05

Магнитооптическое исследование приповерхностной микромагнитной структуры и локальных магнитных свойств нанокомпозитных NiFe/Cu микропроволок

© Е.Е. Шалыгина, Х.П. Ли, Х.Л. Сит,
А.Н. Шалыгин, Н.М. Абросимова

Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Россия
Национальный университет Сингапура

Поступило в Редакцию 26 февраля 2006 г.

С помощью метода сканирующей Керр-микроскопии изучены локальные приповерхностные магнитные свойства и микромагнитная структура нанокомпозитных NiFe/Cu микропроволок. Локальные кривые намагничивания и распределения компонент намагниченности как параллельной, так перпендикулярной магнитному полю H, приложенному параллельно длине L исследуемых микропроволок, были измерены путем сканирования светового пятна диаметром $1\,\mu$m вдоль L. Установлено, что во всех изучаемых образцах распределения компоненты намагниченности, параллельной полю, имеют один и тот же знак, а перпендикулярной к H являются знакопеременными. Обнаруженные распределения намагниченности свидетельствовали о наличии в микропроволоках приповерхностных круговых доменов с $\pm 70-80$-градусной ориентацией намагниченности в соседних доменах относительно длины образцов. Доказано, что перемагничивание приповерхностных областей микропроволок осуществляется в основном за счет вращения намагниченности в круговых доменах.

PACS: 75.75.+a

В последнее время уделяется большое внимание изучению физических свойств нанокомпозитных микропроволок, состоящих из проводящей внутренней сердцевины и магнитомягкой внешней оболочки [1–5]. Микронные размеры этих материалов обусловливают их широкое применение в миниатюризированных устройствах современной микроэлектроники. В частности, они могут применяться в качестве высокочувствительных датчиков магнитных полей [1], функциональные особенности которых основаны на использовании магнитополевой зависимости

гигантского магнитоимпеданса (ГМИ), обнаруженного относительно недавно в аморфных, нанокристаллических и нанокомпозитных материалах. Наличие хорошо проводящей сердцевины в композитных проволоках значительно усиливает амплитуду ГМИ (см., например, [4,5]). Вместе с тем известно [6], что амплитуда ГМИ в тонких магнитных пленках, аморфных и нанокристаллических лентах и проволоках сильно зависит от их приповерхностной микромагнитной структуры (равновесного распределения намагниченности). Анализ существующих данных показал, что приповерхностная микромагнитная структура композитных проволок практически не изучалась. Наиболее эффективными методами для этой цели являются магнитооптические, поскольку они позволяют изучать магнитные свойства тонкого приповерхностного слоя, толщина которого определяется глубиной проникновения света в образец, t_{pent}. Согласно существующим экспериментальным данным [7], в области энергии квантов падающего света $1.5 < \hbar\omega < 4.5\,\mathrm{eV}$ значение t_{pent} равно $20-24\,\mathrm{nm}$. Целью данной работы является изучение приповерхностных локальных магнитных свойств и микромагнитной структуры композитных NiFe/Cu микропроволок.

Композитные NiFe/Cu проволоки были получены путем электролитического осаждения в специальной установке, которая состоит из водяной ванны, цилиндрической камеры со стальным антикоррозийным покрытием и генератора постоянного и переменного токов. Чтобы получить чистые медные проволоки диаметром $20\,\mu\mathrm{m}$, перед процессом электролитического осаждения они помещались в хлористоводородную кислоту, а затем промывались дистиллированной водой. Слои NiFe толщиной $5\,\mu\mathrm{m}$ были нанесены на очищенные медные проволоки, которые помещались в электролитический раствор, содержащий $NiSO_4 \cdot 6H_2O$, $NiCl_2 \cdot 6H_2O$, $FeSO_4 \cdot 7H_2O$, борную кислоту, а также сахарин. В течение всего процесса электроосаждения значение pH электролитического раствора сохранялось постоянным, равным 3.4. Плотность тока, проходящего через медную микропроволоку, была равна $2\,\mathrm{A/dm^2}$. Процесс электролитического осаждения был выполнен при фиксированной температуре $T = 55^\circ\mathrm{C}$. С помощью описанного выше метода была получена серия образцов с разным содержанием Fe в слое NiFe, C_{Fe}. Значение C_{Fe} изменялось от 19.3 до 26.8%. Микроструктура композитных микропроволок была исследована с помощью XRD метода и проконтролирована с помощью трансмиссионного электронного микроскопа (TEM). Изучение NiFe/Cu микропроволок

