

## ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 539.216.2:537.621.2:537.623

### МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ПСЕВДО СПИНОВЫХ КЛАПАНОВ CoFe/Cu/CoFe/Dy В УСЛОВИЯХ ИНТЕРДИФФУЗИИ СЛОЕВ ДИСПРОЗИЯ И ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА CoFe

© 2019 г. Л. И. Наумова<sup>a, b, \*</sup>, М. А. Миляев<sup>a, b</sup>, Р. С. Заворницын<sup>a</sup>, Т. П. Криницина<sup>a</sup>,  
Т. А. Чернышова<sup>a, b</sup>, В. В. Проглядо<sup>a</sup>, В. В. Устинов<sup>a, b</sup>

<sup>a</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

<sup>b</sup>Уральский Федеральный Университет, ИЕНиМ, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

\*e-mail: [naumova@imp.uran.ru](mailto:naumova@imp.uran.ru)

Поступила в редакцию 17.10.2018 г.

После доработки 13.11.2018 г.

Принята к публикации 27.11.2018 г.

Обладающие гигантским магниторезистивным эффектом наноструктуры типа псевдо спиновый клапан, имеющие в своем составе слой диспрозия, изготовлены методом магнетронного напыления. Для свежеприготовленных и для подвергнутых отжигу или длительному хранению при комнатной температуре наноструктур измерены полевые зависимости магнитосопротивления в интервале температур 83–333 К. Изменение формы магниторезистивных кривых использовано для идентификации изменения магнитного состояния наноструктуры. Проведены исследования микроструктуры. Обнаружены вызванные отжигом и хранением изменения структуры и магниторезистивных свойств псевдо спиновых клапанов. Интерпретация результатов дана в предположении формирования на границе CoFe/Dy ферромагнитного сплава Dy–Co–Fe.

**Ключевые слова:** диспрозий, магнитосопротивление, псевдо спиновый клапан, температурная стабильность

**DOI:** 10.1134/S0015323019050139

#### ВВЕДЕНИЕ

Многослойные магнитные структуры на основе редкоземельных (Dy, Gd, Tb) и переходных (Co, Fe, Ni) металлов сочетают в себе элементы магнетизма нескольких групп магнитных материалов. Основными носителями магнетизма в переходных металлах являются 3d-электроны, и магнитное упорядочение осуществляется за счет прямого обменного взаимодействия – оно является короткодействующим. В редкоземельных металлах магнетизм обусловлен 4f-электронами, в системе которых отсутствует прямое обменное взаимодействие, и магнитное упорядочение определяется косвенным обменом через электроны проводимости. Такое взаимодействие является осциллирующим и дальнедействующим, оно обуславливает низкие температуры магнитного упорядочения и способствует образованию сложных магнитных структур.

Диспрозий относится к редкоземельным элементам, обладает гексагональной плотноупакованной (ГПУ) структурой. Интерес к нему обусловлен тем, что диспрозий имеет две температур-

ные области магнитного упорядочения. При охлаждении ниже температуры Нееля ( $T_N = 179$  К) наблюдается переход из парамагнитного состояния в антиферромагнитное с образованием геликоидальной магнитной структуры, которая разрушается при охлаждении образца до температуры Кюри ( $T_C = 85$  К), где происходит переход в ферромагнитное состояние. Обнаружено, что диспрозий обладает анизотропией во всех трех магнитных состояниях с осью трудного намагничивания вдоль гексагональной оси  $c$  и осью легкого намагничивания в базисной плоскости (0001) вдоль оси  $a$  [1–4].

Ниже температуры Нееля наблюдается резкое уменьшение электросопротивления в базисной плоскости (0001) [5], а вдоль гексагональной оси в некотором температурном интервале вблизи температуры  $T_N$  происходит возрастание электросопротивления при охлаждении, а затем его резкое уменьшение [6].

По данным исследований [7, 8] в многослойных структурах на границе редкоземельного и переходного металлов возникает интерфейсная об-

ласть толщиной порядка нескольких ангстрем, в которой атомы редкоземельного и переходного металлов взаимно диффундируют с образованием аморфного сплава, обладающего высокой температурой Кюри. В зависимости от соотношения входящих в него элементов  $T_C$  может варьироваться от 410 К для  $Du_{27.3}Fe_{65}Co_{7.7}$  до 545 К для  $Du_{20.8}Fe_{63}Co_{16.2}$  [9]. Температура компенсации данных сплавов составляет порядка 290 К и 125 К соответственно. Для двойных сплавов  $Du_{1-x}Co_x$  и  $Du_{1-x}Fe_x$  при  $x > 0.7$ , температура Кюри может достигать величин порядка 500 К и 300 К соответственно [10, 11]. Интерфейс между слоями редкоземельного и переходного металлов обладает магнитной анизотропией [10]. Коэрцитивная сила ( $H_C$ ) сплава  $DuCoFe$  увеличивается при понижении температуры, достигая десятков килоэрстед [9–11].

