

05,13

Сверхрешетки NiFeCo/Cu с высокой магниторезистивной чувствительностью и слабым гистерезисом

© Н.С. Банникова, М.А. Миляев, Л.И. Наумова, Т.П. Криницина, Е.И. Патраков, В.В. Проглядо, Т.А. Чернышова, В.В. Устинов

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

E-mail: bannikova@imp.uran.ru

(Поступила в Редакцию 14 апреля 2016 г.)

Исследованы микроструктура и магниторезистивные характеристики обладающих гигантским магниторезистивным эффектом сверхрешеток $[\text{NiFeCo/Cu}]_8$ с различной толщиной буферного слоя NiFeCr, приготовленных методом магнетронного напыления. Показано, что формирование таких наноструктур с сильным или слабым гистерезисом обусловлено тем, какая структура — ОЦК или ГЦК — сформировалась в буферном слое NiFeCr. Предложен способ существенного снижения ширины петли гистерезиса магнитосопротивления путем использования составного буферного слоя Ta/NiFeCr.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема „Спин“ № 01201463330), а также при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (гранты № 14.Z50.31.0025, НШ-7539.2016.2), РФФИ (проект № 16-02-00061), программы УрО РАН (проект № 15-9-2-22).

Исследования микроструктуры проведены в Центре коллективного пользования „Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов“ ИФМ УрО РАН в отделе электронной микроскопии.

1. Введение

Магнитные металлические сверхрешетки могут обладать гигантским магниторезистивным (ГМР) эффектом, что позволяет использовать эти наноструктуры в качестве эффективных магниточувствительных материалов. При создании магниторезистивных магниточувствительных материалов в первую очередь обращают внимание на следующие функциональные характеристики: величину ГМР-эффекта, поле магнитного насыщения, гистерезис и температурную стабильность свойств созданной наноструктуры. Ультратонкие магнитные слои в сверхрешетке связаны осциллирующим косвенным обменным взаимодействием через немагнитные слои, поэтому магнитосопротивление сверхрешетки также осциллирует с увеличением толщины немагнитной прослойки [1,2], достигая локальных максимумов при антипараллельном („антиферромагнитном“) упорядочении соседних магнитных слоев. Структуры с толщиной немагнитного слоя, соответствующей второму „антиферромагнитному“ максимуму, обладают хорошей воспроизводимостью и высокой температурной стабильностью [3,4].

Для повышения магниторезистивной чувствительности и уменьшения гистерезиса сверхрешеток в качестве ферромагнитных слоев используют сплавы NiFeCo, имеющие близкую к нулю магнострикцию и малую магнитную анизотропию [5,6]. Для формирования навесной анизотропии в магнитных слоях и уменьшения гистерезиса в направлении трудной оси сверхрешетки NiFeCo/Cu напыляют [5] или дополнительно отжигают [7] в магнитном поле.

Выбор материала и толщины буферного слоя способствует формированию более совершенной структуры

в последующих слоях сверхрешетки и улучшению ее функциональных характеристик [3,4]. Ранее было показано, что использование сплава NiFeCr в качестве буферного слоя для пленок NiFe [8] и спин-вентильных структур [9–11] приводит к формированию текстуры $\langle 111 \rangle$, увеличению размера зерна и улучшению магниторезистивных характеристик. В литературе имеются исследования магниторезистивных свойств сверхрешеток NiFeCo/Cu с различными буферными слоями: Cu [6], NiFeCo, Fe [7], Fe, Cr, Zr [12], NiO [13]. Однако по нашим сведениям в публикациях отсутствует информация об использовании NiFeCr в качестве буферного слоя для сверхрешеток NiFeCo/Cu.

В настоящей работе исследована корреляция между микроструктурой и магниторезистивными характеристиками сверхрешеток NiFeCo/Cu с различной толщиной буферного слоя $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{60}\text{Cr}_{40}$, а также предложен способ значительного ослабления гистерезиса и повышения магниторезистивной чувствительности сверхрешеток посредством использования составного буферного слоя Ta/ $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{60}\text{Cr}_{40}$.

2. Эксперимент

Сверхрешетки NiFeCo/Cu были приготовлены магнетронным напылением на подложках из покрытого оксидным слоем SiO₂ монокристаллического кремния. Напыление производилось в магнитном поле $H_{sp} = 80$ Ое, приложенном в плоскости подложки. Были испытаны две разные композиции ферромагнитного тройного сплава: Ni₆₅Fe₁₅Co₂₀ и Ni₇₆Fe₁₀Co₁₄. В качестве буферного слоя использовался парамагнитный сплав

