

06

Влияние буферных покрытий на структурное состояние и магнитные свойства пленок (Cr–Mn)/Fe

© В.О. Васьковский,^{1,2} А.А. Фещенко,¹ М.Е. Москалев,¹ В.Н. Лепаловский,¹ Е.А. Кравцов,^{1,2}
А.Н. Горьковенко¹

¹ Уральский федеральный университет,
620002 Екатеринбург, Россия

² Институт физики металлов УрО РАН,
620108 Екатеринбург, Россия
e-mail: a.a.feshchenko@urfu.ru

Поступило в Редакцию 14 февраля 2023 г.

В окончательной редакции 11 марта 2023 г.

Принято к публикации 15 марта 2023 г.

Представлены результаты систематического исследования кристаллической структуры, микроструктуры и гистерезисных свойств двухслойных пленок типа (Cr₈₀Mn₂₀)/Fe, осажденных на буферные покрытия различных металлов (Cr, Fe, W, Ta). Установлено, что в зависимости от состава буферного покрытия и толщины слоя Cr–Mn в нем в рамках объемно-центрированной кубической решетки реализуются кристаллическая текстура типа (110) или (200) или нетекстурованное состояние. Показано, что слой Cr–Mn является источником повышенной коэрцитивной силы в смежном слое Fe, а при определенном структурном состоянии и относительно большой толщине (100 nm) индуцирует его магнитное смещение. Полученные закономерности интерпретированы в терминах антиферромагнитного упорядочения Cr–Mn и его относительно слабой магнитной анизотропии.

Ключевые слова: антиферромагнетик, ферромагнетик, слоистость, состав, текстура, шероховатость, толщина, температура, коэрцитивная сила, обменное смещение.

DOI: 10.21883/JTF.2023.05.55463.24-23

Введение

Тонкопленочные магнитные материалы являются эффективной функциональной средой, нашедшей, в частности, применение в сенсорике и устройствах высокоплотной записи информации [1,2]. Слоистые структуры антиферромагнетик/ферромагнетик находятся в ряду таких материалов благодаря реализующемуся в них эффекту обменного смещения, который заключается в сдвиге петли гистерезиса ферромагнитного слоя вдоль оси магнитных полей [3,4]. В указанных структурах антиферромагнетики играют вспомогательную роль, обеспечивая закрепление магнитного момента в функциональных ферромагнитных слоях. Однако в последние годы, благодаря наблюдению в них таких эффектов, как аномальный и спиновый эффекты Холла, антиферромагнетики стали рассматриваться и как самостоятельные среды для спинтроники [5,6].

Высокотемпературный антиферромагнетизм, имеющий прикладное значение, как правило, наблюдается в сплавах Mn с другими переходными металлами. Причем достаточно высокие функциональные свойства реализуются в системах, содержащих металлы платиновой группы типа Ir–Mn и Pt–Mn [7]. Поиск альтернативных вариантов, включающих менее дорогие компоненты, среди прочего приводит к системе Cr–Mn, которой в

достаточно широком диапазоне составов свойственно антиферромагнитное упорядочение с высокой температурой Нееля (свыше 600 К) [8]. Задача состоит в том, чтобы реализовать этот потенциал в пленочном состоянии, причем в составе многослойной структуры при наличии обменной связи между ее антиферромагнитной и ферромагнитной составляющими. Исследовательский опыт, накопленный в данной области, показывает, что на этом пути могут возникнуть достаточно серьезные физико-технологические проблемы. Среди них наиболее значимыми являются трудности в получении нужной кристаллической решетки и оптимальной кристаллической текстуры в поликристаллических ферро- и антиферромагнитных слоях [9,10]. Один из способов влияния на структурное состояние функциональных слоев состоит в использовании так называемых буферных покрытий. Это тонкие вспомогательные слои, которые вводятся между подложкой и основной пленкой. Благодаря эффекту эпитаксии они могут задавать тип кристаллической структуры, создавать кристаллическую текстуру в поликристаллических пленках, изменять средний размер кристаллитов и в целом посредством указанных факторов влиять на магнетизм пленок [11,12]. Настоящая работа посвящена исследованию роли буферных покрытий в формировании свойств двухслойных пленок типа (Cr–Mn)/Fe

