

## ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 537.622.4:537.621.2:539.213.27

### МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ МНОГОСЛОЙНЫХ ГМИ-ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВЕ ПЕРМАЛЛОЯ

© 2022 г. А. А. Пасынкова<sup>a, b, \*</sup>, В. Н. Лепаловский<sup>a</sup>, А. В. Свалов<sup>a</sup>,  
М. Н. Волочаев<sup>c</sup>, Г. В. Курляндская<sup>a, d</sup>

<sup>a</sup>Уральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

<sup>b</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990 Россия

<sup>c</sup>Институт физики Л.В. Куренского ФИЦ КИЦ СО РАН, Красноярск, 660036 Россия

<sup>d</sup>Universidad del País Vasco UPV/EHU, Sarriena s/n, Leioa, 48940 Spain

\*e-mail: pasynkova\_a@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 09.11.2021 г.

После доработки 17.12.2021 г.

Принята к публикации 13.01.2022 г.

Магнитные свойства и особенности доменной структуры многослойных элементов типа  $[\text{Ti}/\text{FeNi}]_5/\text{Cu}/[\text{FeNi}/\text{Ti}]_x$  в геометрии, обеспечивающей высокое значение магнитоимпедансного эффекта, были исследованы при варьировании количества слоев  $x = 0-5$ . Проанализированы особенности процессов намагничивания многослойных структур как со стороны подложки, так и со свободной стороны. Установлено, что элементы, в которых перемагничивание со свободной стороны происходит вращением вектора намагниченности, обладают более высоким магнитоимпедансным эффектом, по сравнению с элементами, в которых перемагничивание не только слоя со стороны подложки, но и поверхностного слоя проходит с формированием  $180^\circ$  доменных границ.

**Ключевые слова:** магнитные свойства, магнитная доменная структура, магнитный импеданс, пленочные элементы на основе пермаллоя

DOI: 10.31857/S0015323022070142

#### ВВЕДЕНИЕ

Особенности магнитной доменной структуры и доменных границ принципиально важны в таких приложениях магнитомягких материалов как сердечники электрических машин, индуктивные устройства, детекторы слабых магнитных полей. Одной из основных характеристик магнитных детекторов является чувствительность по отношению к магнитному полю. Явление гигантского магнитного импеданса (ГМИ) выделяется среди ряда других эффектов [1] очень высокой чувствительностью по отношению к внешнему магнитному полю. С начала активного изучения ГМИ-эффекта в 1994 г. [2] в случае пленочных образцов был оптимизирован ряд параметров, таких как форма элемента (с “закрытым” и “открытым” магнитным потоком [3]), толщина магнитных слоев и центрального проводящего слоя [4], состав буферного слоя [5, 6]. Выбор сплава FeNi в качестве магнитного материала потребовал учесть влияние ещё одного параметра. Слой пермаллоя  $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$  толщиной более 200 нм, как правило, переходит в так называемое “закритическое” состояние [7, 8], которое характеризуется наличием перпендикулярной компоненты магнитной анизотропии, формированием “страйп” доменов, высокой коэрцитивной силой и, как следствие, сниже-

нием динамической магнитной проницаемости и ГМИ-эффекта. Для того чтобы избежать перехода в “закритическое” состояние, исследователями был предложен метод наноструктурирования [9], т.е. формирования в ходе напыления периодической структуры магнитомягких слоев. Таким образом, для реальных структур требовалось подобрать оптимальную толщину магнитных слоев, состав и толщину немагнитных прослоек [8, 10, 11].

