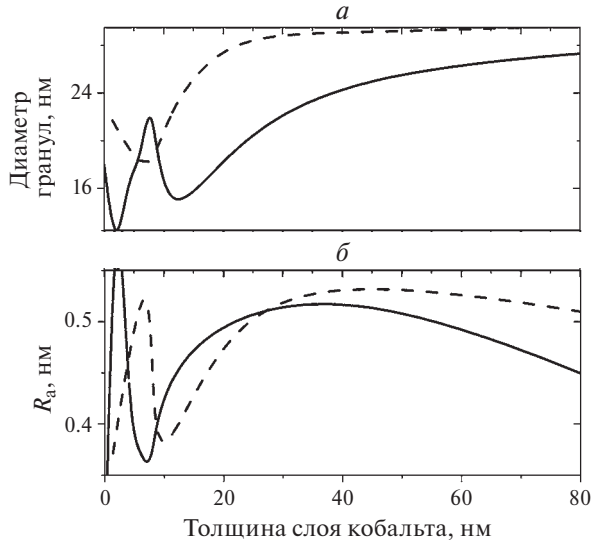

Рис. 2. Зависимости среднего диаметра гранул (*а*) и среднего арифметического отклонения профилей R_a (*б*) поверхностей образцов от толщины слоя кобальта при температуре 300 K. Образцы стекло/Al_2O_3/Co – сплошная линия, стекло/Co – прерывистая линия.

гауссовых и лоренцевых линий проводили после вычитания нелинейного фона по Ширли, используя метод, описанный в работе [13]. В результате получен фотоэлектронный спектр, с поверхности кобальтовой пленки, который состоит из основных компонент, характерных для кобальта с долей равной 49.7% ($2p_{3/2}$), и компоненты оксидов с долей равной 41.6%: CoO и Co_3O_4 (данные оксиды являются антиферромагнетиками с температурами Нееля $T_N \approx 290$ и 40 K). Эти данные подтверждают наличие окисленной поверхности пленки кобальта, которая является антиферромагнитной.

ОБСУЖДЕНИЕ

Зависимость диаметра гранул на поверхности кобальта от толщины слоя кобальта (t), осажденного на слой Al_2O_3, имеет два минимума при толщинах кобальта около 4 и 12 нм, с максимумом при толщине слоя кобальта около 8–10 нм (рис. 2*а*, сплошная линия). Для сравнения также представлены зависимости для образцов, осажденных на стекло (прерывистые линии). Зависимость диаметра гранул на поверхности кобальта от толщины кобальта, осаженного на стекло, имеет один минимум при толщинах кобальта около 8 нм (рис. 2*а*, прерывистая линия). При дальнейшем возрастании толщины слоя кобальта на любой подложке, диаметра гранул увеличиваются до 30–32 нм при толщине слоя кобальта 100 нм.

На рис. 2*б* представлены средние арифметические отклонения профилей поверхностей образцов (R_a) в зависимости от толщины слоя кобальта, нанесенного на оксид алюминия, осажденного на стекло (сплошные линии) и для кобальта, осажденного на стекло (прерывистая линия). Зависимость R_a в случае образца стекло/Al_2O_3/Co начинается со значения, измеренного на поверхности оксида алюминия $R_a = 0.26$ нм. В случае образца стекло/Co, R_a начинается со значения, измеренного на поверхности стекла $R_a = 0.32$ нм. Здесь отметим, что значение R_a при осаждении пленки оксида алюминия толщиной 5 нм уменьшилось. Вероятно, это связано с тем, что покрытие Al_2O_3 имеет более высокую поверхностную энергию по сравнению с подложкой SiO_2 [14]. В результате Al_2O_3 заполняет неровности на поверхности подложки.