(Ni₈₀Fe₂₀)₆₀Cr₄₀. Совершенство слоистой структуры контролировалось при помощи рентгеновской рефлектометрии. Исследования микроструктуры и кристаллической текстуры проводились методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии ($\theta - 2\theta$ - и ω -сканы). Визуализация морфологии поверхности сверхрешеток проводилась при помощи атомной силовой микроскопии (АСМ). Образцы для измерения сопротивления были вырезаны в форме прямоугольников размером 2×8 mm. Магнитосопротивление определялось как $\Delta R/R_s = [(R(H) - R_s)/R_s] \cdot 100\%$, где $R(H)$ — сопротивление образца в магнитном поле, R_s — сопротивление в поле магнитного насыщения H_s . Контроль состава материалов мишеней и готовых наноструктур с помощью энергодисперсионного рентгеновского спектрометра GENESIS APEX 2 EDS показал их соответствие с относительной точностью до 2–3%.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 показана полевая зависимость магнитосопротивления для образца (Ni₈₀Fe₂₀)₆₀Cr₄₀(100)/[Ni₆₅Fe₁₅Co₂₀(15)/Cu(23)]₈/Ta(50) и обозначены основные функциональные характеристики: максимальное магнитосопротивление $(\Delta R/R_s)_{\max}$ (ГМР-эффект) и выбранная в качестве характеристики гистерезиса перемагничивания величина ΔH , равная ширине петли гистерезиса магнитосопротивления на полувысоте. Здесь и далее толщины слоев указаны в ангстремах в круглых скобках после символа химического элемента.

В микроэлектронике для синтеза магниточувствительных пленочных материалов часто используются подложки из монокристаллического кремния диаметром 50–100 mm, покрытые слоем SiO₂ или Si₃N₄ толщиной 0.3–0.6 μm с шероховатостью 6–12 Å. Получение стабильных результатов напыления на подложках с такими характеристиками требует использования довольно толстых буферных слоев. Магниторезистивные кривые были измерены для сверхрешеток

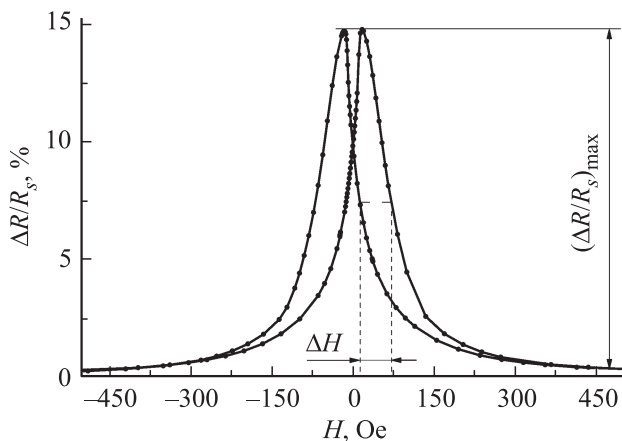


Рис. 1. Полевая зависимость магнитосопротивления для сверхрешетки (Ni₈₀Fe₂₀)₆₀Cr₄₀(100)/[Ni₆₅Fe₁₅Co₂₀(15)/Cu(23)]₈/Ta(50).

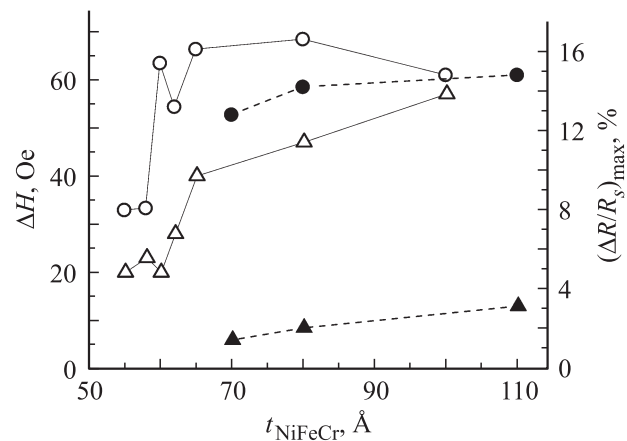


Рис. 2. Зависимости максимального магнитосопротивления (кружки) и ΔH (треугольники) от t_{NiFeCr} в сверхрешетках [Ni₆₅Fe₁₅Co₂₀(15)/Cu(23)]₈/Ta(50) с буферным слоем NiFeCr(t_{NiFeCr}) (светлые символы) и Ta(50)/NiFeCr(t_{NiFeCr}) (темные символы).