1. Методические аспекты

Известно, что сплав Cr–Mn в широкой области составов представляет собой твердый раствор компонентов и характеризуется объемно-центрированной кубической (ОЦК) кристаллической решеткой [13]. С учетом этого для формирования буферных покрытий нами использовались Ta, W, Cr, Fe, имеющие аналогичный тип кристаллической структуры, но различающиеся по параметру решетки a (0.331, 0.316, 0.289, 0.287 nm соответственно) и типу магнетизма (парамагнетик, парамагнетик, антиферромагнетик, ферромагнетик соответственно). Кроме того, слой Fe использовался в качестве индикатора магнитного состояния прилегающего к нему слоя Cr–Mn. В случае присутствия в последнем антиферромагнитного упорядочения коэрцитивная сила такого слоя Fe увеличится в силу межслоеного обменного взаимодействия, а также может наблюдаться и сдвиг петли гистерезиса [3]. Большинство результатов в рамках данного исследования выполнено для фиксированного соотношения компонентов в основном слое — Cr₈₀Mn₂₀ и двух значений его толщины L — 20 и 100 nm. Согласно литературным данным, указанный состав попадает в область концентраций, в которой в сплаве Cr–Mn антиферромагнитное упорядочение реализуется при комнатной температуре и может рассматриваться как тестовый. Варьирование L выполнено из тех соображений, что эффект обменного смещения в структурах антиферромагнетик/ферромагнетик, на реализацию которого в конечном счете ориентировано данное исследование, весьма чувствителен к состоянию микроструктуры антиферромагнитного слоя, в свою очередь, зависящей от его толщины [8]. Выбор конкретных значений толщины был сделан на основе предварительного эксперимента и отражает наличие двух магнитных состояний с существенно различающимися и достаточно стабильно воспроизводимыми свойствами. Таким образом, большинство исследованных образцов имело слоистую структуру, характеризующуюся формулой стекло/Ta(5)/B(5)/Cr₈₀Mn₂₀(L)/Fe(10)/Ta(5), где в скобках указаны толщины слоев в nm; L — толщина бинарного слоя, принимавшая значения 20 и 100 nm; B — составляющая буферного покрытия, которая в одном случае отсутствовала, а в трех других была взята из ряда Cr, Fe, W. Ниже по тексту бинарный слой в таких образцах обозначается как Cr–Mn. Наряду с этим, к рассмотрению были привлечены и несколько пленок, имеющих иной состав бинарного слоя Cr_{100– x} Mn _{x} ($10 < x < 70$) или не содержащих слоя Cr–Mn — стекло/Ta(5)/Fe(10)/Ta(5).

Все пленки были получены методом магнетронного распыления на установке AJA ATC Orion-8 с использованием мишеней чистых металлов в режимах распыления или сораспыления при осаждении однокомпонентных или двухкомпонентного (Cr_{100– x} Mn _{x}) слоев соответственно. Подложками служили покровные стекла Corning. Формирование металлических осадков

осуществлялось в условиях высокочастотного электрического смещения на подложке и при наличии однородного магнитного поля напряженностью 250 Oe (технологическое поле), которое было ориентировано параллельно плоскости подложки. Давление остаточных газов в камере составляло $5 \cdot 10^{-5}$ Pa, а давление рабочего газа аргона — $3 \cdot 10^{-1}$ Pa. Соотношение компонентов в слое Cr–Mn контролировалось с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра Rigaku Nanohunter. Структурные исследования выполнены на дифрактометре PANalytical Empyrean в излучении Co K_{α} и сканирующем силовом микроскопе Ntegra Prima. Для исследования гистерезисных свойств пленок при комнатной температуре использовался Керр-магнитометр EvicoMagnetics. Температурные измерения магнитных свойств проведены на комплексе Quantum Design PPMS DynaCool.

2. Результаты экспериментов и их обсуждение

В ходе проведенного исследования получены систематические данные, характеризующие кристаллическую структуру многослойных пленок, состояние их поверхности и гистерезисные свойства ферромагнитной составляющей (слой Fe), которые в совокупности ориентированы на определение условий реализации антиферромагнетизма в системе Cr–Mn в пленочном состоянии и роли соответствующего антиферромагнитного слоя в составе слоистого композита типа (Cr–Mn)/Fe.

2.1. Рентгеновская аттестация структурного состояния пленок

На рис. 1 на примере образцов, содержащих буферные покрытия Ta, Ta/Cr и Ta/W, приведены характерные варианты рентгеновских дифрактограмм, свойственные исследованным пленкам. На этом же рисунке вертикальными линиями отмечено расчетное положение (с учетом соотношения интенсивностей) дифракционных линий для изотропного поликристалла Cr. Как видно, реальные дифракционные рефлексы могут быть идентифицированы как отражения от плоскостей типа (110) и (200) ОЦК-решетки с очень близкими параметрами. Можно полагать, что эта дифракционная картина формируется преимущественно слоями Cr–Mn (в силу их большей толщины) и отражает эффект кристаллического текстурирования, поскольку не полностью воспроизводит расчетный набор линий. Заметим также, что близкими структурными параметрами обладает кристаллическая решетка α -Fe. Его слои присутствуют во всех пленках и имеют толщину 10 nm, которая сопоставима с толщиной слоев Cr–Mn. Поэтому, вероятно, Fe тоже вносит определенный вклад в картину дифракции, воспроизводя при этом текстуру нижележащего слоя.

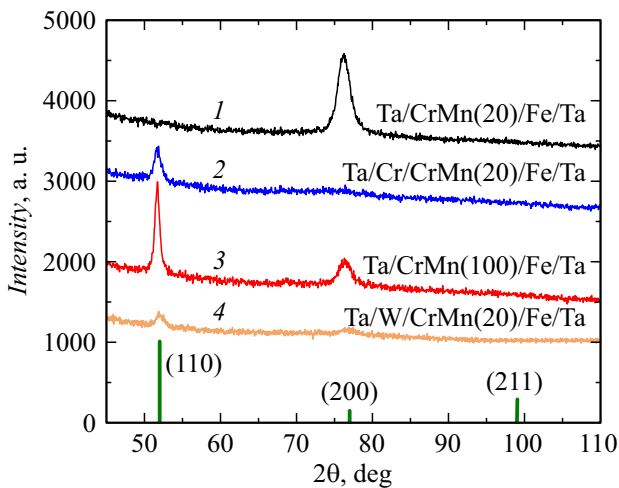


Рис. 1. Дифрактограммы пленочных образцов со слоями Cr–Mn толщиной 20 nm (кривые 1, 2, 4) и 100 nm (3) на буферных покрытиях Ta (1, 3), Ta/Cr (2) и Ta/W (4). Вертикальными отрезками показано положение расчетных дифракционных линий для поликристаллического Cr.