В целом на зависимостях видны общие закономерности, но для образца Al_2O_3/Co кривая сдвинута в сторону меньших толщин кобальта. В обоих случаях, R_a непрерывно увеличивается и достигает первого максимального значения при толщине слоя около 4 и 8 нм для образцов Co и Al_2O_3/Co соответственно (рис. 2). Далее значение R_a уменьшается и достигает минимума при толщине слоя кобальта около 8 и 10 нм для образцов Co и Al_2O_3/Co соответственно. Затем значение R_a снова увеличивается и возникает второй максимум при толщине слоя около 40–50 нм.

Поскольку поверхностная свободная энергия у кобальта, значительно выше, чем у стекла и оксида алюминия, то можно ожидать, что рост кобальта проходит по механизму Фольмера–Вебера. В этом случае рост изначально идет в форме островов, с высокой скоростью зародышеобразования, затем следует период, в течение которого скорости зарождения и роста примерно равны. В этот период формируется первый максимум на зависимости R_a от толщины кобальта (при толщине кобальта 4 и 8 нм для образцов Al_2O_3/Co и Co соответственно). В дальнейшем идет медленное снижение плотности островков для более толстых слоев, в результате островки сливаются вместе при более высоких толщинах [15].

Второй максимум на зависимости $R_a(t)$ формируется в связи со следующими причинами. Известно, что в пленках кобальта при толщинах 20–30 нм присутствуют как неелевские, так и блоховские стенки. При дальнейшем росте пленки до толщин около 40–60 нм энергии данных стенок совпадают. В этот момент возникает второй максимум на зависимости $R_a(t)$. При еще больших толщинах кобальта энергия неелевской стенки превышает блоховскую. Анизотропия формы этих пленок меньше, чем у более тонких пленок, и перпендикулярная магнитокристаллическая анизотропия становится все более и более значительной [16].

Для исследования магнитных свойств интерфейсов, были измерены петли магнитного гистерезиса в температурном интервале от 4.2 до

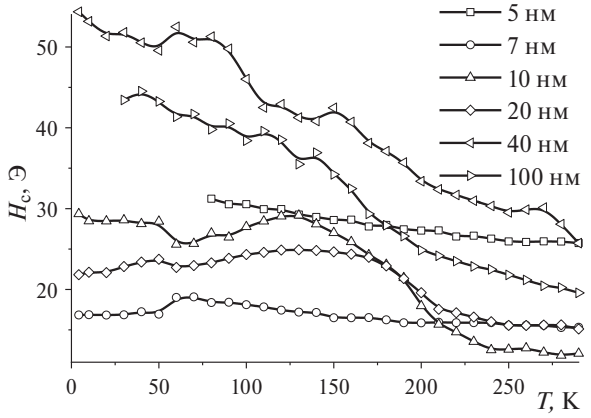

Рис. 3. Температурные зависимости коэрцитивных сил H_c для образцов стекло/Co, с толщинами кобальта 5, 7, 10, 20, 40 и 100 нм. Скорость осаждения кобальта 7.2 нм/мин.

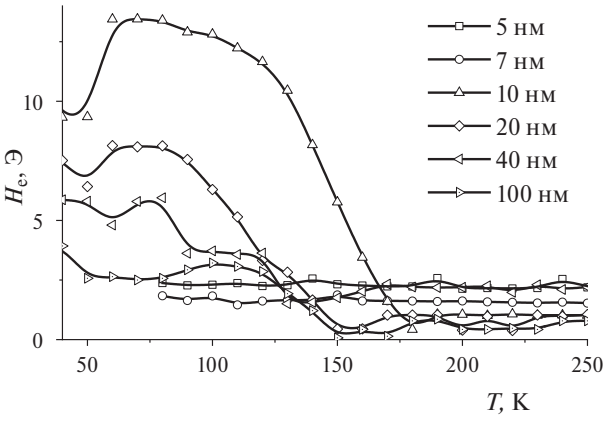

Рис. 5. Температурные зависимости обменных смещений H_e для образцов стекло/Co, с толщинами кобальта 5, 7, 10, 20, 40 и 100 нм. Скорость осаждения кобальта 7.2 нм/мин.