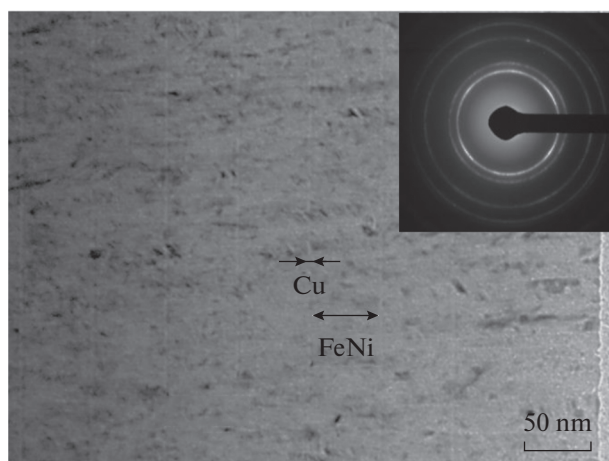
Высокий эффект ГМИ наблюдается в структурах с хорошо выраженной одноосной магнитной анизотропией, однако эффективная анизотропия реальных пленочных образцов зачастую более сложна. При этом во всех предложенных ранее моделях [4, 12] предполагали, что перемагничивание происходит путем однородного вращения вектора спонтанной намагниченности, что является модельным допущением. Эволюцию доменной структуры однослойных пленок пермаллоя с изменением толщины подробно изучали ранее как теоретически, так и экспериментально [13–15]. Неелевские стенки наблюдаются для пленок пермаллоя толщиной до 30 нм. С ростом толщины примерно до 80 нм энергетически выгодными становятся доменные стенки с поперечными перевязками [13]. При дальнейшем увеличении толщины в пермаллое формируются симметричные или асимметричные доменные стенки Нееля и далее происходит по-

**Таблица 1.** Основные характеристики исследуемых образцов. Толщина слоев в нанометрах указана в круглых скобках

Образец	Структура образца
Z1	Ta(5)/FeNi(100)
Z2	Ta(5)/FeNi(500)
Z3	Cu(3нм)/[FeNi(50нм)/Cu(3нм)] <sub>10</sub>
S1	[Ti(6)/FeNi(100)] <sub>5</sub> /Ti(6)/Cu(500)/ Ti(6)/[FeNi(100)/Ti(6)] <sub>5</sub>
S2	[Ti(6)/FeNi(100)] <sub>5</sub> /Ti(6)/Cu(500)/ Ti(6)/[FeNi(100)/Ti(6)] <sub>1</sub>
S3	[Ti(6)/FeNi(100)] <sub>5</sub> /Ti(6)
S4	[Cu(3)/FeNi(100)] <sub>5</sub> /Cu(500)/ [FeNi(100)/Cu(3)] <sub>5</sub>

степенный переход от этого типа к стенке Блоха. Данных для многослойных пленочных структур на основе пермаллоя, где магнитные слои разделены немагнитным прослойками, значительно меньше. Например, доменные стенки Нееля с перевязками ранее наблюдали методом Акулова–Биттера для структур типа  $[\text{FeNi}/\text{Ti}]_x$  [15]. Авторы этой работы отмечали присутствие доменных стенок разного типа и их модификацию с уменьшением толщины индивидуальных магнитных слоев многослойной структуры. Стоит упомянуть, что согласно моделям [13], данные особенности характерны для поверхности, при преимущественном формировании в толщине пленки обычных доменных границ Нееля или Блоха [16].

В настоящей работе исследованы магнитные свойства, магнитная доменная структура и особенности магнитоимпедансного эффекта многослойных пленочных элементов на основе  $[\text{FeNi}/\text{Ti}]_x$  и  $[\text{FeNi}/\text{Cu}]_x$  с поперечной магнитной анизотропией.



**Рис. 1.** Изображение поперечного среза многослойного элемента Z3, полученное с помощью ПЭМ. Вставка – дифрактограмма многослойной пленочной структуры Z3.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Пленочные наноструктуры были получены методом ионно-плазменного распыления на модернизированной вакуумной установке УРЗМ.279.13 (табл. 1). Предварительный вакуум составлял  $2 \times 10^{-6}$  мм рт. ст., рабочее давление аргона в камере –  $3 \times 10^{-3}$  мм рт. ст., напряжение на мишени 1.5 кВ. Все многослойные структуры были получены на стеклянных подложках через маски и имели форму прямоугольников  $0.5 \times 10.0$  мм. В ходе напыления вдоль короткой стороны элемента для создания одноосной поперечной анизотропии прикладывали магнитное поле 250 Э.