Имеется ряд работ [10, 12, 13], в которых исследуются микроструктура и магнитные свойства многослойной наноструктуры, содержащей слой диспрозия, в частности, структурные и магнитные особенности интерфейса между переходным и редкоземельным металлом, процессы перемагничивания наноструктуры и особенности магнитной анизотропии. Введение слоя диспрозия в состав многослойных магнитных наноструктур позволяет синтезировать материалы, обладающие уникальным сочетанием элементов магнетизма  $3d$  и  $4f$ -металлов и перспективными для применения свойствами, например, сочетанием магнитной и температурной чувствительности, перпендикулярной магнитной анизотропией. Отметим, что для практического применения наноструктур, содержащих слой диспрозия, необходима их стабильность по отношению к воздействию температуры и времени.

В настоящей работе мы исследуем магниторезистивные свойства наноструктуры типа псевдо спиновый клапан, содержащий слой диспрозия, и изменения микроструктуры и магнитосопротивления данной наноструктуры, происходящие со временем или при нагревании. Изменение формы магниторезистивных кривых используется для идентификации изменения магнитного состояния наноструктуры.

## ЭКСПЕРИМЕНТ

Методом магнетронного напыления на подложках из стекла изготовлены многослойные наноструктуры типа псевдо спиновый клапан композиции  $Ta(5)/Co_{90}Fe_{10}(5)/Cu(2.8)/Co_{90}Fe_{10}3.5/Du(t_{Dy})/Ta(5)$  с толщиной слоя диспрозия  $t_{Dy} = 3, 7, 14, 20, 25, 30, 50$  и  $80$  нм, а также трехслойные структуры  $Co_{90}Fe_{10}(5)/Du(t_{Dy})/Co_{90}Fe_{10}(5)$  с толщиной  $t_{Dy} = 14, 20$  и  $80$  нм. Здесь и далее в скобках указана толщина слоев в нанометрах.

Сопротивление измеряли четырехконтактным методом при протекании постоянного тока в плоскости пленки на образцах размером  $2 \text{ мм} \times 8 \text{ мм}$  с напыленными при помощи маски медными контактными площадками. Использовали два разных способа присоединения контактов к образцу – микросварка на установке ТРТ НВ16 и пайка при температуре жала паяльника  $216^\circ\text{C}$ . Для обоих способов не было выявлено изменения магниторезистивных свойств образца под действием локального нагрева.

Магнитосопротивление определяли как  $\Delta R/R_s = [(R(H) - R_s)/R_s] \times 100\%$ , где  $R(H)$  – сопротивление образца в магнитном поле,  $R_s$  – сопротивление в поле насыщения.

Полевые и температурные зависимости сопротивления были получены в интервале температур  $83\text{--}333$  К. Измерение полевых зависимостей магнитосопротивления и отжиг в атмосфере гелия проводили в установке, собранной на базе электромагнита фирмы Bruker, прокачанного криостата и температурного контроллера LakeShore 336. Процесс отжига включал в себя нагрев в течение 20 мин до температуры  $373$  К, выдержку в течение заданного времени и охлаждение до температуры  $293$  К.

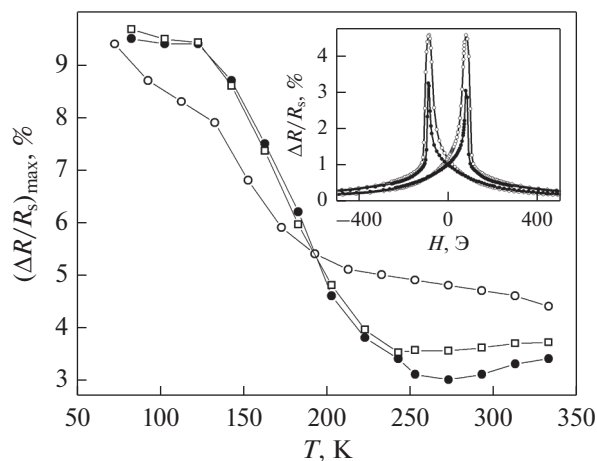
Для магнитных измерений использовали вибрационный магнитометр.

Исследования микроструктуры проводили методом просвечивающей электронной микроскопии на электронном микроскопе Теснаи G-30. Образцы для просвечивающей электронной микроскопии были изготовлены при помощи предварительного механического утонения со стороны подложки и последующего ионного травления на установке Low Angle Ion Milling & Polishing System (Fischione Instruments).

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

**Формирование антиферромагнитной геликоидальной структуры в слое диспрозия и магниторезистивные свойства псевдо спинового клапана до и после отжига.** Полевые зависимости магнитосопротивления для псевдо спинового клапана со слоем диспрозия толщиной  $80$  нм, измеренные при комнатной температуре до и после отжига в течение  $30$  мин, показаны на вставке рис. 1. Несмотря на малое время и низкую температуру отжига, максимальная величина магнитосопротивления уменьшилась от  $4.6$  до  $3.3\%$ .