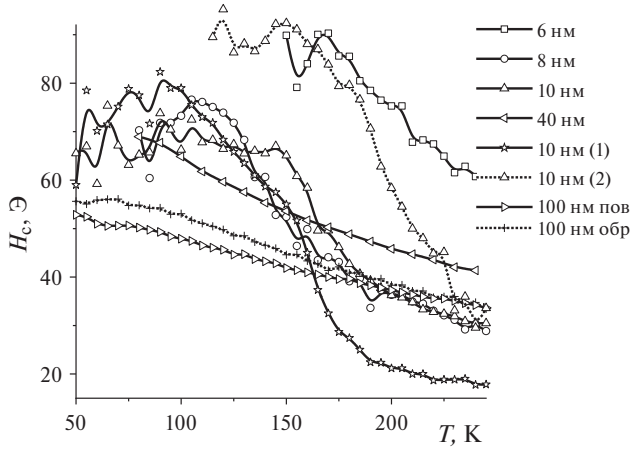

Рис. 4. Температурные зависимости коэрцитивных сил H_c для образцов стекло/Al_2O_3/Co, с толщинами кобальта 6, 8, 10, 40 и 100 нм. Линия «10 нм (1)» для образца со скоростью осаждения 1.2 нм/мин. Линия «10 нм (2)» для образца стекло/Co/Al_2O_3. «пов» – измерения сделаны с поверхности образца; «обр» – измерения сделаны с обратной стороны образца.

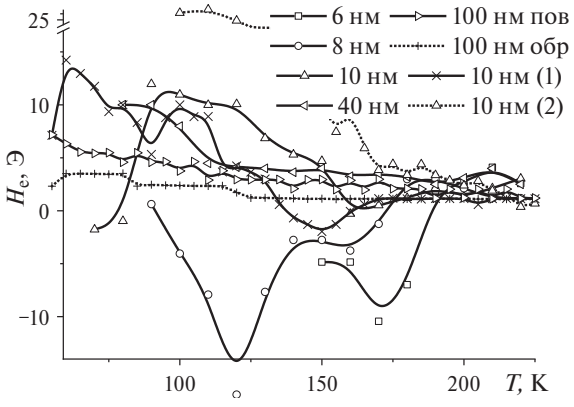

Рис. 6. Температурные зависимости обменных смещений H_e для образцов стекло/Al_2O_3/Co, с толщинами кобальта 6, 8, 10, 40 и 100 нм. Линия «10 нм (1)» для образца со скоростью осаждения 1.2 нм/мин. Линия «10 нм (2)» для образца стекло/Co/Al_2O_3. «пов» – измерения сделаны с поверхности образца; «обр» – измерения сделаны с обратной стороны образца.

300 K. Эффект ЕВ характеризуется полем обменного смещения $H_e = (H_1 - H_2)/2$ и коэрцитивной силой $H_c = (|H_1| + |H_2|)/2$. H_1 и H_2 соответствуют значениям магнитных полей, при которых намагниченность петли гистерезиса меняет знак, при уменьшении и увеличении напряженности магнитного поля.

На рис. 3 и 4 показаны зависимости коэрцитивных сил (H_c) от температуры для образцов стекло/Co (рис. 3) и стекло/Al_2O_3/Co (рис. 4). Для образца стекло/Al_2O_3/Co с толщиной кобальта 100 нм петли гистерезиса измерены с поверхности образца (рис. 4 – «пов») и с обратной стороны образца (рис. 4 – «обр»). Коэрцитивные силы со стороны поверхности и с обратной стороны оказались практически одинаковые.

Обращает на себя внимание тот факт, что для образцов стекло/Al_2O_3/Co с толщиной кобальта менее 20 нм существуют максимумы на зависимости $H_c(T)$. При увеличении толщины кобальта от 6 до 20 нм максимум зависимости смещается от ≈160 до ≈125 K. Для слоев кобальта толщиной более 20 нм максимумы не наблюдаются. Для образцов стекло/Co на зависимости $H_c(T)$ также есть максимумы при толщине кобальта 10 и 20 нм при температуре около 150 K.