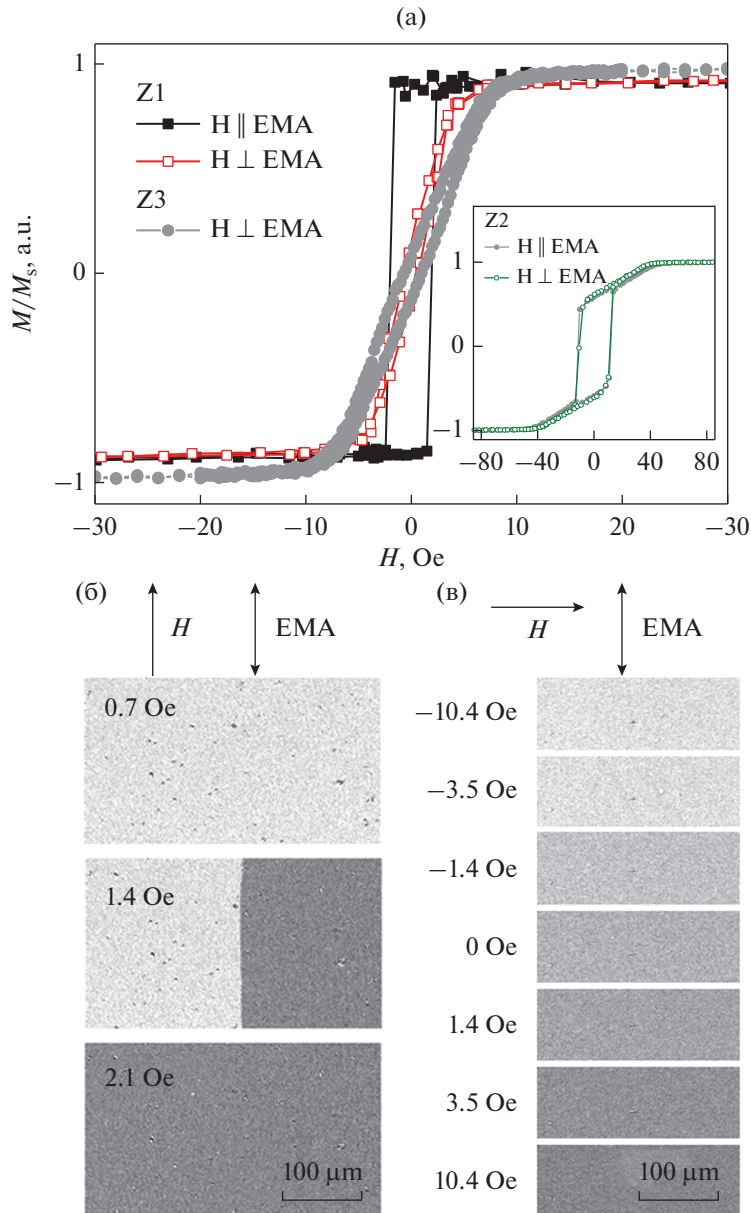
Структуру многослойных элементов исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), микроскоп Hitachi HT 7700, в режиме светлого поля. С помощью установки фокусируемого ионного пучка (Hitachi FB-2100, 40 кВ,  $\text{Ga}^+$ ) в геометрии поперечного сечения вырезали образец размерами 5 мкм  $\times$  2 мкм, толщиной 100 нм. Далее применяли ионную полировку (2 кВ,  $\text{Ar}^+$ ) для утонения до 30–40 нм и удаления аморфизированного слоя.

Магнитооптические исследования проводили в режиме меридионального эффекта Керра (МОКЕ), анализировали компоненту намагниченности, параллельную вектору распространения световой волны. Основной измерительной системы является поляризационный микроскоп (Carl Zeiss, Германия). Источниками света являются светодиоды ( $\lambda \sim 450$  нм). Исследования магнитного импеданса проводили с помощью автоматизированного комплекса ГМИ-спектроскопии [1], который включает анализатор импеданса (Agilent E4991A), катушки Гельмгольца, источник питания и компьютер. Для диапазона полей от  $\pm 100$  Э рассчитывали полевую зависимость ГМИ отношения импеданса:  $\Delta Z/Z = 100\% \times ((Z(H) - Z(H_{\max})) / Z(H_{\max}))$ , где  $H_{\max} = 100$  Э. Измеряли продольный ГМИ-эффект (направления внешнего магнитного поля и тока возбуждения совпадали).