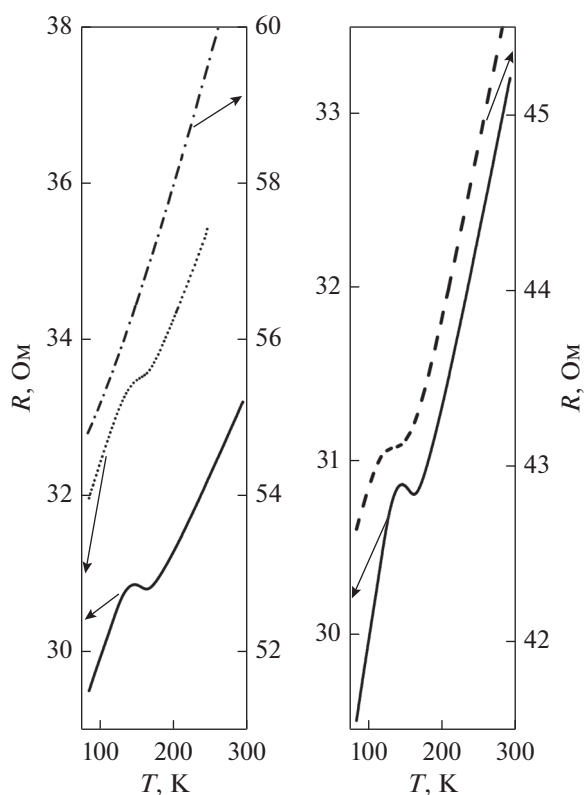
Исследуемая наноструктура содержит слой диспрозия, и происходящее в нем при понижении температуры изменение магнитного упорядочения может влиять на магнитосопротивление всей наноструктуры. На рис. 1 показаны зависимости максимального магнитосопротивления от температуры для псевдо спинового клапана до и



**Рис. 1.** Зависимости максимального магнитосопротивления от температуры для Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy(80)/Ta(5), измеренные до (светлые круги) и после отжига продолжительностью 7 (светлые квадраты) и 30 (темные круги) мин. На вставке показаны полевые зависимости магнитосопротивления, измеренные до и после отжига (темные и светлые символы соответственно).

после отжига. Для получения зависимостей образец охлаждали в магнитном поле 9 кЭ до 83 К, а затем магниторезистивные кривые измеряли при различных температурах, пошагово поднимая температуру от 83 до 333 К. Максимальную величину магнитосопротивления  $(\Delta R/R_s)_{\max}$  определяли как максимум на магниторезистивной кривой.

Для неотожженного образца при повышении температуры от 83 до 333 К магнитосопротивление уменьшается. На  $(\Delta R/R_s)_{\max}(T)$  зависимости можно выделить три участка и, соответственно, три температурных интервала, в которых кривая имеет разный наклон. На рис. 2 показаны температурные зависимости сопротивления наноструктур CoFe(5)/Dy( $t_{Dy}$ )/CoFe(5). В интервале температур 130–170 К на  $R(T)$  зависимостях, полученных для  $t_{Dy} = 20$  и 80 нм, имеется характерный перегиб. Как показано в работах [1, 4], подобное изменение сопротивления в том же температурном интервале происходит при формировании в объемном диспрозии антиферромагнитной геликоидальной структуры. Наклон линейных участков зависимостей в температурных интервалах до и после перехода различен. Как видно из сопоставления рис. 1 и 2, для неотожженного псевдо спинового клапана Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy(80)/Ta(5) участок с наибольшим наклоном  $(\Delta R/R_s)_{\max}(T)$  зависимости соответствует температурному интервалу 125–195 К, в котором в слое Dy толщиной 80 нм происходит формирование антиферромагнитной структуры. После отжига псевдо спинового клапана форма зависимости  $(\Delta R/R_s)_{\max}(T)$  меняется. При увеличении продолжительности отжига из-

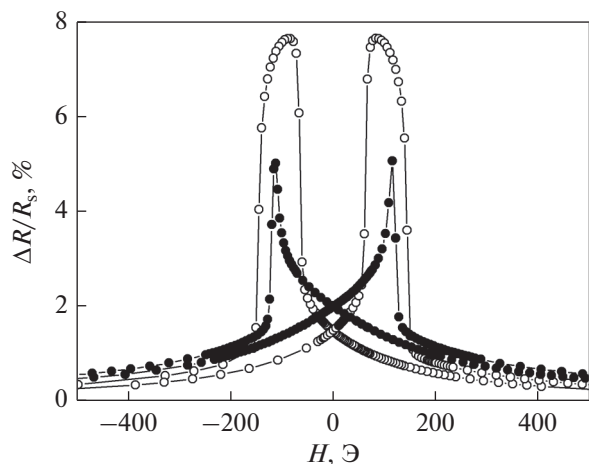


**Рис. 2.** Температурные зависимости сопротивления наноструктуры CoFe(5)/Dy( $t_{Dy}$ )/CoFe(5): в левой части — для  $t_{Dy} = 14, 20$  и 80 нм (штрихпунктирная, пунктирная и сплошная линии) до отжига; в правой части — для образца с  $t_{Dy} = 80$  нм до и после отжига (сплошная и штриховая линия соответственно).