На рис. 5 и 6 показаны зависимости обменных смещений (H_e) от температуры для образцов стекло/Co (рис. 5) и стекло/Al_2O_3/Co (рис. 6). Из рисунка 4 видно, что при толщине кобальта на стекле (стекло/Co) менее 8 нм величина обменного смещения менее 5 Э и имеет положительный знак во всем интервале температур (рис. 5). Но при осаждении кобальта на слой Al_2O_3, при

тех же толщинах кобальта, величина обменного смещения имеет отрицательный знак при температуре ниже ≈170 K (рис. 6). При увеличении толщины кобальта на слое Al_2O_3 от 10 до 20 нм величины обменных смещений в обоих случаях имеют положительные знаки и достигают максимума при температурах около 100 K. При дальнейшем увеличении толщины слоя кобальта до 40 нм и более в обоих случаях обменное смещение уменьшается.

Для образца стекло/Al_2O_3/Co с толщиной кобальта 100 нм обменное смещение со стороны поверхности оказалась немного больше, чем с обратной стороны.

Такие результаты, показывают, что обменное смещение возникает из-за образования антиферромагнитного оксидного слоя CoO на поверхности кобальта. Вклад существенен при толщине кобальта менее 20 нм кобальта. Но изменение зависимостей $H_e(T)$ для пленок стекло/Al_2O_3/Co показывает, что существует вклад и от интерфейса Al_2O_3/Co.

Следует отметить, что температура, при которой происходит смена знака обменного смещения уменьшается от 190 до 160 K при увеличении толщины кобальта от 6 до 10 нм в образцах стекло/Al_2O_3/Co.

Из анализа зависимостей диаметра гранул и R_a на поверхности кобальта, а также H_e от толщины кобальта при комнатной температуре следует отметить следующее. Зависимость H_e, так же, как и зависимость R_a имеет два максимума: в области 4–8 нм, а также 40–60 нм, в зависимости от основания, на которое осажден кобальт. Зависимость H_e от диаметра гранул на поверхности кобальта не наблюдается. Вероятно, что вклад размеров зерен в величину обменного смещения, связан не только с изменением размеров зерен и шероховатости, но и со спиновой структурой и анизотропией антиферромагнетика [17].

Для уточнения влияния интерфейса Al_2O_3/Co на смену знака величины обменного смещения, были получены дополнительные образцы. Для изменения шероховатости поверхности кобальта уменьшена скорость осаждения кобальта с 7.2 до 1.2 нм/мин. Для того, чтобы убрать влияние слоя CoO была изменена очередность напыления с Al_2O_3/Co на Co/Al_2O_3. Кроме того, ввиду отличия температуры плавления материалов Co и Al_2O_3, ожидалось морфологическое изменение интерфейса Co–Al_2O_3.

Так при осаждении кобальта толщиной 10 нм на слой Al_2O_3 с уменьшенной скоростью (от 7.2 до 1.2 нм/мин) величина обменного смещения стала иметь отрицательный знак только от 140 до 160 K (рис. 6, линия – 10 нм (1)). Зависимость коэрцитивной силы от температуры представлена на рисунке 4 (линия – 10 нм (1)).

При изменении очередности осаждения слоев стекло/Co(10 нм)/Al_2O_3 величина обменного смещения имеет во всем интервале температур положительный знак (рис. 6, линия – 10 нм (2)). В данном случае обменное смещение имеет максимальные значения при температуре ≈100 K, а зависимость $H_e(T)$ подобна как для образца стекло/Co(10 нм). Следует отметить, что для этой толщины кобальта зависимость R_a от толщины слоя Co имеет максимум $R_a \approx 0.5$ нм. Зависимость коэрцитивной силы от температуры представлена на рис. 4 (линия – 10 нм (2)).