Для уточнения заключения о наличии кристаллической текстуры была использована методика рентгеновских кривых качания [14]. На рис. 2 приведены соответствующие кривые, измеренные на разных образцах для выявленных дифракционных пиков. Наличие выраженного максимума в зависимостях рентгеновской интенсивности от угла качания на кривых 1 и 3 является однозначным свидетельством кристаллической текстуры типа (200) или (110). В то же время реализуются и нетекстурованные состояния (кривые 2, 4). Представленные рентгеновские данные являются иллюстративными и показывают, что исследованные пленки склонны к текстурообразованию, и на его реализацию влияют как материал буферного покрытия, так и толщина основного слоя Cr–Mn.

Сводные результаты структурного исследования отражены в табл. 1. По ним можно заключить, что буферные покрытия с $B = \text{Cr, Fe}$, кристаллические решетки которых близки по параметрам к решетке слоя Cr–Mn, приводят к формированию в этом слое кристаллической текстуры типа (110), которая является устойчивой по отношению к варьированию его толщины. Альтернативный вариант дает буферное покрытие Ta. В таких образцах может формироваться иная текстура — (200). Но она менее устойчива и деградирует с увеличением толщины слоя Cr–Mn. Пленки с покрытием $B = \text{W}$ демонстрируют в некотором роде промежуточную ситуацию. Текстура типа (110) в них образуется, но только при относительно большой L . Наиболее вероятной причиной такого разнообразия в структурном состоянии пленок является различие в соотношении между параметрами решетки буферного покрытия и слоя Cr–Mn. Если для Cr и Fe она несущественна, то для W и, особенно Ta, весьма велика. Таким образом, полученные данные, с

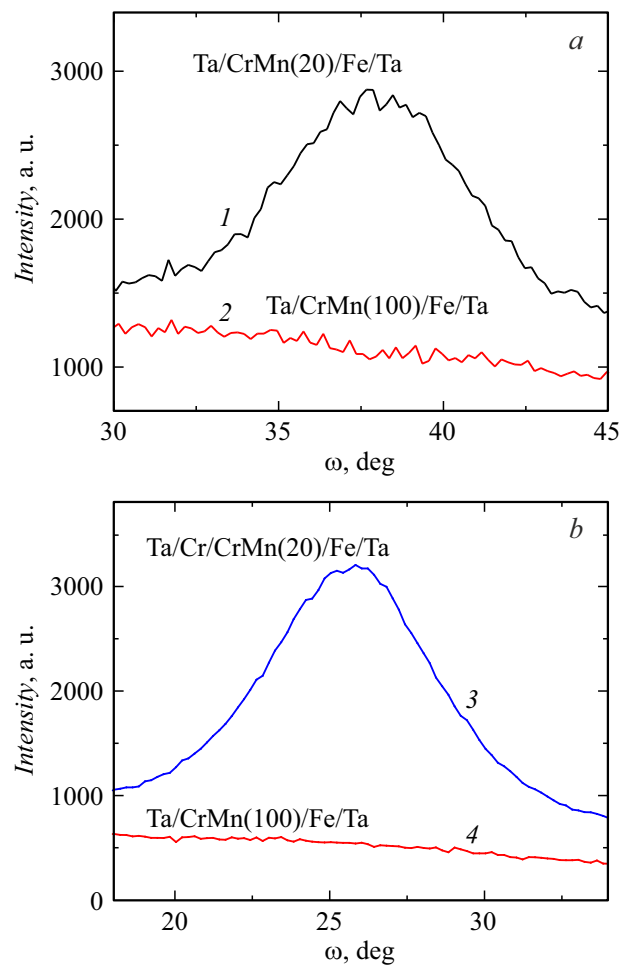


Рис. 2. Кривые качания, измеренные на дифракционных линиях: *a* — (200); *b* — (110). Кривые 1 и 3 соответствуют дифрактограммам 1 и 2 (рис. 1), кривые 2 и 4 — дифрактограмме 3 (рис. 1).

одной стороны, можно рассматривать как способ контролируемого структурообразования в тонких пленках с ОЦК решеткой, а, с другой стороны, необходимо принимать во внимание при анализе магнитных свойств исследуемых объектов.

2.2. Аттестация микроструктуры пленок с использованием силовой микроскопии

Магнитные свойства тонких металлических пленок, и, в первую очередь, магнитный гистерезис, весьма чувствительны к рельефу поверхностей [15,16]. В поликристаллических пленках неоднородности рельефа (шероховатость) могут коррелировать как с размером собственных кристаллитов, так и отражать состояние поверхностей подложки или нижележащих слоев других металлов. Последнее обстоятельство было использовано нами для получения косвенной информации о микроструктуре слоев Cr–Mn с помощью атомной силовой микроскопии (АСМ).