менения нарастают. А именно, на зависимости  $(\Delta R/R_s)_{\max}(T)$  в интервале 273–333 К имеется область, в которой повышение температуры приводит к возрастанию магнитосопротивления.

Для наноструктуры CoFe(5)/Dy(80)/CoFe(5) были проведены три последовательных отжига в течение 15, 30 и 60 мин. На  $R(T)$  зависимостях, полученной после серии отжигов (рис. 2, справа), перегиб выражен менее явно, а электросопротивление увеличилось в 1.4 раза. Такие изменения могут произойти из-за того, что слой диспрозия стал тоньше. При уменьшении толщины слоя диспрозия (рис. 2, слева) перегиб становится менее явным, а для  $t_{Dy} = 14$  нм не наблюдается. Уменьшение толщины слоя при отжиге может происходить за счет роста толщины интерфейсов CoFe/Dy. Таким образом, непродолжительный отжиг при температуре 373 К вызывает в наноструктурах, содержащих слой диспрозия, изменение электросопротивления и магниторезистивных характеристик.

**Изменение магниторезистивных свойств наноструктур, содержащих слой диспрозия, с течением времени.** Псевдо спиновые клапаны с различной

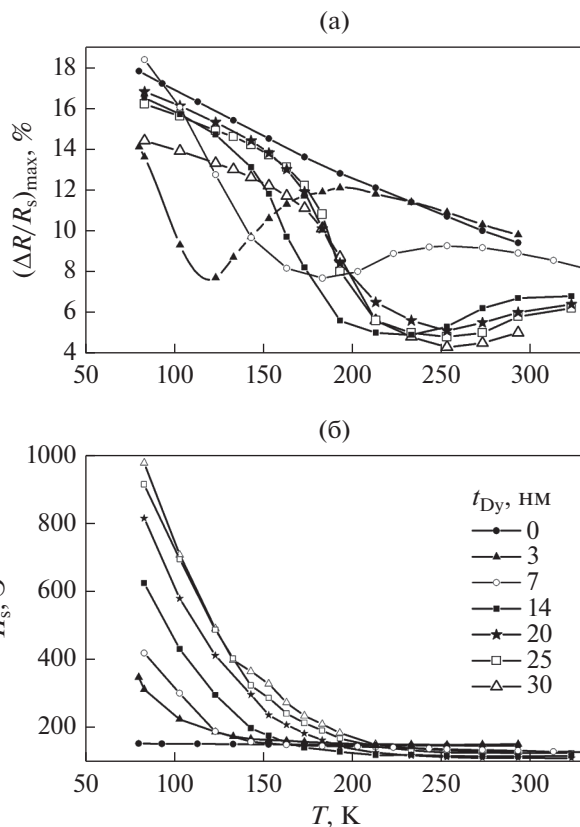


**Рис. 3.** Полевые зависимости магнитосопротивления образца Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy(30)/Ta(5), измеренные при комнатной температуре сразу и через 18 мес. после напыления (светлые и темные символы соответственно).

толщиной слоя диспрозия были изготовлены и помещены в шкаф сухого хранения, где находились при комнатной температуре и влажности 2–3% в течение 18 мес.

На рис. 3 показаны полевые зависимости магнитосопротивления образца Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy(30)/Ta(5), измеренные сразу и через 18 месяцев после напыления. Видно, что за время хранения изменилась форма магниторезистивной кривой и уменьшилось магнитосопротивление. Аналогичные изменения наблюдали и для образцов с толщиной слоя диспрозия  $t_{Dy} = 7, 14, 20, 25$  нм. Для образцов с  $t_{Dy} = 0$  и 3 нм форма магниторезистивной кривой и величина магнитосопротивления не изменились.

На рис. 4 показаны температурные зависимости магнитосопротивления и полей насыщения псевдо спиновых клапанов с различной толщиной слоя диспрозия, измеренные через 18 мес. после их изготовления. Для образца, не содержащего диспрозия ( $t_{Dy} = 0$ ), величина  $(\Delta R/R_s)_{max}$  практически линейно возрастает с понижением температуры. При  $t_{Dy} \neq 0$  характер зависимости более сложный, и форма ее систематически меняется с изменением толщины слоя диспрозия. На всех  $(\Delta R/R_s)_{max}(T)$  зависимостях имеется участок, в котором при повышении температуры магнитосопротивление возрастает. При увеличении толщины слоя диспрозия от 3 до 14 нм температурный интервал, в котором это возрастание происходит, смещается вправо по оси. Это смещение практически отсутствует при  $t_{Dy} = 20, 25$  и 30 нм. Поля насыщения для образца без диспрозия не меняются во всем интервале температур. Для содержащих слой диспрозия псевдо спиновых кла-