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рассматриваемые в работе многослойные элементы, полученные методом магнетронного распыления, находились в нанокристаллическом состоянии, о чем свидетельствуют данные микродифракции (рис. 1). Слоистый характер элементов подтвержден с помощью ПЭМ. В качестве примера на рис. 1 показан поперечный срез многослойной пленки Z3, слои располагаются вертикально.

Обратимся к результатам магнитометрии. Однослойные и многослойные наноструктурированные элементы на основе пермаллоя, с толщиной магнитных слоев меньше “закритического” состояния, имели низкую коэрцитивную силу и поле анизотропии, определенные при помощи



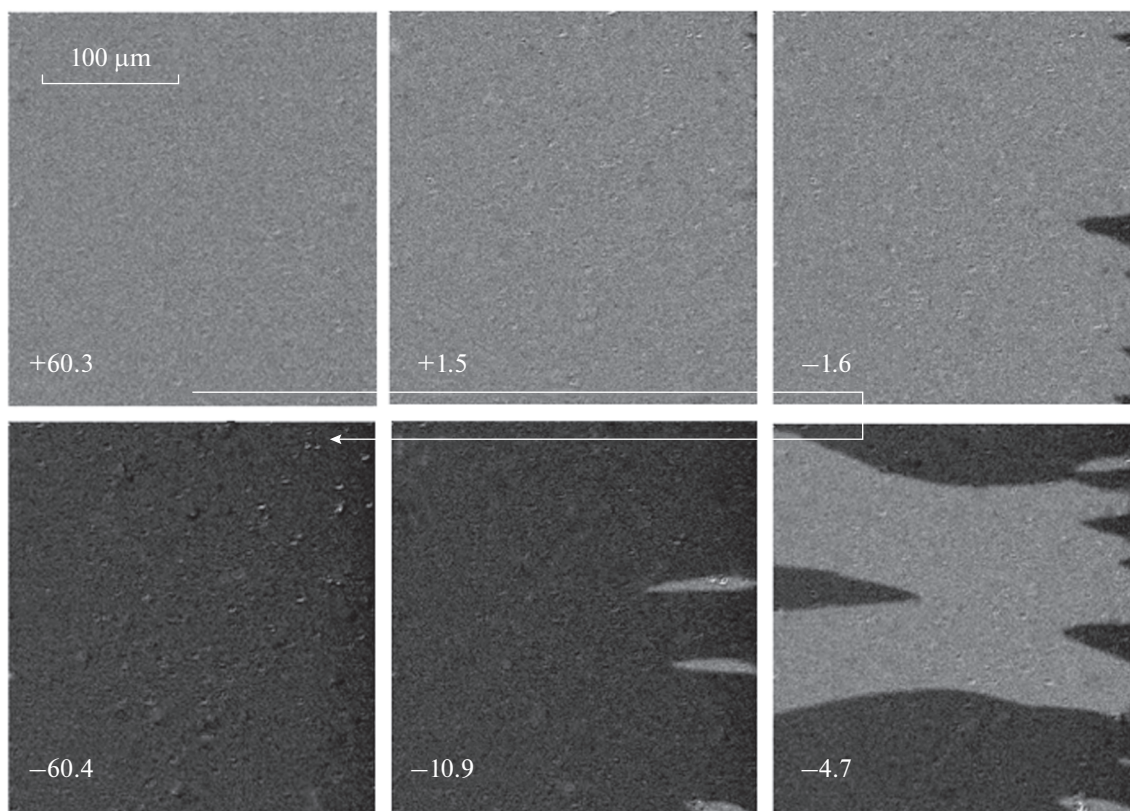
**Рис. 2.** Петли магнитного гистерезиса, полученные на вибрационном магнитометре для пленок пермаллоя толщиной 100 (Z1) и 500 нм (Z2) и многослойного элемента Z3 (а). Процесс перемагничивания на пленке Z1, визуализированный при помощи МОКЕ, при приложении внешнего магнитного поля вдоль ОЛН (б) и перпендикулярно ОЛН (в).

вибрационного магнитометра. Наличие одноосной поперечной магнитной анизотропии подтверждалось формой петель гистерезиса.