Таблица 1. Характеристика кристаллической текстуры пленок с разными буферными покрытиями и толщиной слоя Cr–Mn

| <i>L</i> , nm | Буферное покрытие | | | |
|---------------|----------------------|----------------|----------------|----------------------|
| | Ta | Ta/Cr | Ta/Fe | Ta/W |
| 20 | (200) текстура | (110) текстура | (110) текстура | Текстура отсутствует |
| 100 | Текстура отсутствует | (110) текстура | (110) текстура | (110) текстура |

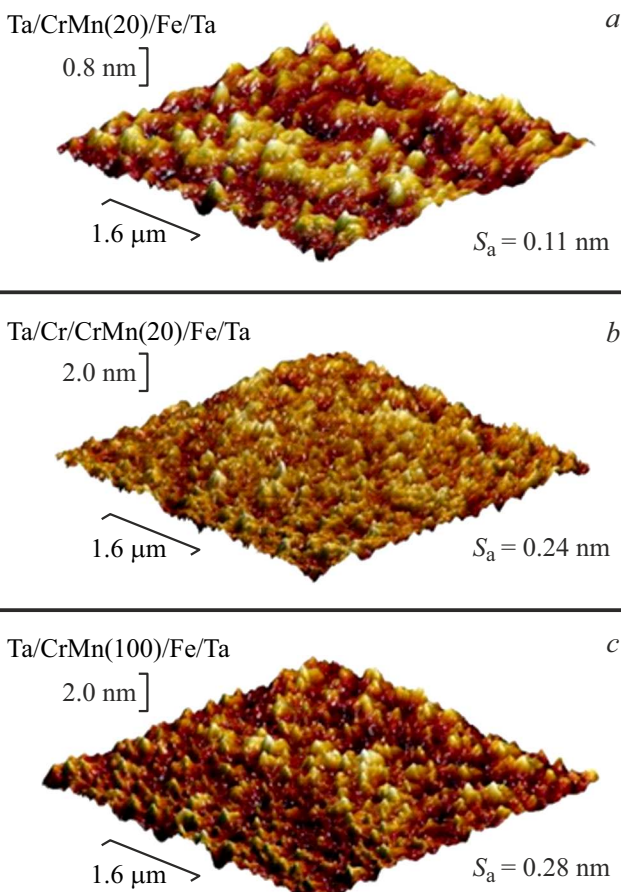


Рис. 3. АСМ изображения поверхностей пленочных образцов со слоями Cr–Mn толщиной 20 (*a, b*) и 100 нм (*c*) на буферных покрытиях Ta (*a, c*) и Ta/Cr (*b*).

На рис. 3 в качестве примера представлены АСМ изображения поверхностей трех образцов, дифрактограммы которых обсуждались выше. Формально они отражают рельеф поверхности слоя Ta, играющего защитную роль. Однако в силу малой толщины Ta можно полагать, что он воспроизводит рельеф слоев, лежащих ниже, т. е. Fe и Cr–Mn, составляющих основной объем материала во всех пленках. Таким образом, различия в рельефе должны, в первую очередь, коррелировать с микроструктурой именно этих слоистых составляющих, из которых, по нашему мнению, определяющую роль играет слой Cr–Mn. Он имеет большую толщину и служит варьруемой в структурном отношении осно-

Таблица 2. Значения шероховатости S_a поверхностей образцов с разными буферными покрытиями

| <i>L</i> , nm | Буферное покрытие | | | |
|---------------|-------------------|-----------------|-----------------|-----------------|
| | Ta | Ta/Cr | Ta/Fe | Ta/W |
| 20 | $S_a = 0.11$ nm | $S_a = 0.24$ nm | $S_a = 0.19$ nm | $S_a = 0.23$ nm |
| 100 | $S_a = 0.28$ nm | $S_a = 0.19$ nm | $S_a = 0.21$ nm | $S_a = 0.39$ nm |

вой для слоев Fe. Визуально представленные картины рельефа имеют заметные отличия, но обсуждать их на качественном уровне вряд ли целесообразно. Более информативным будет обращение к количественному описанию рельефа поверхности в форме стандартного параметра шероховатости S_a .

Значения S_a приведены непосредственно на снимках рельефа и позволяют заключить следующее. Во-первых, максимальная величина шероховатости в данных образцах, как правило, не превышает 0.3 нм, что косвенно свидетельствует о достаточно хорошем качестве поверхности подложек и дает основание связывать особенности рельефа пленок с их микроструктурой. Во-вторых, на этом фоне имеет место большое отличие в значениях S_a для пленок с разной слоистой структурой. В частности, шероховатость более чем вдвое повышается с увеличением толщины *L* слоя Cr–Mn от 20 до 100 нм (ср. рис. 3, *a* и *c*). Это вполне ожидаемый эффект, который, скорее всего, отражает соответствующий рост среднего размера кристаллитов Cr–Mn. Кроме того, на шероховатости отражается и состав буферного покрытия. Покрытие Ta/Cr приводит к значительно большей величине S_a , чем покрытие Ta (ср. рис. 3, *a* и *b*). По аналогии, связывая это с различием в среднем размере кристаллитов Cr–Mn, можно говорить о более благоприятных условиях их роста на Cr по сравнению с Ta. Данный вывод определенным образом коррелирует с результатом рентгеноструктурного исследования (см. выше), согласно которому Ta в наименьшей мере способствует текстурированию Cr–Mn.