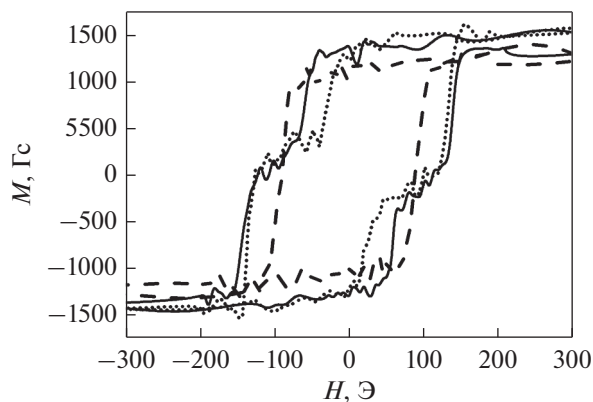
**Рис. 4.** Зависимости максимального магнитосопротивления от температуры для Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy( $t_{Dy}$ )/Ta(5). Толщина слоя диспрозия указана в правом верхнем углу рисунка.

панов, начиная со 150–225 К, при понижении температуры поля насыщения увеличиваются. Температура, при которой начинаются эти изменения, тем выше, чем больше толщина слоя диспрозия.

Из сравнения рис. 4 и 1 видно, что  $(\Delta R/R_s)_{max}(T)$  зависимости, измеренные после длительного хранения образцов, подобны полученным после отжига. Это сходство особенно заметно при  $t_{Dy} = 20, 25$  и 30 нм. Можно предположить, что и характер структурных и магнитных изменений, происходящих при отжиге и длительном хранении, одинаков.

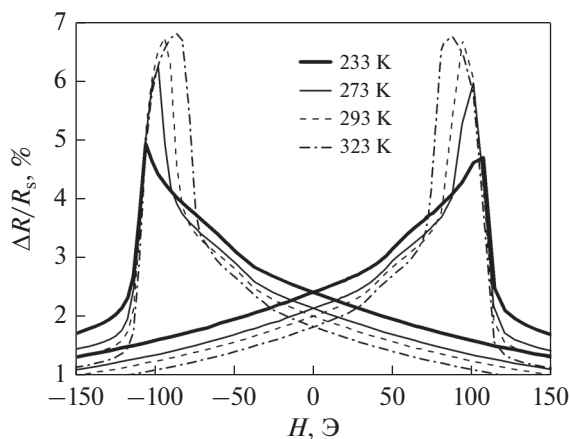
Для интерпретации полученных зависимостей обратимся к результатам измерения намагниченности, а также рассмотрим, как меняется форма магниторезистивных кривых при изменении температуры.

Измеренные при комнатной температуре полевые зависимости намагниченности образцов с толщиной  $t_{Dy} = 0, 3$  и 14 нм показаны на рис. 5. Зависимости для образцов с  $t_{Dy} = 25$  и 30 нм близки к полученным для  $t_{Dy} = 14$  нм и потому не показаны. Для псевдо спинового клапана без слоя дис-



**Рис. 5.** Измеренные при комнатной температуре полевые зависимости намагниченности псевдо спиновых клапанов Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy( $t_{Dy}$ )/Ta(5) с толщиной слоя  $t_{Dy} = 0, 3$  и 14 нм (пунктирная, сплошная и штриховая линии соответственно).

прозия на петле гистерезиса видны ступени в полях от 40 до 125 Э и от -40 до -125 Э. Эти ступени появляются из-за того, что слои CoFe различной толщины перемагничиваются в разных полях. В этих интервалах полей реализуется антипараллельное взаимное расположение намагниченностей ферромагнитных слоев, а магнитосопротивление достигает максимальной величины. Ширина ступени соответствует ширине плато на магниторезистивной кривой, на котором магнитосопротивление практически не меняется и максимально. По высоте ступеней можно судить о том, что при изменении поля от положительного поля насыщения до отрицательного вначале перемагничивается слой CoFe толщиной 3.5 нм, а затем - 5 нм. Для образца с  $t_{Dy} = 3$  нм перемагничивание слоя CoFe3.5/Dy3 происходит в больших полях, чем при  $t_{Dy} = 0$ , и поэтому ширина ступени умень-

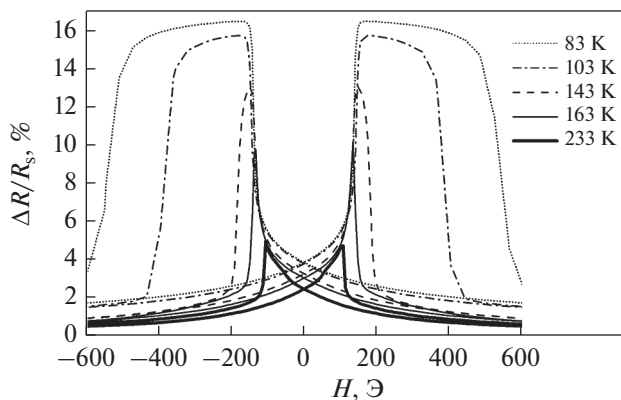


**Рис. 6.** Полевые зависимости магнитосопротивления образца Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy(14)/Ta(5).