В качестве примера рассмотрим данные для элемента Z1 при приложении внешнего магнитного поля в плоскости элемента вдоль и перпендикулярно оси легкого намагничивания (ОЛН) (рис. 2а). На рис. 2а также приведена петля гистерезиса пленки Z2, толщиной 500 нм, характерная для материала в “закритическом” состоянии. В обоих случаях (Z1 и Z2) МОКЕ контраст был идентичен: резкая смена контраста при приложении внешнего поля  $H$  вдоль ОЛН (рис. 2б)

как следствие прохождения доменной стенки, и вращение вектора намагниченности при  $H$ , приложенном перпендикулярно ОЛН (рис. 2в).

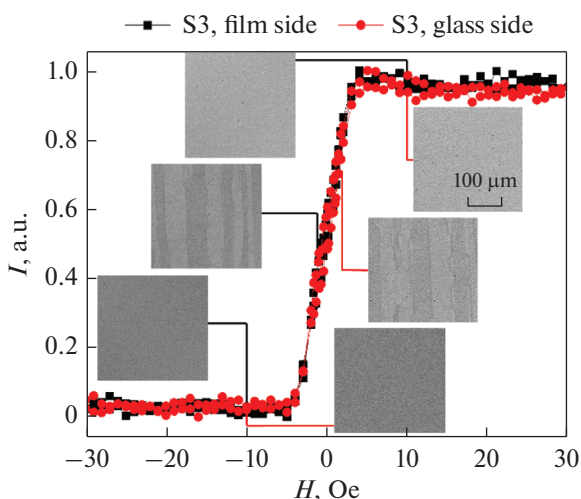
Процесс перемагничивания при приложении внешнего магнитного поля вдоль ОЛН был идентичен для всех рассмотренных многослойных элементов из табл. 1 и заключался в росте зародышей перемагничивания в краевых областях. На рис. 3 приведена краевая область, длинная сторона которой ориентирована вертикально. В этой краевой области при снижении внешнего магнитного поля до нуля и увеличении с противоположной полярностью начинается формирование



**Рис. 3.** Визуализация (МОКЕ) процесса перемагничивания структуры S3 при приложении магнитного поля в плоскости образца, ОЛН расположена горизонтально. Цифры указывают величину внешнего поля в Эрстедах.

замыкающих доменов (рис. 3, сверху справа). При последующем росте поля эти области увеличиваются, объединяются с замыкающими доме-

нами с противоположной стороны, формируя области в форме полос вплоть до полного перемагничивания элемента.

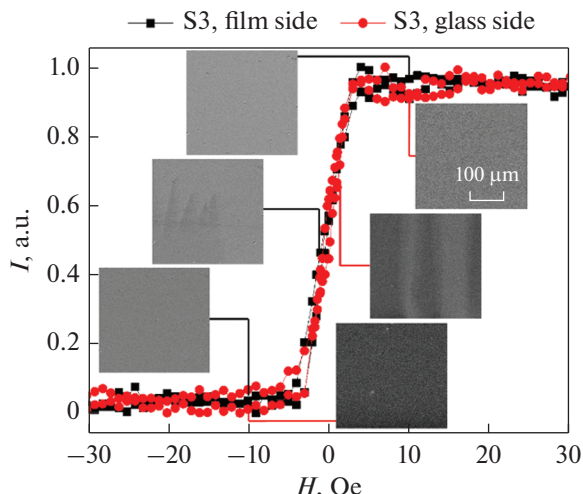


**Рис. 4.** Петля гистерезиса и визуализация процесса перемагничивания, полученные при помощи МОКЕ микроскопа для элемента S3. Внешнее магнитное поле направлено в плоскости пленки горизонтально, длинная сторона элемента ориентирована горизонтально, его ОЛН – вертикально. Все изображения имеют одинаковый размер, общий масштаб приведен в верхнем правом углу.

Обсуждаемые в работе многослойные структуры интересны в качестве ГМИ-элементов. Наибольший эффект наблюдается в этих пленочных структурах при конфигурации, когда ключевую роль играет поперечная одноосная магнитная анизотропия, т.е. при приложении внешнего поля перпендикулярно ОЛН. При исследовании на вибрационном магнитометре тонкие пленки на основе пермаллоя с наведенной одноосной магнитной анизотропией как однослойные, так и многослойные перемагничивались близким образом (рис. 2а, 4 и 5). Однако МОКЕ визуализация поверхностной доменной структуры имела некоторые особенности, которые мы рассмотрим подробнее.