Сводка данных по шероховатости поверхностей образцов типа А приведена в табл. 2. На ее основе дополнительно можно заключить, что в случае буферных покрытий с *B* = Cr, Fe толщина слоя Cr–Mn, по крайней мере, в пределах 20–100 нм не оказывает большого влияния на шероховатость. Эти покрытия, как показано

Таблица 3. Гистерезисные свойства образцов с разной толщиной слоя Cr–Mn на различных буферных покрытиях: H_c — продольная коэрцитивная сила; H_{ex} — поле обменного смещения; ΔH_c — разница между значениями коэрцитивной силы, определенными из продольной и поперечной петель гистерезиса

| $L, \text{ nm}$ | Буферное покрытие | | | |
|-----------------|------------------------------|------------------------------|------------------------------|-----------------------------|
| | Ta | Ta/Cr | Ta/Fe | Ta/W |
| 20 | $H_c = 43 \text{ Oe}$ | $H_c = 59 \text{ Oe}$ | $H_c = 70 \text{ Oe}$ | $H_c = 56 \text{ Oe}$ |
| | $H_{ex} \sim 0$ | $H_{ex} \sim 0$ | $H_{ex} \sim 0$ | $H_{ex} \sim 0$ |
| | $\Delta H_c \sim 0$ | $\Delta H_c \sim 0$ | $\Delta H_c \sim 0$ | $\Delta H_c \sim 0$ |
| 100 | $H_c = 65 \text{ Oe}$ | $H_c = 80 \text{ Oe}$ | $H_c = 94 \text{ Oe}$ | $H_c = 99 \text{ Oe}$ |
| | $H_{ex} = 29 \text{ Oe}$ | $H_{ex} = 15 \text{ Oe}$ | $H_{ex} = 5 \text{ Oe}$ | $H_{ex} = 8 \text{ Oe}$ |
| | $\Delta H_c = 42 \text{ Oe}$ | $\Delta H_c = 54 \text{ Oe}$ | $\Delta H_c = 60 \text{ Oe}$ | $\Delta H_c = 0 \text{ Oe}$ |

выше, инициируют эпитаксиальное наращивание Cr–Mn в рамках текстуры типа (110). А высокая текстура, по-видимому, оказывает стабилизирующее влияние на планарный размер кристаллитов. В образце с буферным покрытием Ta/W, как и просто на Ta, имеет место тенденция к повышению S_a при увеличении L . Характерно, что это также происходит на фоне толщинного изменения кристаллической текстуры. Причем наличие W в принятой логике приводит к наибольшему размеру кристаллитов в слое Cr–Mn большой толщины.

2.3. Гистерезисные свойства пленок на различных буферных покрытиях

Как отмечено выше, в рамках данного исследования слой Fe, осажденный поверх слоя Cr–Mn, рассматривается нами как своеобразный индикатор магнитного состояния последнего. Поэтому приведенные ниже магнитные свойства относятся именно к этому слою. В частности, на рис. 4 показаны магнитооптические петли гистерезиса для трех образцов, свойства которых в иллюстративном плане обсуждались выше, а также для сравнения пленки, не содержащей слоя Cr–Mn — стекло/Ta/Fe(10)/Ta. Измерения выполнены со стороны нанесения пленочной структуры в магнитном поле, ориентированном в плоскости пленок вдоль (продольные петли гистерезиса) и перпендикулярно (поперечные петли гистерезиса) оси приложения технологического поля, присутствовавшего при получении образцов. Первое и главное, что нужно отметить — это повышенный гистерезис Fe, осажденного на Cr–Mn. Коэрцитивная сила H_c , определенная из продольных петель гистерезиса (продольная коэрцитивная сила), всех исследованных образцов (табл. 3), включая та, превосходит уровень 50 Oe. В то же время типичная величина H_c для пленки Fe соответствующей толщины не превышает 30 Oe (рис. 4, a).

Указанные отличия свидетельствуют о более высокой магнитной неоднородности слоев Fe на Cr–Mn, которая может быть следствием большей структурной неоднородности, например, из-за развитого рельефа поверхности. Анализ шероховатости пленки стекло/Ta/Fe(10)/Ta дал величину $S_a = 0.14 \text{ nm}$, что даже выше чем в образце с буферным покрытием Ta (табл. 2). Отсюда следует, что шероховатость и, вероятно, отражаемое ей состояние микроструктуры, на данном уровне не оказывают определяющего влияния на ход перемагничивания. Мы полагаем, что аномально высокий уровень H_c является признаком антиферромагнитного упорядочения в слоях Cr–Mn. Как известно, именно оно может приводить к повышенному гистерезису в обменно-связанных структурах типа ферромагнетик/антиферромагнетик [3].

Из табл. 3 видно, что величина H_c несколько варьируется в зависимости от материала буферного покрытия. Однако этому вряд ли нужно придавать большое значение в силу вероятностной природы самой H_c . Важнее другое — ни одна из пленок с $L = 20 \text{ nm}$ не обнаружила магнитного смещения (однонаправленной магнитной анизотропии), которое является однозначным признаком „ферро-антиферро“ обменной связи. Также не выявились различия в продольных и поперечных петлях гистерезиса, о чем, в частности, свидетельствует отсутствие разницы в соответствующих значениях коэрцитивной силы ($\Delta H_c \sim 0$). Таким образом, данные образцы показывают практически полную изотропность магнитных свойств в плоскости, хотя формировались они в магнитном поле, а для контроля выборочно еще и подвергались последующей термомагнитной обработке — охлаждению в магнитном поле после нагрева до 250°C. Можно предположить, что причиной этого является низкая магнитная анизотропия антиферромагнитных кристаллитов, которая не обеспечивает достаточной устойчивости состояния и делает возможным их магнитное переключение совместно с ферромагнитным слоем.