NiFeCr(t_{NiFeCr})/[Ni₆₅Fe₁₅Co₂₀(15)/Cu(23)]₈/Ta(50) с разными толщинами буферного слоя NiFeCr. Зависимости величин $(\Delta R/R_s)_{\max}$ и ΔH от t_{NiFeCr} показаны на рис. 2. Стабильно высокие величины ГМР-эффекта были получены для структур, выращенных на буферном слое, толщина которого составляет не менее 65 Å. Использование более тонкого буферного слоя приводило к нестабильности величин максимального магнитосопротивления и при дальнейшем уменьшении толщины NiFeCr к уменьшению ГМР-эффекта. На основании данных рентгеновской рефлектометрии был сделан вывод, что уменьшение толщины буферного слоя приводит к снижению качества слоистой структуры из-за сильного влияния шероховатости подложек. При $t_{\text{NiFeCr}} = 60$ Å реализуется оптимальное для магниточувствительного материала сочетание слабого гистерезиса и высокого ГМР-эффекта. Однако, как видно из рис. 2, отклонение на несколько ангстрем от $t_{\text{NiFeCr}} = 60$ Å в сторону уменьшения толщины приводит к существенному снижению магнитосопротивления, а в сторону увеличения толщины — к резкому возрастанию ΔH . Зависимость $\Delta H(t_{\text{NiFeCr}})$ имеет следующую важную особенность: при малых толщинах буферного слоя формируются сверхрешетки со слабым гистерезисом, а при больших — с сильным, причем увеличение ΔH в 2 раза происходит при малом изменении толщины буферного слоя от 60 до 65 Å. Причины такого изменения гистерезисных свойств были выяснены в процессе проведения структурных исследований.

Дифрактограмма, типичная для образцов как с толстым, так и с тонким буферным слоем, показана на рис. 3. Помимо дифракционного пика от монокристаллической кремниевой подложки имеются два структурных пика от напыленной пленки — результат дифракции первого и второго порядка от семейства плоскостей (111) ГЦК-структуры. Эти пики являются общими для Cu и NiFeCo из-за близости параметров их кристаллической структуры. Отсутствие остальных структурных

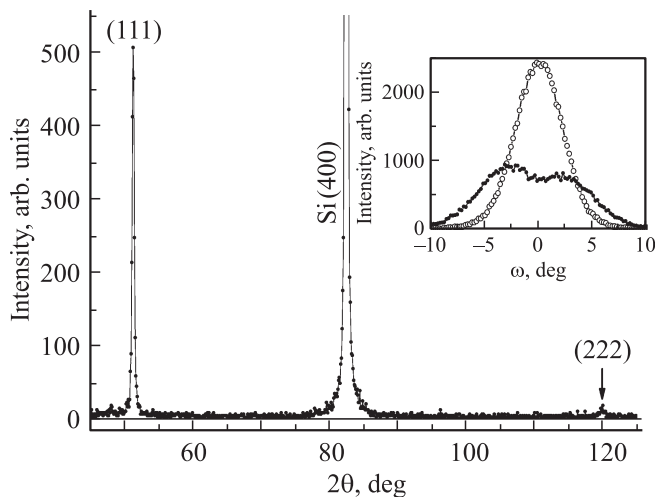


Рис. 3. Дифрактограмма, полученная от сверхрешетки $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{60}\text{Cr}_{40}(100)/[\text{Ni}_{65}\text{Fe}_{15}\text{Co}_{20}(15)/\text{Cu}(23)]_8/\text{Ta}(50)$. На вставке показаны ω -сканы для пика (111), полученные для данного образца (темные символы) и для образца с меньшей толщиной буферного слоя NiFeCr(60) (светлые символы).

пиков ГЦК-решетки может быть следствием того, что в напыленных пленках сформировалась текстура $\langle 111 \rangle$. Оценка степени совершенства текстуры была проведена с помощью метода кривых качания [14]. На вставке к рис. 3 показаны кривые качания (ω -скан) вокруг пика (111) для структур, приготовленных на тонком и толстом буферных слоях. В случае тонкого буферного слоя форма кривой качания соответствует аксиальной текстуре с осью $\langle 111 \rangle$, перпендикулярной плоскости пленки. Менее совершенная текстура $\langle 111 \rangle$ формируется при напылении сверхрешетки на толстый буферный слой. В этом случае два максимума на кривой качания указывают на появление конической текстуры, когда направления $\langle 111 \rangle$ в кристаллитах преимущественно отклонены от нормали к пленке на некоторый угол и суммарно образуют коническую поверхность.

Результаты текстурных исследований были сопоставлены с АСМ-изображениями поверхности. На рис. 4 показаны изображения поверхностей сверхрешеток, приготовленных на тонком и толстом буферном слоях, и соответствующие кривые качания. В случае тонкого буферного слоя (рис. 4, *a*) поверхность пленки выглядит так, как будто она образована верхушками столбчатых кристаллитов, перпендикулярных поверхности подложки. Отметим, что в данном образце была обнаружена аксиальная текстура $\langle 111 \rangle$ с осью, нормальной к поверхности подложки. Тогда, по-видимому, направление столбчатого роста кристаллитов совпадает с направлением $[111]$ и перпендикулярно подложке. В случае толстого буферного слоя (рис. 4, *b*) поверхность выглядит так, как будто столбчатые кристаллиты отклонены от нормали к подложке, образуя на поверхности гребни и впадины и объединяясь в более крупные конгломераты. Обнаруженная в данном образце коническая текстура $\langle 111 \rangle$

подразумевает именно то, что направление $[111]$ в монокристаллических зернах поликристаллической пленки отклонено от нормали к поверхности пленки на некоторый угол. Следовательно, можно предположить, что видимая на АСМ-изображениях поверхность образована кристаллитами, направление столбчатого роста в которых совпадает с кристаллографическим направлением $[111]$ и отклонено от нормали к поверхности подложки.