было выполнено с помощью магнитооптического микромагнитометра, позволяющего получать информацию о локальных магнитных характеристиках и микромагнитной структуре приповерхностного слоя толщиной 15–20 nm с пространственным разрешением вплоть до $0.3\,\mu$m [8]. Длина исследуемых образцов была равна 15 mm. Переменное магнитное поле H с частотой $f = 80$ Hz было приложено параллельно длине проволочных образцов L. Локальные кривые намагничивания и распределения компонент намагниченности как параллельной $M_{\parallel}$, так и перпендикулярной $M_{\perp}$ приложенному магнитному полю были измерены с помощью экваториального эффекта Керра (ЭЭК) путем сканирования светового пятна диаметром $1\,\mu$ вдоль L. Величина ЭЭК δ рассчитывалась по формуле $\delta = (I - I_0)/I_0$, где I и I_0 — интенсивности света, отраженного от намагниченного и ненамагниченного образца соответственно. Фактически в данной работе измерялись зависимости $\delta(L, H)/\delta_S \propto M(L, H)/M_S$, где δ_S — значение ЭЭК при $M = M_S$, M_S — намагниченность насыщения образца. Измерения распределений намагниченности были выполнены в центральной части изучаемых микропроволок, чтобы исключить влияние краевых эффектов, в частности вариаций локального размагничивающего фактора.

На рис. 1 приведены типичные локальные кривые намагничивания $\delta(H)/\delta_S \propto M_{\parallel}(H)/M_S$, наблюдаемые для центральных и краевых микроучастков образцов с $C_{\mathrm{Fe}} = 20.5$ и 23.3%. Аналогичные кривые были получены для образцов с другими значениями C_{Fe}. Из рис. 1 можно видеть, что при $H < H_S$ (H_S — поле насыщения) наблюдается линейная зависимость намагниченности от величины приложенного поля. Согласно существующим представлениям [9], этот экспериментальный факт свидетельствует о том, что основным механизмом перемагничивания микропроволок является вращение локальных векторов намагниченности. Можно видеть также, что кривые намагничивания центральных и краевых микроучастков образцов различаются, что наглядно демонстрирует влияние локального размагничивающего фактора на поведение различных микроучастков проволоки в магнитном поле. Кроме того, было найдено, что значения H_S зависят от содержания железа в слое NiFe. Для иллюстрации на рис. 2 приведена зависимость значений H_S центральных микроучастков проволок от концентрации железа. Из рис. 2 можно видеть, что увеличение H_S наблюдается при $C_{\mathrm{Fe}} = 26.8$%. Известно [9], что с увеличением C_{Fe} от 19 до 27% в сплавах NiFe значение намагниченности насыщения M_S