При приложении внешнего магнитного поля перпендикулярно ОЛН однослойного элемента Z1 перемагничивание происходило путем вращения вектора намагниченности (поле анизотропии составило 6 Э), тогда как для многослойной структуры S3 при той же суммарной толщине магнитных слоев 500 нм, наблюдали сложный характер перемагничивания (рис. 4). Показательно, что многослойная структура имеет меньшее значение поля анизотропии 4 Э. При снижении внешне-



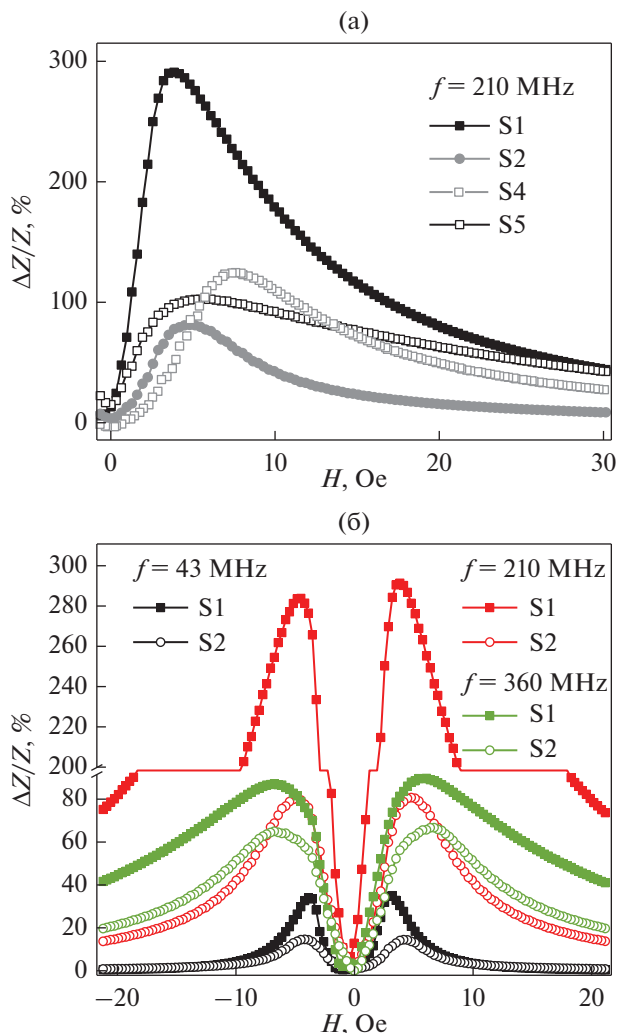


**Рис. 5.** Петля гистерезиса и визуализация процесса перемангничивания, полученные при помощи МОКЕ микроскопа для элемента S1. Внешнее магнитное поле направлено в плоскости пленки, горизонтально, длинная сторона элемента ориентирована горизонтально, его ОЛН – вертикально. Все изображения имеют одинаковый размер, общий масштаб приведен в верхнем правом углу.

го поля от состояния насыщения сначала формировались  $180^\circ$  доменные стенки. Согласно [10], в данном случае доменные стенки могут быть двойниковыми, т.е. состоящими из стенки и квази-стенки противоположной полярности, что энергетически выгодно при замыкании потока в слоях, находящихся друг под другом. Далее структура постепенно перемангничивается с аннигиляцией доменных стенок. Для всех исследованных элементов МОКЕ-сигнал получали как со стороны пленочной структуры, так и со стороны подложки. Как продемонстрировано на рис. 4, описанный тип перемангничивания был характерен для элемента S3 при получении МОКЕ-контраста как со свободной стороны, так и со стороны стеклянной подложки.

Для элементов типа  $[\text{Ti}/\text{FeNi}]_5/\text{Ti}/\text{Cu}/\text{Ti}/[\text{FeNi}/\text{Ti}]_x$ , где  $x = 0-5$  (табл. 1, элементы S1 –  $x = 5$ , S2 –  $x = 1$ , S3 –  $x = 0$  (без слоя меди) толщиной 500 нм) поле анизотропии составило 4 Э. Описанный выше тип перемангничивания поверхностного слоя был характерен для них, при получении МОКЕ сигнала со стороны стеклянной подложки (рис. 4 и 5, красная кривая).