Полевые зависимости магнитосопротивления, измеренные для сверхрешеток, приготовленных на тонком и толстом буферных слоях NiFeCr, показаны на рис. 5 светлыми и темными символами соответственно. Видно, что при большой толщине буферного слоя величина магнитосопротивления больше, однако при этом ширина

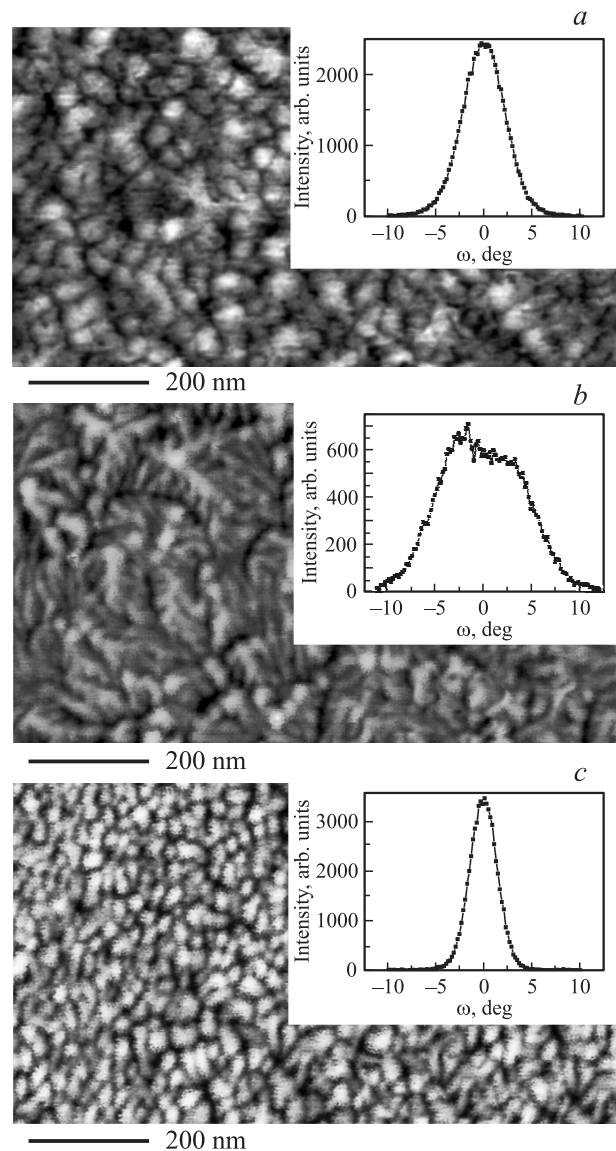


Рис. 4. Изображения морфологии поверхности сверхрешеток с буферным слоем NiFeCr(60) (*a*), NiFeCr(80) (*b*), Ta(50)/NiFeCr(80) (*c*). На вставках показаны соответствующие кривые качания (ω -скан) вокруг пика (111).

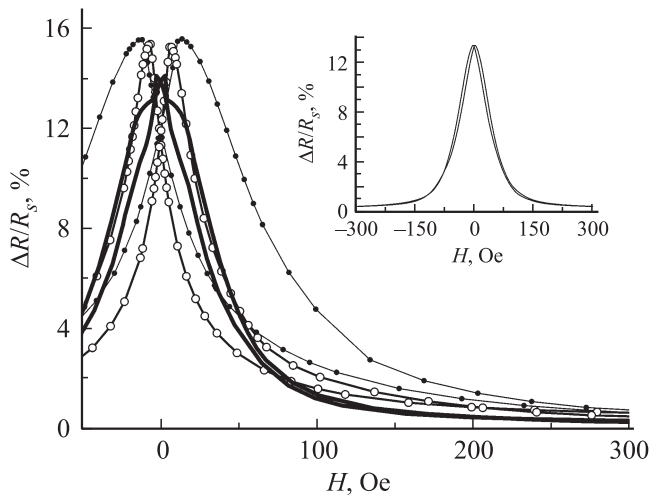


Рис. 5. Полевые зависимости магнитосопротивления для сверхрешеток $[\text{Ni}_{65}\text{Fe}_{15}\text{Co}_{20}(15)/\text{Cu}(23)]_8$ с буферным слоем NiFeCr(60) (светлые символы), NiFeCr(80) (темные символы) и Ta(50)/NiFeCr(80) (жирная линия). На вставке — полевая зависимость магнитосопротивления для образца с буферным слоем Ta(50)/NiFeCr(80), измеренная в поле, приложенном вдоль оси трудного намагничивания.

петли гистерезиса существенно возрастает. На основании текстурных исследований было сделано предположение, что ухудшение гистерезисных характеристик сверхрешеток связано со снижением совершенства аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle$, происходящим при увеличении толщины буферного слоя NiFeCr. Аналогичная корреляция между совершенством текстуры $\langle 111 \rangle$ и гистерезисом магнитосопротивления была выявлена в работе [4] для сверхрешеток NiFeCr/[CoFe/Cu]₈.