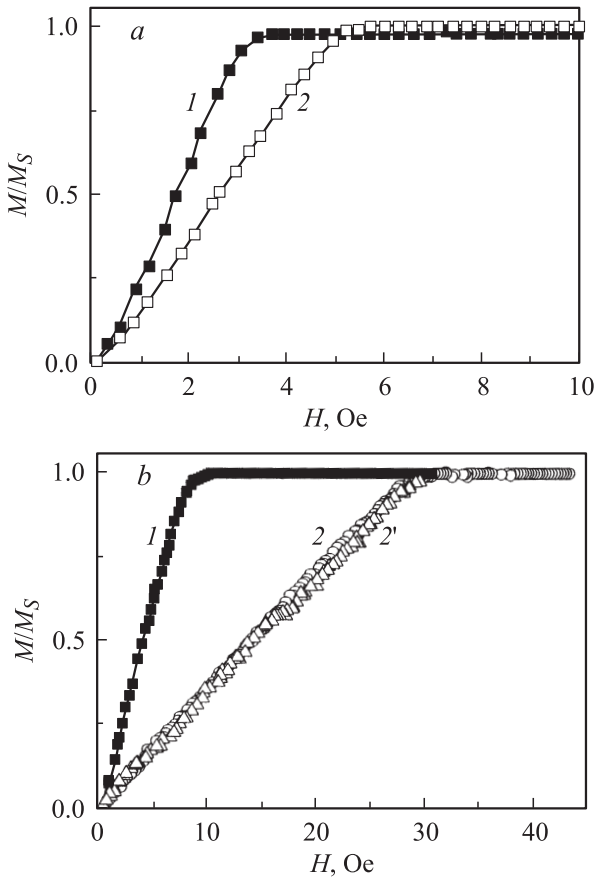

Рис. 1. Локальные приповерхностные кривые намагничивания, наблюдаемые для центральных (*1*) и краевых (*2*) микроучастков композитных NiFe/Cu проволок с содержанием железа C_{Fe} в слое NiFe, равном 20.5% (*a*) и 23.3% (*b*) соответственно.

возрастает от 845 до 976 Gs (см. приведенную для иллюстрации вставку на рис. 2). Таким образом, поле насыщения, рассчитанное из соотношения $H_S \propto K/M_S$ (K — константа магнитной анизотропии), должно уменьшаться с увеличением C_{Fe}, т.е. описанный выше экспериментальный факт не может быть объяснен изменением значения M_S

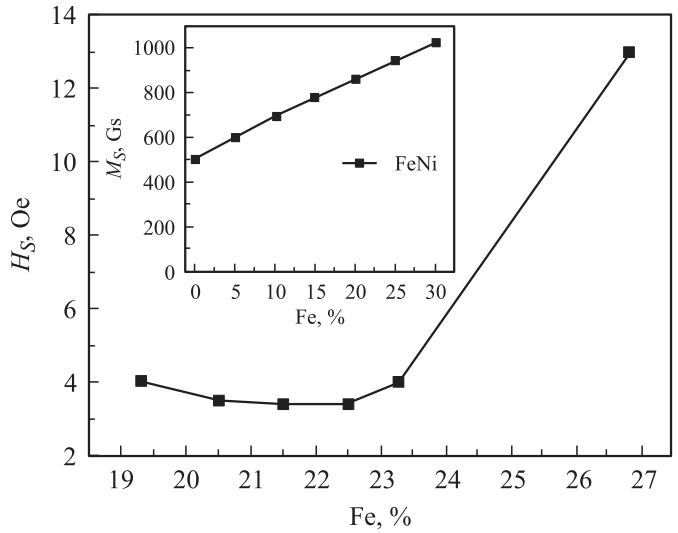

Рис. 2. Зависимость локальных значений поля насыщения от содержания железа в слое NiFe, наблюдаемая для центральных микроучастков композитных NiFe/Cu проволок. На вставке приведена зависимость намагниченности сплава NiFe от процентного содержания железа.

с ростом C_{Fe}. Найденная экспериментально зависимость $H_S(C_{\mathrm{Fe}})$ может быть объяснена микроструктурными особенностями образцов. Данные, полученные с помощью XRD и TEM, свидетельствовали о том, что слои NiFe изучаемых композитных проволок имеют нанокристаллическую структуру с размером гранул D порядка 12–18 nm, причем значение D увеличивается с ростом C_{Fe}. Найденные значения D значительно меньше длины ферромагнитного взаимодействия, которая для пермаллоя приблизительно равна 270 nm. Следовательно, в данном случае применима модель случайной магнитной анизотропии [10]. В соответствие с этой моделью эффективная константа магнитной анизотропии нанокристаллического материала уменьшается (увеличивается) с уменьшением (увеличением) D. Таким образом, обнаруженная зависимость $H_S(C_{\mathrm{Fe}})$ может быть объяснена микроструктурными изменениями изучаемых микропроволок.