Величина энергии магнитной анизотропии отдельных кристаллических зерен определяется константой анизотропии материала и объемом кристаллитов. В этой связи были исследованы закономерности формирования гистерезисных свойств пленок при варьировании соотношения компонентов в системе Cr–Mn, температуры и толщины указанного слоя в предположении, что первые два фактора могут влиять на константу магнитной анизотропии, а последний — на размер зерен. На рис. 5, a показана зависимость усредненной продольной коэрцитивной силы $\langle H_c \rangle$ от концентрации Mn в слоях $\text{Cr}_{100-x}\text{Mn}_x$. Усреднение выполнено по всем типам буферных покрытий в стремлении минимизировать действие случайных факторов и выявить общую тенденцию в изменении магнитного гистерезиса. Кроме того, в рассмотрение включена величина коэрцитивной силы образца без слоя Cr–Mn. Как видно, зависимость $\langle H_c \rangle(x)$ имеет немонотонный характер. Она показывает более высокий уровень магнитного гистерезиса как раз в том интервале составов, в котором на массивных образцах системы

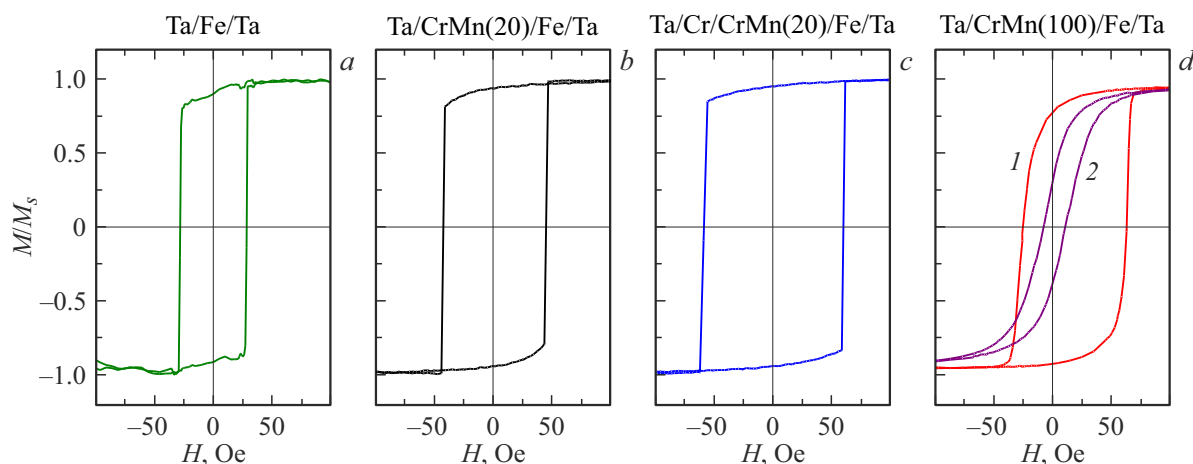


Рис. 4. Магнитооптические петли гистерезиса пленки стекло/Ta/Fe(10)/Ta (a) и образцов со слоями Cr–Mn толщиной 20 (b) и 100 nm (d) на буферных покрытиях Ta (b, d) и Ta/Cr (c). На фрагменте (d) цифры 1 и 2 обозначают различающиеся продольную и поперечную петли гистерезиса соответственно. В трех других случаях (a, c) эти петли полностью совпадают.

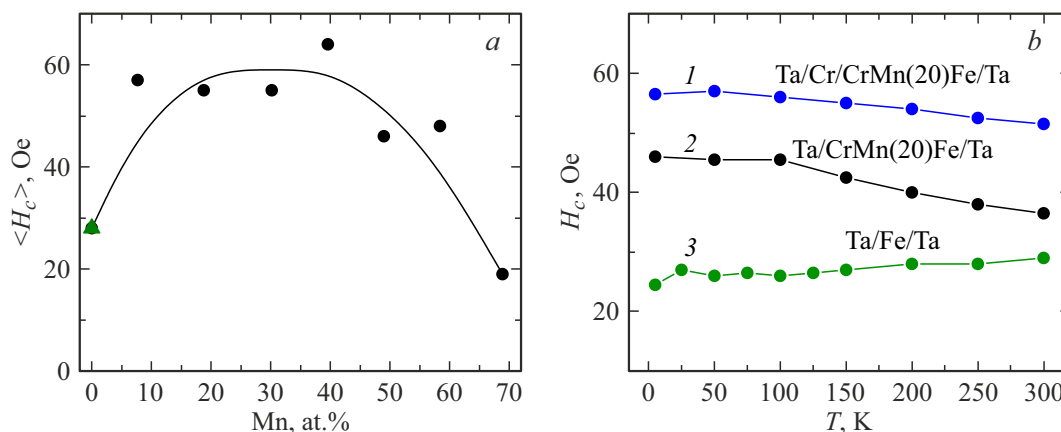


Рис. 5. Концентрационная зависимость усредненной (по всем видам буферных покрытий) коэрцитивной силы (a) для образцов типа Ta/B/Cr_{100-x}Mn_x/Ta и температурные зависимости продольной коэрцитивной силы (b) для образцов с $x = 20$ с буферными покрытиями Ta (кривая 2), Ta/Cr (кривая 1) и пленки Ta/Fe/Ta (кривая 3), коэрцитивная сила при комнатной температуре, которая также указана на рисунке (a) треугольником.