Рассмотрим данные МОКЕ, которые были получены со стороны пленочных элементов  $[\text{Ti}/\text{FeNi}]_5/\text{Ti}/\text{Cu}/\text{Ti}/[\text{FeNi}/\text{Ti}]_x$ , у которых варьировали число магнитных слоев над центральным слоем меди. Особенно отличается от упомянутого выше процесс перемангничивания элемента S1 (рис. 5, черная кривая). Следует отметить характер перемангничивания преимущественно вращением вектора намагниченности. Не исключено, что различия в характере перемангничивания элементов S3 и S1 обусловлены, в том числе, и разли-



**Рис. 6.** Частотная (а) и полевая (б) зависимость магнитоимпедансного отношения полного импеданса для исследуемых структур при частоте 210 МГц (а).

чием в толщине элементов, которая влияет на величину напряжений, возникающих при осаждении в системе пленка/подложка [17].

При исследовании структур с уменьшающимся количеством слоев  $x = 5 \rightarrow 0$  увеличивалась область внешнего поля, при котором перемангничивание происходит путем формирования и последующего роста замыкающих доменов. Таким образом, в элементах с количеством верхних слоев от 5 до 0 наблюдали постепенный переход к полосовой доменной структуре со  $180^\circ$  доменными стенками.

Тип немагнитных прослоек сказывался на структурных и магнитных свойствах, что было установлено при сравнительном анализе прослоек меди и титана для аналогичных однослойных [15] и многослойных элементов [16]. Смена типа прослоек с титана в структуре S1 (рис. 5, черная кривая) на медь в структуре S4 (рис. 4, черная кривая) при одинаковой толщине и количестве магнитных слоев привела к смене типа перемангничивания верхнего

слоя, со стороны пленочной структуры: для S4 он стал близок к описанному выше, с формированием  $180^\circ$  доменных границ и замыкающих доменов. Особенности доменной структуры со стороны подложки для этих элементов существенно не различались (рис. 4, красная кривая), т.е. для суммарной толщины магнитных слоев 500 нм магнитоупругий вклад превалировал над структурными различиями, в слоях пермаллоя, формирующихся при напылении с использованием различных прослоек.

Данные магнитных исследований коррелировали с данными магнитоимпедансной спектроскопии — абсолютный максимум чувствительности ГМИ отношения составил 40%/Э для S4 и 100%/Э для S1 (рис. 6а), при близких значениях коэрцитивной силы и поля анизотропии, но различном типе доменной структуры верхнего слоя. Более низкие значения максимума  $\Delta Z/Z$  наблюдаются и при меньшем количестве магнитных слоев над слоем меди (структура S2, рис. 6б) в диапазоне частот 1–400 МГц. Полное сопротивление ферромагнитного элемента не только изменяется сильнее в случае, когда количество магнитных слоев над и под центральным слоем равны (S1), но и достигает максимума  $\Delta Z/Z$  в более низких полях, чем для S2.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе проанализированы особенности структуры, магнитная доменная структура и ГМИ-эффект многослойных пленочных элементов. Установлено, что элементы, в которых перемагничивание со свободной стороны многослойной структуры происходит вращением вектора намагниченности, обладают более высоким ГМИ-эффектом. Более низкий ГМИ-эффект отмечен для элементов, в которых перемагничивание не только слоя со стороны подложки, но и свободного слоя происходит с формированием  $180^\circ$  доменных границ.

При приложении внешнего магнитного поля перпендикулярно ОЛН было установлено, что для многослойных структур  $[\text{Ti}/\text{FeNi}]_5/\text{Cu}/[\text{FeNi}/\text{Ti}]_x$  с  $x = 0-5$  и магнитными слоями  $\text{Fe}_{19}\text{Ni}_{81}$  толщиной 100 нм, ближний к подложке слой перемагничивается с формированием  $180^\circ$  доменных стенок. В то же время процесс перемагничивания наиболее удаленного от подложки слоя происходит преимущественно вращением вектора намагниченности, с зарождением и ростом краевых замыкающих доменов в малых полях.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России FEUZ-2020-0051.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Курляндская Г.В., де Кос Д., Волчков С.О. Магнито-чувствительные преобразователи для неразрушающего контроля, работающие на основе гигантско-

го магнитоимпедансного эффекта // Дефектоскопия. 2009. № 6. С. 13–42.