Наибольшего внимания заслуживают результаты измерений распределений намагниченности вдоль длины образцов L. Было установлено, что при $H < H_S$ в исследуемых микропроволоках существуют компоненты намагниченности как параллельные $M_{\parallel}$, так и перпендикулярные $M_{\perp}$ магнитному полю, приложенному вдоль L. При этом компонента намагниченности, перпендикулярная поверхности микропроволок Mn, измерение которой было осуществлено с помощью полярного эффекта Керра, в пределах ошибки эксперимента была равна нулю. Особенность проведенных измерений $M_{\parallel}$ и $M_{\perp}$ состояла в следующем. Учитывая тот факт, что ЭЭК пропорционален компоненте намагниченности, перпендикулярной плоскости падения света, измерения зависимостей $M_{\parallel}(L)/M_S$ и $M_{\perp}(L)/M_S$ были соответственно выполнены в поперечной и продольной конфигурации магнита с закрепленным в нем образцом относительно плоскости падения света. Было установлено, что во всех изучаемых микропроволоках распределения приповерхностных компонент намагниченности, параллельных полю, имеют одинаковый знак, а компонент намагниченности, перпендикулярных H, имеют осцилляционное знакопеременное поведение. Для иллюстрации на рис. 3 приведены распределения намагниченности $M_{\parallel}(L)/M_S$ и $M_{\perp}(L)/M_S$, наблюдаемые для проволок с $C_{\mathrm{Fe}} = 19.3$ и 26.8%. Ранее выполненный нами анализ магнитооптических сигналов [7] показал, что знакопеременное распределение намагниченности возможно, если намагниченность соседних микроучастков имеет $\pm\theta_i$ ориентацию относительно длины образца, и перемагничивание этих локальных участков осуществляется за счет вращения локальных векторов намагниченности. Таким образом, описанные выше данные позволяют предположить, что в приповерхностной области микропроволок существуют круговые домены, и намагниченность в соседних доменах имеет $\pm\theta_i$ направления относительно L. Дополнительные исследования показали, что абсолютное значение θ равно $70-80^\circ$, причем величина θ увеличивается с ростом C_{Fe}, т. е. с увеличением эффективной константы магнитной анизотропии. Очевидно, что расстояние между нулевыми значениями на знакопеременных кривых рис. 3 соответствуют ширине d круговых доменов. Анализ полученных зависимостей $M_{\perp}(L)/M_S$ показал, что значение d уменьшается с увеличением C_{Fe}. В частности, для проволок с $C_{\mathrm{Fe}} = 19.3$ и 26.8%, d равно 10 и $8\,\mu$m соответственно. Если принять во внимание следующее соотношение (см., например, [9]),