Как показано выше, буферный слой NiFeCr толщиной $t_{\text{NiFeCr}} > 65 \text{ \AA}$ приводит к формированию сверхрешеток со стабильно высоким ГМР-эффектом, но с сильным гистерезисом, обусловленным несовершенством текстуры $\langle 111 \rangle$ в слоях сверхрешетки. Для повышения степени совершенства текстуры при сохранении большой толщины буферного слоя в его состав был добавлен подслой тантала. Как показано в работе [15], использование Ta в качестве буферного слоя при магнетронном напылении пленок $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ приводит к формированию текстуры $\langle 111 \rangle$ и уменьшению гистерезиса. С той же целью при напылении спин-вентильных структур часто используется буферный слой Ta [16]. Однако в случае сверхрешеток использование такого буферного слоя приводит к существенному уменьшению ГМР-эффекта [17]. В настоящей работе мы использовали составной буферный слой композиции Ta/NiFeCr. Толщины слоев варьировались в пределах 20–60 Å для тантала и 70–110 Å для NiFeCr. Во всех сверхрешетках с составным буферным слоем было обнаружено существенное снижение гистерезиса. На рис. 2 темными символами показаны зависимости ГМР-эффекта и величины ΔH от t_{NiFeCr} в составном буферном слое Ta(50)/NiFeCr. Видно, что использование подслоя Ta приводит к уменьшению ширины петли

гистерезиса магнитосопротивления более чем в 5 раз при незначительном снижении величины ГМР-эффекта.

На рис. 5 жирной линией показана полевая зависимость магнитосопротивления, полученная для сверхрешетки с составным буферным слоем Ta(50)/NiFeCr(80). Поле при измерении направлено вдоль оси легкого намагничивания (ОЛН), т.е. так же, как было направлено при напылении сверхрешетки поле \mathbf{H}_{sp} . В малых полях (менее 10 Oe) обнаружены отклонения от линейного хода зависимости $\Delta R/R_s(H)$. Предположительно причина появления этих искажений состоит в следующем.

При магнетронном напылении обменно-связанных структур в магнитном поле имеется различие в условиях формирования наведенной анизотропии в нижнем и последующих ферромагнитных слоях [18]. Если предположить, что формирующаяся ОЛН в напыляемом слое совпадает не с направлением приложенного поля \mathbf{H}_{sp} , а с направлением намагниченности этого слоя в момент его напыления, то во всех слоях, кроме нижнего, направления намагниченности и, следовательно, осей легкого намагничивания могут быть отклонены от \mathbf{H}_{sp} из-за косвенного обменного взаимодействия между ферромагнитными слоями через немагнитную прослойку. Вероятно, такая ориентация ОЛН отдельных слоев по отношению к \mathbf{H}_{sp} может формироваться, если величина \mathbf{H}_{sp} меньше, чем поле насыщения для данной структуры. Тогда механизмы перемагничивания отдельных слоев могут быть разными в зависимости от того, параллельна ОЛН данного слоя магнитному полю, приложенному при перемагничивании, или отклонена от него. Данное предположение объясняет особенности на магниторезистивной кривой, наблюдаемые в области малых полей. Детальное исследование физических механизмов и закономерностей формирования наведенной анизотропии в обменно-связанных сверхрешетках при магнетронном напылении в магнитном поле требует проведения дополнительных экспериментов.

В нашем случае $H_{\text{sp}} = 80 \text{ Oe}$, поле насыщения $H_s > 100 \text{ Oe}$ и при малой ширине петли гистерезиса ($\Delta H = 8.5 \text{ Oe}$) искажения формы магниторезистивной кривой в малых полях особенно заметны. Если магнитное поле при измерении направить вдоль оси трудного намагничивания, т.е. перпендикулярно \mathbf{H}_{sp} , то особенности на магниторезистивной кривой в малых полях исчезают. На вставке к рис. 5 показана зависимость $\Delta R/R_s(H)$, измеренная при приложении поля вдоль оси трудного намагничивания. Важно отметить, что помимо уменьшения гистерезиса использование подслоя Ta приводит к уменьшению полей магнитного насыщения и, следовательно, к увеличению магниторезистивной чувствительности, составляющей 0.23 и 0.17%/Oe вдоль осей легкого и трудного намагничивания соответственно.

Для ответа на вопрос о том, почему добавление подслоя Ta к буферному слою NiFeCr приводит к резкому повышению степени совершенства текстуры в слоях и существенному улучшению гистерезисных характеристик, микроструктура сверхрешеток была исследована методами просвечивающей электронной микроскопии.