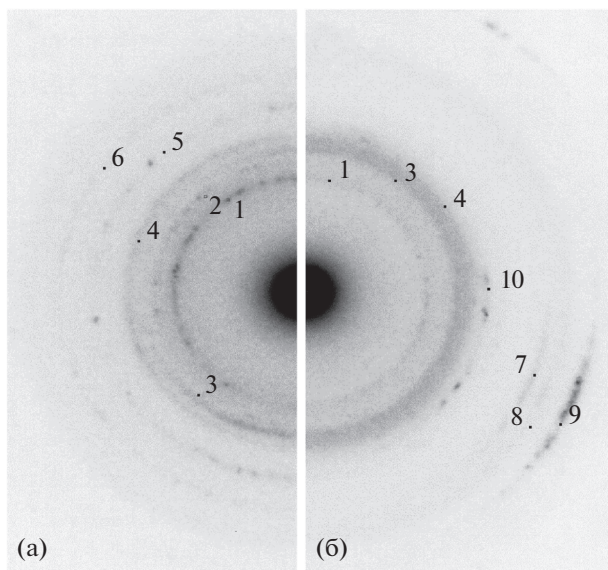
шается. При  $t_{Dy} = 14$  нм перегиб на петле гистерезиса исчезает, что свидетельствует о том, что слои CoFe3.5/Dy14 и CoFe5 перемагничиваются в одинаковых полях. Из рис. 4а видно, что при комнатной температуре (293 К) при  $t_{Dy} = 14$  нм магнитосопротивление уменьшается до 6.7%, в то время как при  $t_{Dy} = 0$  и 3 нм, когда на петле гистерезиса имеется ступень, магнитосопротивление составляет 9.4 и 9.8%.

Полевые зависимости магнитосопротивления образца Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy(14)/Ta(5), измеренные при различных температурах из интервалов (323–233) К и (233–83) К, показаны на рис. 6 и 7. При понижении температуры от 323 до 233 К (см. рис. 6) происходит уменьшение и исчезновение области плато на магниторезистивной кривой и снижение магнитосопротивления. При температуре 233 К магнитосопротивление минимально. При дальнейшем понижении температуры (см. рис. 7) магнитосопротивление возрастает, и на магниторезистивной кривой вновь появляется плато. Такие вариации формы магниторезистивной кривой обусловлены тем, что изменяется очередность перемагничивания ферромагнитных слоев. При понижении температуры от 323 до 233 К возрастает величина поля, в котором перемагничивается слой CoFe3.5/Dy14, что видно по смещению внутренних ветвей магниторезистивных кривых. При изменении температуры от 233 до 83 К происходит смещение внешних ветвей магниторезистивных кривых в область больших полей (рис. 7). По-видимому, теперь при возрастании поля вначале перемагничивается слой CoFe(5), а затем CoFe3.5/Dy14. Вероятно, коэрцитивная сила слоя CoFe3.5/Dy14 возрастает с понижением температуры.

При  $t_{Dy} = 20, 25$  и 30 нм аномалии на магниторезистивной кривой, обусловленные изменением коэрцитивной силы слоя CoFe/Dy, заметны уже при комнатной температуре (см. рис. 4а). Маг-



**Рис. 7.** Полевые зависимости магнитосопротивления образца Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy(14)/Ta(5).