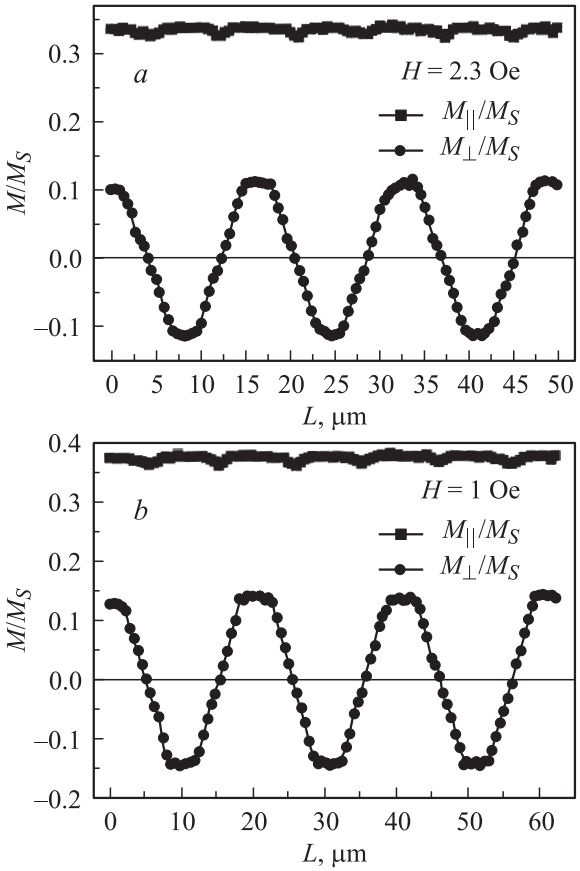

Рис. 3. Типичные распределения $M_{\parallel}(L)/M_S$ и $M_{\perp}(L)/M_S$, наблюдаемые для проволок с C_{Fe}, равным 26.8% (*a*) и 19.3% (*b*) соответственно.

что $d \propto K^{-1/4}$, то уменьшение d можно объяснить увеличением эффективной константы анизотропии с ростом C_{Fe}.

В заключение, с помощью метода сканирующей Керр-микроскопии экспериментально установлено, что в приповерхностной области композитных NiFe/Cu микропроволок существуют круговые домены с $\pm 70-80$-градусной ориентацией намагниченности в соседних доменах

относительно длины образца. Доказано, что основным механизмом перемагничивания изучаемых образцов является вращение локальных векторов намагниченности в круговых доменах. Обнаружено, что значение поля насыщения H_S увеличивается, а ширина кругового домена d уменьшается с ростом концентрации железа C_{Fe} в слое NiFe композитных микропроволок. Найденные зависимости $H_S(C_{\mathrm{Fe}})$ и $d(C_{\mathrm{Fe}})$ объяснены микроструктурными изменениями микропроволок с изменением C_{Fe}.

Данная работа была выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-02-16293).

Список литературы

[1] *Beach R.S., Smith N., Platt C.L., Jeffers F., Berkowitz A.E.* // Appl. Phys. Lett. 1996. V. 68. P. 2753–2755.
[2] *Kurlandskaya G.V., Barandiaran J.M., Gutierrez J., Garcia D., Vazquez M., Vas'kovskiy V.O.* // J. Appl. Phys. 1999. V. 85. P. 5438–5440.
[3] *Garcia D., Kurlandskaya G.V., Vazquez M., Toth F.I., Varga L.G.* // J. Magn. Magn. Mater. 1999. V. 203. P. 208–214.
[4] *Antonov A.S., Buznikov N.A., Granovsky A.B., Iakubov I.T., Prokoshin A.F., Rakhmanov A.L., Yakunin A.M.* // J. Magn. Magn. Mater. 2002. V. 249. P. 315–318.
[5] *Li X.P., Seet H.L., Zhao Z.J., Kong Y.K., Gong H.* // Trans. Mater. Research Society of Japan. 2004. V. 29. N 4. P. 1695–1700.
[6] *Panina L.V., Mohri K.* // J. Magn. Magn. Mater. 1996. V. 157/158. P. 137–140.
[7] *Шалыгина Е.Е., Комарова М.А., Молоканов В.В.* // ЖЭТФ. 2002. Т. 122. № 3 (9). С. 593–599.
[8] *Bozorth R.M.* // Ferromagnetism / D. Van Nostrand Comp., Inc., Toronto, New York, London, 1951. P. 157.
[9] *Кринчик Г.С.* // Физика магнитных явлений. М.: Изд. МГУ, 1985. С. 336.
[10] *Herzer G.* // IEEE Trans. Magn. 1990. V. 26. P. 1397–1402.