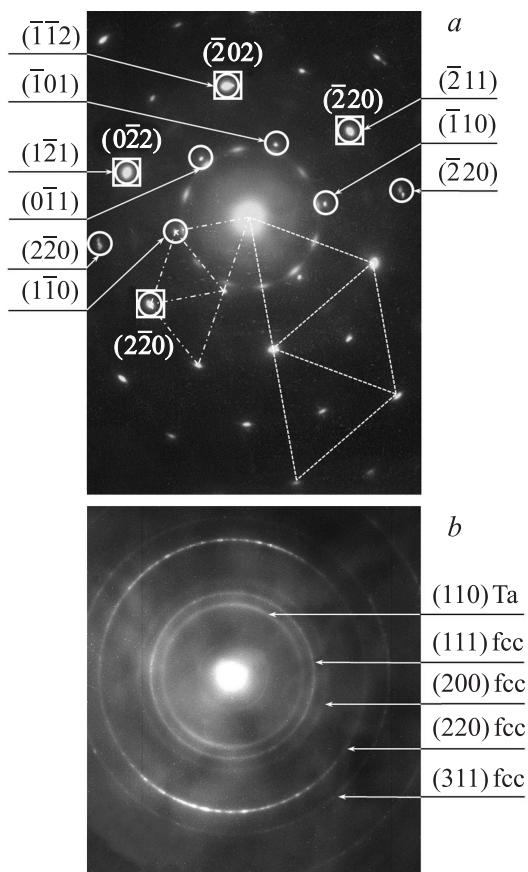


Рис. 6. Электронограммы, полученные для сверхрешеток $[\text{Ni}_{65}\text{Fe}_{15}\text{Co}_{20}(15)/\text{Cu}(23)]_8$ с буферным слоем $\text{NiFeCr}(65)$ (а) и $\text{Ta}(50)/\text{NiFeCr}(80)$ (b).

На рис. 6, а и б показаны типичные электронограммы, полученные для сверхрешеток с буферным слоем $\text{NiFeCr}(65)$ и $\text{Ta}(50)/\text{NiFeCr}(80)$ соответственно. Первое кольцо вокруг центрального пятна на обеих электронограммах получено от плоскостей (110) ОЦК-решетки Та, имеющегося в защитном слое у одного образца и в защитном и буферном слое у другого. На всех электронограммах рефлексы, полученные от слоев Та, кольцевые; следовательно, эти слои имеют поликристаллическую структуру с малым размером беспорядочно ориентированных кристаллитов.

По результатам магниторезистивных и дифрактометрических измерений (рис. 2, 3) образец с буферным слоем $\text{NiFeCr}(65)$ обладает большой величиной ΔH и широкой кривой качания с двумя максимумами. Полученная от данного образца электронограмма с рефлексами в виде пятен характерна для блочных монокристаллов с угловой разориентацией блоков около 5° . Более яркие рефлексы, образующие сетку из больших равнобедренных треугольников (рис. 6, а), получены от сверхрешетки $[\text{NiFeCo}(15)/\text{Cu}(23)]_8$. На рисунке эти рефлексы выборочно отмечены квадратными рамками. Их расположение на электронограмме совпадает со стандартной сеткой, изображающей обратную решетку

ГЦК-кристалла, ориентированного так, что направление [111] параллельно электронному лучу. Такая ориентация кристаллитов характерна для текстуры $\langle 111 \rangle$ с осью, перпендикулярной плоскости пленки. Однако яркость рефлексов, полученных от семейства плоскостей (220) не одинакова (в частности, $(2\bar{2}0)$ и $(\bar{2}20)$ слабее остальных рефлексов от данного семейства плоскостей). Такое различие в яркости может быть следствием малого отклонения направления [111] в данном кристаллите от нормали к плоскости пленки, обусловленного выявленной для данного образца конической текстурой $\langle 111 \rangle$. Кроме отражений, полученных от сверхрешетки $[\text{NiFeCo}(15)/\text{Cu}(23)]_8$, на электронограмме имеются более слабые рефлексы, выборочно отмеченные кружками. Их расположение описывается равнобедренными треугольниками меньшего размера и совпадает со стандартной сеткой, соответствующей изображению обратной решетки ОЦК-кристалла, в котором направление [111] нормально к плоскости пленки. Данный набор рефлексов получен от буферного слоя $\text{NiFeCr}(65)$, который имеет ОЦК-структуру с параметром кристаллической решетки $a = 2.92 \text{ \AA}$. Значение параметра решетки было подтверждено дифрактометрическими измерениями, проведенными на специально напыленной пленке NiFeCr толщиной 1200 \AA . Взаимное расположение рефлексов, полученных от ОЦК- и ГЦК-структур, позволяет сделать вывод о том, что данные решетки развернуты друг относительно друга в плоскости пленки на угол 30° вокруг направления $\langle 111 \rangle$.