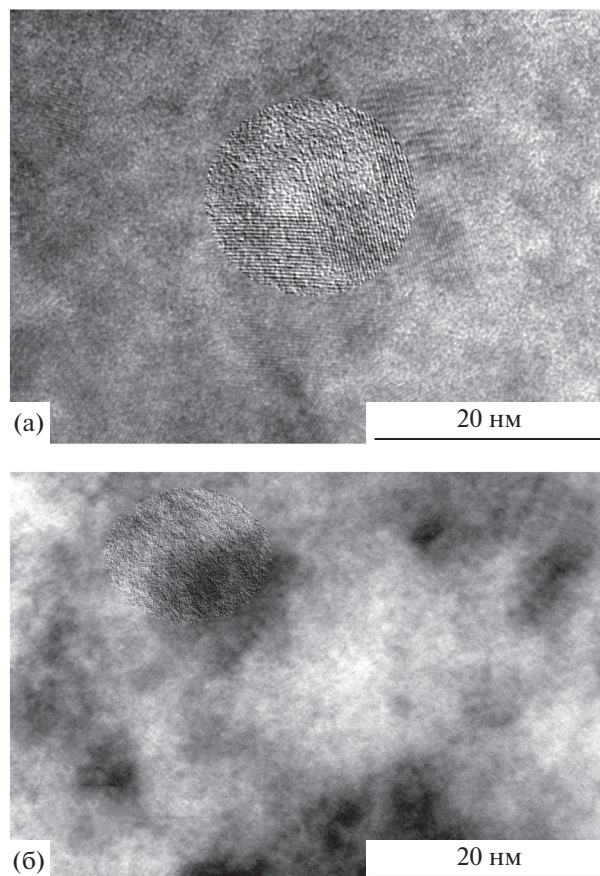


**Рис. 8.** Электронограммы наноструктур Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy( $t_{Dy}$ )/Ta(5) с толщиной  $t_{Dy} = 30$  нм (а) и  $t_{Dy} = 7$  нм (б). Цифрами обозначены дебаевские кольца от семейств плоскостей: 1 – Dy(100); 2 – Dy(101); 3 – Ta(110); 4 – Cu, CoFe(111), Dy(102); 5 – Cu, CoFe(200), Dy(110); 6 – Dy(103); 7 – Ta(111); 8 – Cu, CoFe(220); 9 – Cu, CoFe(311).

нитное состояние слоя диспрозия не меняется при температурах, близких к комнатной. Тогда, принимая во внимание схожий характер зависимостей  $(\Delta R/R_s)_{max}(T)$ , полученных после отжига (рис. 1) и после хранения образцов (см. рис. 4а), можно предположить, что температурные изменения магниторезистивных характеристик объясняются свойствами сплава Dy–Co–Fe, возникающего в интерфейсе CoFe/Dy. Такие сплавы могут переходить в ферромагнитное состояние именно в том температурном диапазоне, в котором мы наблюдали аномальное изменение магниторезистивных характеристик.

Коэрцитивная сила сплава Dy–Co–Fe возрастает с понижением температуры, что хорошо согласуется с результатами наших измерений (см. рис. 4б, 6, 7). Близость  $(\Delta R/R_s)_{max}(T)$  и  $H_s(T)$  зависимостей при  $t_{Dy} = 25$  и 30 нм объясняется тем, что толщина слоя сплава в них одинакова. Для образцов с  $t_{Dy} = 3, 7, 14$  и 20 нм форма зависимостей закономерно меняется с изменением номинальной толщины слоя диспрозия. По-видимому, в этом случае атомы Co и Fe проникли по всей толщине слоя, а при  $t_{Dy} = 25$  и 30 нм еще остался чистый диспрозий.

**Исследования микроструктуры.** Исследования были проведены через 8 мес. после изготовления образцов. На рис. 8 показаны электронограммы образцов с толщиной слоя  $t_{Dy} = 7$  и 30 нм. На элек-



**Рис. 9.** Соответствующие электронограммам (рис. 8а и 8б) изображения высокого разрешения для Ta(5)/CoFe(5)/Cu(2.8)/CoFe3.5/Dy( $t_{Dy}$ )/Ta(5) с толщиной  $t_{Dy} = 30$  нм (а) и  $t_{Dy} = 7$  нм (б).

тронограммах присутствуют дебаевские кольца от ГЦК-решетки слоев Cu и CoFe. Из-за близости параметров решетки меди и сплава CoFe эти кольца общие. Особенностью электронограмм, полученных от образца с  $t_{Dy} = 7$  нм, является диффузное кольцо, занимающее область от рефлекса (111) ГЦК-решетки CoFe до кольца (110) тантала, а также диффузная размытость кольца (100) ГПУ диспрозия. Диффузное кольцо может быть результатом дифракции электронов на интерфейсной области CoFe/Dy, где Dy, Co и Fe находятся в аморфоподобном состоянии [12]. Кольцо 10 не идентифицируется как дифракционный рефлекс ни от одного элемента или сплава, входящего в состав наноструктуры. Вероятно, это кольцо является результатом дифракции электронов на решетке одного из соединений Co–Fe–Dy.

На рис. 9 показаны соответствующие электронограммам прямые изображения высокого разрешения. Апертурная диафрагма при съемке была установлена так, что захватывала неотклоненный пучок и рефлекс (100) Dy. На изображении образца с толщиной  $t_{Dy} = 30$  нм (рис. 9а) имеются обла-

сти, в которых видны тонкие прямые параллельные линии. Это прямое разрешение проекций атомных плоскостей на плоскость изображения. Расстояние между проекциями атомных плоскостей составляет  $d = 3.14 \text{ \AA}$ , что соответствует расстоянию между атомными плоскостями (100) Dy. Углы между изображениями атомных плоскостей имеют величины 60 и 120°. Эти данные позволяют сделать вывод о том, что в слое диспрозия толщиной 30 нм ось [001] ГПУ-структуры перпендикулярна плоскости пленки. На изображении, полученном от образца с номинальной толщиной слоя диспрозия 7 нм, области с прямым изображением проекций атомных плоскостей отсутствуют. Это различие хорошо заметно на отдельных, имеющих форму круга, участках изображения, к которым была применена обработка (добавлен эффект теней).