2. Machado F.L.A., da Silva B.L., Rezende S.M., Martins C.S. Giant ac magnetoresistance in the soft ferromagnet  $\text{Co}_{70.4}\text{Fe}_{4.6}\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$  // JAP. 1994. V. 75. I. 10. P. 6563–6565.
3. Kurlyandskaya G.V., Munoz J.L., Barandiaran J.M., Garcia-Arribas A., Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O. Magnetoimpedance of sandwiched films: experimental results and numerical calculations // JMMM. 2002. V. 242–245. I. 1. P. 291–293.
4. Panina L.V., Mohri K. Magneto-impedance in multilayer films // Sensors and Actuators. 2000. V. 81. P. 71–77.
5. Gong H., Rao M., Laughlin D.E., Lambeth D.N. Highly oriented NiFe soft magnetic films on Si substrates // JAP. 1999. V. 85. I. 8. P. 5750–5752
6. Correa M.A., Bohn F., Chesman C., da Silva R. B., Viegas A. D. C., Sommer R. L. Tailoring the magnetoimpedance effect of NiFe/Ag multi-layer // J. Phys. D: Appl. Phys. 2010. V. 43. P. 295004–295007.
7. Saito N., Fujiwara H., Sugita Y. A new type magnetic domain in negative magnetostriction Ni-Fe films // J. Phys. Soc. Jpn. 1964. V. 19. no. 7. P. 1116–1125.
8. Мицек А.И., Семяников С.С., Носков А.С. Закритическое состояние тонких ферромагнитных пленок // ФТТ. 1970. Т. 12. Вып. 9. С. 2554–2564.
9. Kurlyandskaya G.V., Elbaile L., Alves F., Ahamada B., Barru e R., Svalov A.V., Vas'kovskiy V.O. Domain structure and magnetization process of a giant magnetoimpedance geometry FeNi/Cu/FeNi(Cu)FeNi/Cu/FeNi sensitive element // J. Phys.: Condens. Matter. 2004. V. 16. P. 6561–6568.
10. Бузников Н.А., Свалов А.В., Курляндская Г.В. Влияние параметров многослойных пленочных структур на основе пермаллоя на чувствительность эффекта магнитного импеданса // ФММ. 2021. Т. 122. № 3. С. 241–247.
11. Chlenova A.A., Svalov A.V., Kurlyandskaya G.V., Volchokov S.O. Magnetoimpedance of FeNi-based asymmetric sensitive elements // JMMM. 2016. V. 415. P. 87–90.
12. Антонов А.С., Бузников Н.А. Асимметричный магнитоимпеданс в двухфазных ферромагнитных пленочных // Письма ЖТФ. 2016. Т. 42. № 15. С. 86–94.
13. Hubert A., Sch afer R. Magnetic Domains: The Analysis of Magnetic Microstructures, Corrected, 3rd Printing (Springer Berlin Heidelberg, N.Y., 2009).
14. Huber E., Smith D.O., Goodenough J.B. Domain-Wall Structure in Permalloy Films // JAP. 1958. V. 29. I. 3. P. 294–295.
15. Villar Alzola N., Kurlyandskaya G.V., Larranaga A., Svalov A.V. Structural Peculiarities and Magnetic Properties of FeNi Films and FeNi/Ti-Based Magnetic Nanostructures // IEEE Trans. Magn. 2012. V. 48. I. 4. P. 1605–1608.
16. Bohn F., Durin G., Correa M.A., Machado N.R., Della Pace R.D., Chesman C., Sommer R.L. Playing with universality classes of Barkhausen avalanches // Sci. Rep. 2018. V. 8. I. 1. P. 11294.
17. Scheinfein M.R., Ryan P.J., Unguris J., Pierce D.T., Cellotta R.J.  $180^\circ$  surface domain wall magnetization profiles: Comparisons between scanning electron microscopy with polarization analysis measurements, magneto-optic Kerr microscopy measurements and micromagnetic models // APL. 1990. V. 57. I. 17. P. 1817–1819.