Для сверхрешетки, приготовленной на буферном слое, содержащем подслоя Та, были получены электронограммы в виде колец, что свидетельствует о меньшем размере кристаллитов, чем для предыдущего образца на рис. 6, б. На электронограмме отсутствуют рефлексы (200) и (211), которые относились бы к ОЦК-структуре NiFeCr , но имеется полный набор колец, соответствующих ГЦК-структуре. Эти кольца являются общими для NiFeCr и NiFeCo/Cu , что возможно при одинаковой симметрии и близости параметров решетки данных материалов. Следовательно, можно предположить, что при использовании подслоя Та в буферном слое в сплаве NiFeCr формируется не ОЦК-, а ГЦК-структура с параметром кристаллической решетки $a = 3.58 \text{ \AA}$. Кольцо (220) является самым ярким, что свидетельствует о наличии аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle$, ось которой перпендикулярна плоскости пленки.

На рис. 7 показаны светлопольные изображения микроструктуры образцов, приготовленных на буферном слое NiFeCr и Ta/NiFeCr . Видно, что добавление подслоя Та приводит к уменьшению латеральных размеров кристаллитов в образце и единообразию их формы. По проведенным оценкам диаметр зерен составляет $40\text{--}50 \text{ nm}$, что совпадает с размером неровностей на АСМ-изображениях морфологии поверхности данного образца (рис. 4, с).

Таким образом, повышение совершенства текстуры в сверхрешетках, наблюдаемое при добавлении подслоя Та к буферному слою, обусловлено тем, что

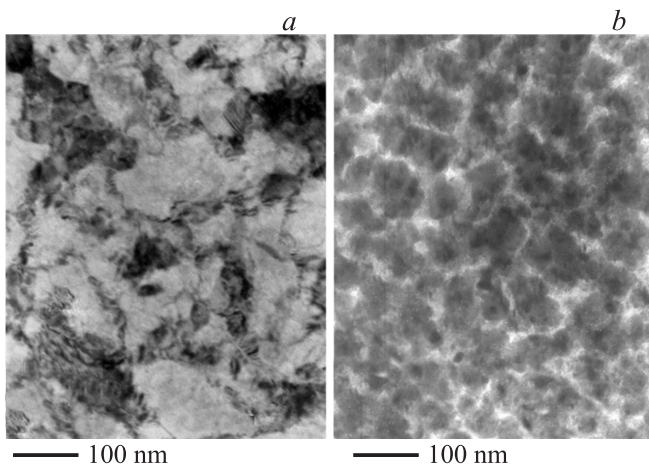


Рис. 7. Светлопольные изображения микроструктуры, полученные для сверхрешеток $[\text{Ni}_{65}\text{Fe}_{15}\text{Co}_{20}(15)/\text{Cu}(23)]_8$ с буферным слоем NiFeCr(65) (a) и Ta(50)/NiFeCr(80) (b).

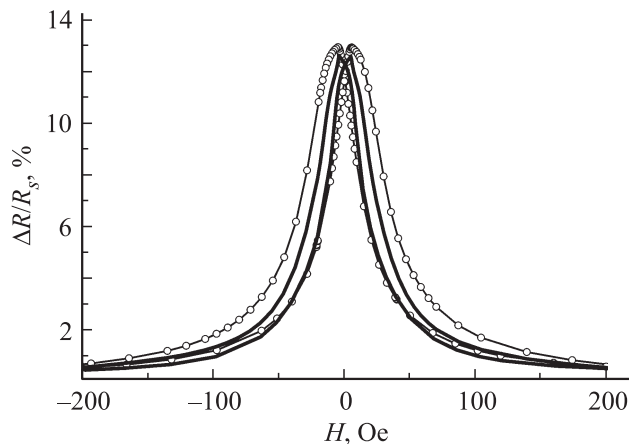


Рис. 8. Полевые зависимости магнитосопротивления, полученные для сверхрешеток $[\text{Ni}_{76}\text{Fe}_{10}\text{Co}_{14}(15)/\text{Cu}(23)]_8$ с буферным слоем NiFeCr(70) (точки) и Ta(40)/NiFeCr(70) (линия).

при этом происходит принципиальное изменение микроструктуры в слое NiFeCr: в нем вместо ОЦК-структуры формируется ГЦК-структура, которая, по-видимому, способствует формированию совершенной текстуры $\langle 111 \rangle$ в последующих слоях сверхрешетки и росту столбчатых монокристаллических зерен с малым разбросом размеров и формы.

Как показано выше, добавление подслоя Ta к буферному слою NiFeCr позволяет улучшить магниторезистивные характеристики напыленной на нем сверхрешетки $[\text{Ni}_{65}\text{Fe}_{15}\text{Co}_{20}(15)/\text{Cu}(23)]_8$. Аналогичный подход был использован для сверхрешеток на основе сплава $\text{Ni}_{76}\text{Fe}_{10}\text{Co}_{14}$ с другим процентным содержанием ферромагнитных металлов. На рис. 8 показаны полевые зависимости магнитосопротивления для сверхрешеток $[\text{Ni}_{76}\text{Fe}_{10}\text{Co}_{14}(15)/\text{Cu}(23)]_8$, приготовленных с использованием буферного слоя NiFeCr(70) и Ta(40)/NiFeCr(70). Видно, что и в этом случае использо-