Сравнение результатов атомно-силовой микроскопии и магнитооптических измерений (анализ зависимостей $H_c(T)$ и $H_e(T)$) позволяют сделать вывод о наличии неоднородностей, как на поверхности пленки кобальта, так и на интерфейсе Al_2O_3 – Co.

Для образцов с обратной очередностью слоев стекло/Co/Al_2O_3 и при более медленном осаждении Co (стекло/Al_2O_3/Co), зависимость $H_e(T)$ аналогична, как у системы Co/CoO (ФМ/АФМ) с температурой блокировки близкой к $T_B \approx 176$ K [18]. То есть, такие режимы осаждения приводят к более плоскопараллельной/слоистой границе раздела Co/Al_2O_3 и Al_2O_3Co с наименьшей долей неоднородностей на интерфейсе и поверхности.

Для образцов стекло/Al_2O_3/Co с толщинами Co менее 10 нм осажденного с повышенной скоростью, зависимость $H_e(T)$ подобна зависимости, получаемых от магнитных частиц типа «ядро-оболочка» Co-CoO. Очевидно, что такая магнитная структура образуется на интерфейсе Al_2O_3/Co. Увеличенная шероховатость при малой толщине Co (4–5 нм) и резкое ее уменьшение до ≈ 0.35 нм (при толщине кобальта ≈ 8 нм), показывает резкое уменьшение относительной доли частиц Co-CoO [19]. Таким образом, этот режим осаждения приводит к появлению неоднородностей, как на интерфейсе, так и на поверхности кобальта.

Морфологические неоднородности на поверхности кобальта и в интерфейсе Al_2O_3/Co приводят к изменению T_B при толщинах Co менее 20 нм. Увеличение доли антиферромагнитной составляющей (доли оксидов) относительно доли ферромагнитной составляющей, приводит к возрастанию T_B, приближаясь к T_N (рис. 6).

Причиной таких изменений обменного смещения, вероятнее всего является пористость Al_2O_3. Кобальт при скорости 7.2 нм/мин осаждается в поры Al_2O_3, образуя частицы типа «ядро-оболочка» Co-CoO и возникает вклад в обменное смещение от интерфейса Al_2O_3/Co. При скорости 1.2 нм/мин глубина проникновения становится меньше, и доля частиц типа «ядро-оболочка» Co-CoO уменьшается. Интерфейс становится подобен слоистой структуре. При изменении очередности напылении на Co/Al_2O_3, сначала кобальт формирует «шероховатую» границу, а затем на него оседает Al_2O_3. Слой CoO здесь от-

сутствует. Зависимость $H_e(T)$ становиться положительной.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами атомно-силовой микроскопии, магнитооптическим эффектом Керра и электронной спектрометрией исследовано влияние интерфейса Al_2O_3/Co и окисленной поверхности тонкой пленки кобальта, осажденной магнетронным методом на аморфный слой Al_2O_3, на ее магнитные свойства. Обнаружено изменение знака обменного смещения при температуре ниже 200 K, при увеличении толщины слоя кобальта более 10 нм на пленке Al_2O_3. Мы связываем это с образованием магнитных частиц типа «ядро-оболочка» Co-CoO на интерфейсе Al_2O_3/Co. При изменении очередности осаждения слоев знак величины обменного смещения становиться положительным, что характерно для слоистой системы ферромагнетик/антиферромагнетик.

Результаты работы по выращиванию тонких пленок, при различных условиях (скоростях осаждения, вращении, материалах и температурах подложки), могут дать дополнительную информацию о формировании границ раздела во время роста тонкой пленки кобальта, и использоваться в качестве рекомендаций при производстве многослойных структур, предназначенных для хранения информации, сенсорных датчиках и других устройств.