Таким образом, через 8 мес. после изготовления наноструктур поликристаллический слой диспрозия с характерной для него ГПУ-решеткой наблюдается только в образце с номинальной толщиной  $t_{\text{Dy}} = 30 \text{ нм}$ . Для образца с номинальной толщиной  $t_{\text{Dy}} = 7 \text{ нм}$  слой вероятно представляет собой последовательность аморфоподобных сплавов Dy–Co–Fe с различной концентрацией 3d-металлов.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам измерения температурных зависимостей сопротивления в наноструктурах Ta/Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub>/Cu/Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub>/Dy/Ta и Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub>/Dy/Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> в слое диспрозия наблюдается переход в антиферромагнитное геликоидальное состояние, сопровождаемый характерными изменениями сопротивления диспрозия и магнитосопротивления всей наноструктуры при толщине слоя диспрозия не менее 20 нм.

Наноструктуры, содержащие соседствующие слои диспрозия и сплава Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub>, являются термически нестабильными и не сохраняют магниторезистивные свойства в процессе хранения из-за диффузии и образования ряда твердых растворов Dy–Co–Fe на границе CoFe/Dy. Данные твердые растворы проявляют магнитные свойства, подобные свойствам ранее исследованных сплавов Dy–Co–Fe.

Структурные исследования показали, что при толщине слоя диспрозия по крайней мере 30 нм в наноструктурах, содержащих соседствующие слои Co<sub>90</sub>Fe<sub>10</sub> и Dy, после 8 мес. хранения еще имеется диспрозий с характерной для него ГПУ-решеткой.

Комплексный анализ формы полевых зависимостей намагниченности и магнитосопротивления и температурных зависимостей магнитосопротивления позволяет получить информацию

об изменениях магнитного состояния слоя диспрозия, формировании в нем антиферромагнитной геликоидальной структуры, а также о том, какой вклад в магнитные свойства наноструктуры вносит интерфейсная область CoFe/Dy.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Спин” АААА-А18-118020290104-2 и при поддержке РФФИ (грант 19-02-00057) согласно контракту Минобрнауки 14.Z50.31.0025.

Исследования микроструктуры выполнены в ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Hall P.M., Legvold S., Spedding F.H.* Electrical resistivity of dysprosium single crystals // *Phys. Rev.* 1960. V. 117. № 4. P. 971–973.
2. *Белов К.П., Левитин Р.З., Никитин С.А.* Ферро- и антиферромагнетизм редкоземельных металлов // *УФН.* 1964. Т. 82. № 3. С. 449–498.
3. *Herz R., Kronmüller H.* Field-induced phase transitions in the helical state of dysprosium // *Phys. Stat. Sol. (a).* 1978. V. 47. P. 451–458.
4. *Dudas J., Feher A., Janos S.* The temperature hysteresis of the electrical resistance of dysprosium near the order-disorder transition // *J. Less-Common Metals.* 1987. V. 134. P. 9–11.
5. *Boys D.W., Legvold S.* Thermal Conductivities and Lorenz Functions of Dy, Er, and Lu single crystals // *Phys. Rev.* 1968. V. 174. № 2. P. 377–384.
6. *Никитин С.А.* Магнитные свойства редкоземельных металлов и их сплавов. М.: Изд-во Московского ун-та. 1989.
7. *Haskel D., Srajer G., Pollmann J., Nelson C.S., Jiang J.S., Bader S.D.* Enhanced interfacial magnetic coupling of Gd/Fe multilayers // *Phys. Rev. Letters.* 2001. V. 87. № 20. P. 1–4.
8. *Bhattacharjee A.K., Jullien R., Zuckermann M.J.* Magnetic properties of amorphous metallic alloys containing rare earth impurities // *J. Phys. F: Metal Phys.* 1997. V. 7. № 3. P. 393–399.
9. *Raasch D.* Recording characteristics of Dy–FeCo-based magneto-optical disks in comparison to other MO materials // *IEEE Transactions on Magnetics.* 1993. V. 29. № 1. P. 34–40.
10. *Shan Z.C., Sellmyer D.J.* Magnetism of rare-earth-transition-metal nanoscale multilayers // *Phys. Rev. B.* 1990. V. 42. № 16. P. 433–445.
11. *Hansen P., Klahn S., Clausen C., Much G., Witter K.* Magnetic and magneto-optical properties of rare-earth transition-metal alloys containing Dy, Ho, Fe, Co // *J. Appl. Phys.* 1990. V. 69. P. 3194–3207.
12. *Васьковский В.О.* Магнетизм наносистем на основе редкоземельных и 3d-переходных металлов / Хрестоматия. Екатеринбург: УрГУ, 2007. 263 с.
13. *Hosoi N., Yoden K., Mibu K., Shinjo T.* Neutron diffraction studies on properties of Fe/Dy artificial superstructured films // *J. Phys. Soc. of Japan.* 1989. V. 58. P. 1775–1786.