Cr_{100-x}Mn_x при комнатной температуре реализуется антиферромагнитное состояние [8]. Это согласуется с тем положением, что повышенная коэрцитивная сила слоя Fe указывает на наличие антиферромагнетизма в смежном слое Cr–Mn. Однако магнитное смещение ни на одном из образцов с $L = 20$ nm не наблюдалось, что приводит к заключению о слабом влиянии состава на магнитную анизотропию системы Cr_{100-x}Mn_x при условии ее антиферромагнитного упорядочения.

На рис. 5, b приведены температурные зависимости продольной коэрцитивной силы $H_c(T)$ для образцов с буферными покрытиями Ta, Ta/Cr и для пленки Ta/Fe/Ta. Как видно, для них наряду со значительной разницей в уровне H_c имеет место различие и в характере ее изменения с температурой. Для образцов, содержащих слой Cr–Mn (кривые 1, 2), коэрцитивная сила имеет явную тенденцию к увеличению при уменьшении тем-

пературы, а в его отсутствие она в пределах погрешности практически не меняется. Отметим также, что варьирование температуры не привело ни к появлению магнитного смещения ($H_{ex} \sim 0$), ни к образованию анизотропии свойств ($\Delta H_c \sim 0$). Все это, с одной стороны, косвенно подтверждает наличие антиферромагнетизма в Cr–Mn и, по-видимому, отражает температурное изменение в величине магнитной анизотропии этого слоя. А, с другой стороны, указывает на то, что вероятное повышение константы магнитной анизотропии слоя Cr–Mn при низких температурах недостаточно для стабилизации магнитного состояния соответствующих кристаллитов и реализации магнитного смещения.

Ситуация качественно изменилась при увеличении толщины слоя Cr–Mn до 100 nm. Примеры соответствующих продольной и поперечной петель гистерезиса образца на буферном покрытии Ta показаны на рис. 4, d.

Как видно, продольная петля существенно смещена, а поперечная петля намного уже продольной. Сводные данные по величинам продольной коэрцитивной силы H_c , поля обменного смещения продольной петли H_{ex} и разницы между продольным и поперечным значениями коэрцитивной силы ΔH_c в пленках с $L = 100$ nm, также приведены в табл. 3. Общей закономерностью для всех образцов, является повышение коэрцитивной силы с увеличением L . Оно, как и наличие обменного смещения, вероятно, связано с ростом энергии анизотропии антиферромагнитных кристаллитов за счет их укрупнения. Вслед за [17] можно полагать, что из-за дисперсии в размерах зерен большие из них обеспечивают обменное смещение, а меньшие не обладают достаточной устойчивостью к переключению и дают вклад в H_c .

Однако реальная картина не столь однозначна. Во-первых, разные буферные покрытия приводят к существенно отличным величинам поля обменного смещения. Если искать в этом связь с кристаллической структурой, то можно констатировать, что наибольшее H_{ex} получено для пленки на Ta, в которой нет кристаллической текстуры. А в случае сильной текстуры типа (110), которая наблюдается в пленках с $V = Cr, Fe$, обменное смещение значительно слабее. Во-вторых, отсутствует корреляция между H_{ex} и ΔH_{ex} . Причем магнитная анизотропия в плоскости пленок, характеризующаяся ΔH_c , выше для текстурированных образцов на Cr и Fe. В совокупности эти факты можно трактовать на языке нескомпенсированных магнитных моментов на поверхности антиферромагнетика, контактирующего с ферромагнитным слоем [18]. Вероятно, кристаллическая текстура приводит к более упорядоченной обменной связи между ферромагнитным и антиферромагнитным слоями, соответственно растет ΔH_c . Но одновременно уменьшается доля нескомпенсированных магнитных моментов на межслойном интерфейсе, что отрицательно сказывается на H_{ex} .

Пленки на W с $L = 100$ nm демонстрируют несколько иной вариант магнитного гистерезиса, характеризующийся наибольшей H_c в ряду исследованных образцов, наличием слабого магнитного смещения и отсутствием магнитной анизотропии. Причем текстура типа (110) присутствует, хотя и не столь выраженная как в пленках с $V = Cr, Fe$. Такое сочетание свойств, скорее всего, является следствием специфики кристаллообразования, в силу которой зерна Cr–Mn на W имеют относительно большой размер (табл. 2) и нетекстурированы в плоскости. Первое приводит к высокой H_c , а второе — к планарной магнитной изотропности.