Исследование выполнено в рамках темы государственного задания ФГАОУ ВО Сибирский федеральный университет (FSRZ-2023-0008).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Blauert J., Kiourti A.* // IEEE TAP. 2019. V. 68. No. 3. P. 2040.
2. *Yetisen A.K., Martinez-Hurtado J.L., Unal B. et al.* // Adv. Mater. 2018. V. 30. Art. No. 1706910.
3. *Шканакина М.Д., Кичин Г.А., Скирдков П.Н. и др.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2023. Т. 87. № 1. С. 109; *Shkanakina M.D., Kichin G.A., Skirdkov P.N. et al.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2023. V. 87. No. 1. P. 92.
4. *Дроворуб Е.В., Прудников В.В., Прудников П.В.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2022. Т. 86. № 2. С. 158; *Drovorub E.V., Prudnikov V.V., Prudnikov P.V.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2022. V. 86. No. 2. P. 109.
5. *Bean L.J.D., Livingston C.P.* // J. Appl. Phys. 1959. V. 30. No. 4. P. 120S.
6. *Tung R.T.* // Appl. Phys. Rev. 2014. V. 1. No. 1. Art. No. 011304.
7. *Юрасов А.Н., Яшин М.М., Ганьшина Е.А. и др.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2022. Т. 86. № 5. С. 716; *Yurasov A.N., Yashin M.M., Ganshina E.A. et al.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2022. V. 86. No. 5. P. 601.
8. *Radu F., Etzkorn M., Siebrecht R. et al.* // Phys. Rev. B. 2003. V. 67. Art. No. 134409.
9. *Кобяков А.В., Турпанов И.А., Патрин Г.С. и др.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2019. Т. 83. № 7. С. 947; *Kobyakov A.V., Turpanov I.A., Patrin G.S. et al.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2019. V. 83. No. 7. P. 864.
10. *Rosa R.J.G., Souza R.L., Gomes G.F.M. et al.* // AIP Advances. 2021. V. 11. Art. No. 045009.
11. *Bera A.K., Gupta P., Garai D. et al.* // Appl. Surf. Sci. Adv. 2021. V. 6. No. 1. Art. No. 100124.
12. *Demirer F.E., Lavrijsen R., Koopmans B.* // J. Appl. Phys. 2021. V. 129. Art. No. 163904.
13. *Biesinger M.C., Payne B.P., Grosvenor A.P. et al.* // Appl. Surface Sci. 2011. V. 257. P. 2717.
14. *Myers T.J., Throckmorton J.A., Borrelli R.A.* // Appl. Surface Sci. 2021. V. 569. No. 15. Art. No. 150878.
15. *Renner R.F., Liddell K., Nona C.* // J. Mater. Res. 2000. V. 15. No. 2. P. 458.
16. *Kozłowski W., Balcerski J., Kowalczyk P.J. et al.* // Appl. Phys. A. 2017. V. 123. P. 169.
17. *Nogués J., Schuller I.K.* // J. Magn. Magn. Mater. 1999. V. 192 P. 203.
18. *Gnoli L., Benini M., Del Conte C. et al.* // ACS Appl. Electron. Mater. 2024. V. 6. No. 5. P. 3138.
19. *Thomas S., Reethu K., Thanveer T.* // J. Appl. Phys. 2017. V. 122. Art. No. 063902.

Influence of the Al_2O_3 layer on the structural and temperature-dependent magnetic properties of thin cobalt films

A. V. Kobyakov*, G. S. Patrin, V. I. Yushkov

Siberian Federal University, Krasnoyarsk, 660041 Russia
Federal Research Center "Krasnoyarsk Scientific Center of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences", Krasnoyarsk, 660036 Russia
**e-mail: nanonauka@mail.ru*

We studied cobalt films deposited by the magnetron method on an amorphous Al_2O_3 layer. The morphological and magnetic features associated with the formation of a naturally oxidized antiferromagnetic film on cobalt and the Al_2O_3/Co interface were studied. A change in the sign of the exchange bias at temperatures below 200 K was detected when the thickness of the cobalt layer on the Al_2O_3 film increased to more than 10 nm.

Keywords: ferromagnetic film, aluminum oxide, exchange bias, interface.