вание подслоя Ta приводит к уменьшению ширины петли гистерезиса магнитосопротивления и снижению полей магнитного насыщения сверхрешетки. Магниторезистивная кривая, полученная для образца с буферным слоем Ta(40)/NiFeCr(70), имеет следующие функциональные характеристики: $(\Delta R/R_s)_{\text{max}} = 12.5\%$, $\Delta H = 9 \text{ Oe}$; максимальная магниторезистивная чувствительность $0.3\%/\text{Oe}$ в полях до 25 Oe . Такие сверхрешетки, приготовленные на подложках из покрытого оксидным слоем кремния, являются удобным для практических приложений магниточувствительным материалом, сочетающим высокий ГМР-эффект и слабый гистерезис.

4. Заключение

При магнетронном напылении сверхрешеток NiFeCo/Cu на покрытые оксидным слоем кремниевые пластины, широко используемые в микроэлектронике, увеличение толщины буферного слоя NiFeCr, необходимое для получения стабильно высокого ГМР-эффекта, приводит к ухудшению гистерезисных характеристик. Показано, что причиной этого являются формирование ОЦК-структуры в буферном слое и деградация текстуры $\langle 111 \rangle$ в имеющих ГЦК-структуру слоях сверхрешетки.

Предложен способ значительного ослабления гистерезиса в приготовленных на толстом буферном слое сверхрешетках, а именно добавление подслоя Ta к буферному слою NiFeCr приводит к следующим структурным изменениям: сплав NiFeCr формирует ГЦК-структуру, которая способствует появлению в последующих обменно-связанных слоях совершенной текстуры $\langle 111 \rangle$, ось которой перпендикулярна плоскости подложки. Эти структурные изменения объясняют полученное улучшение функциональных характеристик сверхрешетки: существенное ослабление гистерезиса, уменьшение полей насыщения и повышение магниторезистивной чувствительности.

Список литературы

- [1] K. Wetzig, C.M. Schneider. Metal based thin films for electronics. WILEY-VCH, Weinheim (2003). 378 p.
- [2] S. Tumanski. Handbook of magnetic measurements. CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton—London—N. Y. (2011). 382 p.
- [3] М.А. Миляев, Л.И. Наумова, В.В. Проглядо, Т.П. Криницина, А.М. Бурханов, Н.С. Банникова, В.В. Устинов. ФММ **112**, 146 (2011).
- [4] Н.С. Банникова, М.А. Миляев, Л.И. Наумова, В.В. Проглядо, Т.П. Криницина, И.Ю. Каменский, В.В. Устинов. ФММ **116**, 1040 (2015).
- [5] M.R. Parker, S. Hossain, D. Seale, J.A. Barnard, M. Tan, H. Fujiwara. IEEE Trans. on Magn. **30**, 358 (1994).
- [6] R. Coehoorn, J.P.W.B. Duchateau. J. Magn. Mater. **123**, 390 (1993).
- [7] T. Kanda, M. Jimbo, S. Tsunashima, S. Goto, M. Kumazawa, S. Uchiyama. IEEE Transl. Magn. Jpn. **9**, 103 (1994).

- [8] X. Yang, Z. Peng, H. Liao, Z. Li. *J. Wuhan University of Technology — Mater. Sci. Ed.* **19**, 23 (2004).
- [9] Y. An, J. Liu, Y. Ma. *J. Appl. Phys.* **103**, 013905 (2008).
- [10] V.A. Vas'ko, M.T. Kief. *J. Appl. Phys.* **93**, 8409 (2003).
- [11] J.R. Childress, M.J. Carey, R.J. Wilson, N. Smith, C. Tsang, M.K. Ho, K. Carey, S.A. MacDonald, L.M. Ingall, V.A. Gurney. *IEEE Trans. Magn.* **37**, 1745 (2001).
- [12] Z.T. Diao, S. Goto, K. Meguro, S. Tsunashima, M. Jimbo. *J. Appl. Phys.* **81**, 2327 (1997).
- [13] R. Nakatani, K. Hoshino, H. Hoshiya, Y. Sugita. *Mater. Trans.* **37**, 1710 (1996).
- [14] С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. *Рентгенографический и электронно-оптический анализ*. МИСИС, М. (1994). 328 с.
- [15] R. Jérôme, T. Valet, P. Galtier. *IEEE Trans. Magn.* **30**, 4878 (1994).
- [16] R. Coehoorn. In: *Handbook of magnetic materials*, V. 15 / Ed. K.H.J. Buschow. Elsevier B.V., Amsterdam (2003). P. 31.
- [17] S. Gangopadhyay, J.X. Shen, M.T. Kief, J.A. Barnard, M.R. Parker. *IEEE Trans. Magn.* **31**, 3933 (1995).
- [18] Л.А. Чеботкевич, Ю.П. Иванов, А.В. Огнёв. *ФТТ* **49**, 2039 (2007).