Заключение

В целом представленные результаты позволяют заключить, что кристаллическая структура и антиферромагнетизм, свойственные бинарному сплаву Cr–Mn, устойчиво воспроизводятся в тонкопленочном состоянии этой системы, реализованном в рамках метода маг-

нетронного распыления. Микроструктура таких пленок может варьироваться путем изменения их толщины и введения буферных покрытий с разными параметрами ОЦК-решетки. Различное сочетание этих факторов приводит к кристаллической текстуре типов (110) и (200) или к нетекстурованному состоянию. Эти же факторы влияют на гистерезисные свойства слоистой пленочной структуры (Cr–Mn)/Fe, и могут обеспечивать различный уровень коэрцитивной силы, а при определенном сочетании — магнитное смещение ферромагнитного слоя. Однако эффективность Cr–Mn как источника однонаправленной анизотропии сравнительно невелика, что, вероятно, связано с его низкой магнитной анизотропией.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ, проект № 22-22-00814.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] А.В. Огнев, А.С. Самардак. Вестник Дальневосточного отд. РАН, **4**, 70 (2006).
- [2] I. Žutic, J. Fabian, S. Das Sarma. Rev. Modern Phys., **76**, 323 (2004). DOI: 10.1103/RevModPhys.76.323
- [3] T. Blachowicz, A. Ehrmann. Coatings, **11**, 1 (2021). DOI: 10.3390/coatings11020122
- [4] W.H. Meiklejohn, C.P. Bean. Phys. Rev., **105**, 904 (1957). DOI: 10.1103/PhysRev.105.904
- [5] D. Xiong, Y. Jiang, K. Shi, A. Du, Y. Yao, Z. Guo, D. Zhu, K. Cao, S. Peng, W. Cai, D. Zhu, W. Zhao. Fundamental Research, **2**, 522 (2022). DOI: 10.1016/j.fmre.2022.03.016
- [6] V. Baltz, A. Manchon, M. Tsoi, T. Moriyama, T. Ono, Y. Tserkovnyak. Rev. Modern Phys., **90**, 015005 (2018). DOI: 10.1103/RevModPhys.90.015005
- [7] G.W. Anderson, Y. Huai, M. Pakala. J. Appl. Phys., **87**, 5726 (2000). DOI: 10.1063/1.372502
- [8] Y. Hamaguchi, N. Kunitomi. J. Phys. Society Jpn, **19**, 1849 (1964). DOI: 10.1143/JPSJ.19.1849
- [9] В.О. Васковский, В.Н. Лепаловский, А.Н. Горьковенко, Н.А. Кулеш, П.А. Савин, А.В. Свалов, Е.А. Степанова, Н.Н. Щеголева, А.А. Ювченко. ЖТФ, **85** (2), 118 (2015). [V.O. Vas'kovskiy, V.N. Lepalovskij, A.N. Gor'kovenko, N.A. Kulesh, P.A. Savin, A.V. Svalov, E.A. Stepanova, N.N. Yuvchenko, N.N. Schegoleva. Tech. Phys., **60** (2), 116 (2015). DOI: 10.1134/S1063784215010260]
- [10] A.N. Gor'kovenko, V.N. Lepalovskij, V.O. Vas'kovskiy, P.A. Savin, N.N. Schegoleva. Solid State Phenomena, **215**, 278 (2014). DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.215.278
- [11] N.P. Alley, G. Vallejo-Fernandez, R. Kroeger, B. Lafferty, J. Agnew, Y. Lu, K. O'Grady. IEEE Transactions on Magnetics, **44**, 2820 (2008). DOI: 10.1109/TMAG.2008.2001317
- [12] T. Stobiecki, J. Kanak, J. Wrona, G. Reiss, H. Brückl. J. Magn. Mater., **316**, e998 (2007). DOI: 10.1016/j.jmmm.2007.03.168

- [13] M. Venkatraman, J.P. Neumann. *Bull. Alloy Phase Diagrams*, **7**, 457 (1986). DOI: 10.1007/BF02867810
- [14] A.A. Jara, I. Barsukov, B. Youngblood, Y.-J. Chen, J. Read, H. Chen, P. Braganca, I.N. Krivotov. *IEEE Magn. Lett.*, **7**, 1 (2016). DOI: 10.1109/LMAG.2016.2590464
- [15] К.Г. Балымов, Н.А. Кулеш, А.С. Болячкин, А.П. Тuryгин, В.О. Васьковский, Е.В. Кудюков, О.А. Аданакова. *Физика металлов и металловедение*, **119**, 979 (2018). DOI: 10.1134/S0015323018100029 [K.G. Balymov, N.A. Kulesh, A.S. Bolyachkin, A.P. Turygin, V.O. Vas'kovskiy, O.A. Adanakova, E.V. Kudyukov. *Phys. Metals Metallography*, **119**, 923 (2018). DOI: 10.1134/S0031918X18100022]
- [16] Y.P. Zhao, R.M. Gamache, G.C. Wang, T.M. Lu, G. Palasantzas, J.T.M. De Hosson. *J. Appl. Phys.*, **89**, 1325 (2001). DOI: 10.1063/1.1331065
- [17] K. O'Grady, L.E. Fernandez, G. Vallejo-Fernandez. *J. Magn. Mater.*, **322**, 883 (2010). DOI: 10.1016/j.jmmm.2009.12.011
- [18] C. Mitsumata, A. Sakuma, K. Fukamichi, M. Tsunoda. *Mater. Transactions*, **47**, 11 (2006). DOI: 10.2320/matertrans.47.11