

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 539.216.2:537.624

ТЕНЗОМАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЙ ЭФФЕКТ В ПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ПЕРМАЛЛОЯ

© 2021 г. Е. В. Кудюков^{а, *}, А. А. Фещенко^а, Н. А. Кулеш^а, В. Н. Лепаловский^а,
К. Г. Балымов^а, В. О. Васьковский^{а, б}

^аУральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^бИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: e.v.kudyukov@urfu.ru

Поступила в редакцию 30.03.2021 г.

После доработки 05.04.2021 г.

Принята к публикации 06.04.2021 г.

Исследованы магнитные и магниторезистивные свойства слоистых пленочных композитов типа $M/Fe_{20}Ni_{80}$, где $M = Fe_{86}Al_{14}, Fe_{40}Co_{60}$. Определено влияние упругой деформации на гистерезисные и магниторезистивные свойства отдельных слоев и двухслойных пленок. Предложено рассматривать синергию магнитострикции и магнитосопротивления отдельных слоев в двухслойной структуре как тензомагниторезистивный эффект, имеющий потенциал практического применения в силовой сенсорике и для количественной оценки магнитострикционных свойств материалов в пленочном состоянии.

Ключевые слова: магнитострикция, магнитосопротивление, композит, тензомагниторезистивный эффект

DOI: 10.31857/S0015323021080088

ВВЕДЕНИЕ

Тензомагниторезистивный эффект (ТМРЭ) представляет собой совокупность двух явлений, наблюдающихся в магнитоупорядоченных веществах, – магнитострикции и анизотропии магнитосопротивления (АМС) [1–3]. Благодаря магнитоупругому взаимодействию, деформация приводит к изменению магнитного состояния (в частности, магнитной анизотропии) среды, которое из-за наличия АМС трансформируется в изменение ее электросопротивления. Данный эффект интересен как физическая основа для создания преобразователей силовых воздействий, в частности, сенсоров давления, а также для исследовательских целей, ориентированных на изучение магнитоупругих явлений в малоразмерных средах, в том числе в тонких пленках. Однако наиболее эффективные магнитострикционные материалы, среди которых сплавы Fe–Co, Fe–Al, Fe–Ga, (TbDy)–Fe [4, 5], имеют низкую АМС и соответственно слабый ТМРЭ. Рациональным решением этой проблемы в отношении пленочных сред представляются композиты, в которых носителями анизотропии магнитосопротивления и магнитострикции являются разные структурные элементы (слои), находящиеся в сильной обменной связи. При этом наиболее подходящим кандидатом на роль магниторезистивного индикатора можно рассматривать

классический пермаллой, характеризующийся низкой магнитострикцией и относительно большим АМС (свыше 4%) [6]. Пермаллой также является слабоанизотропным магнитомягким материалом. Поэтому его влияние на ход процессов перемagnичивания пленочных композитов не должно выходить за рамки количественного уменьшения магнитного гистерезиса. Данная работа посвящена исследованию закономерностей формирования ТМРЭ в двухслойных пленках типа $M/Fe_{20}Ni_{80}$ (Py), где $M = Fe_{86}Al_{14}, Fe_{40}Co_{60}$.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Объекты исследования представляют собой двухслойные пленки, полученные методом магнетронного распыления на стеклянных подложках Corning. При этом использована сплавная мишень пермаллоя и однокомпонентные мишени Fe, Co, Al. Бинарные сплавы Fe–Al и Fe–Co получали из мишеней чистых металлов в режиме сораспыления. Необходимые составы подбирали путем варьирования скоростей осаждения компонентов и в последующем уточняли с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра NanoHunter. Давление остаточных газов в вакуумной камере составляло 5×10^{-7} мм рт. ст., рабочего газа Ar – 2×10^{-3} мм рт. ст. Осаждение пленок про-

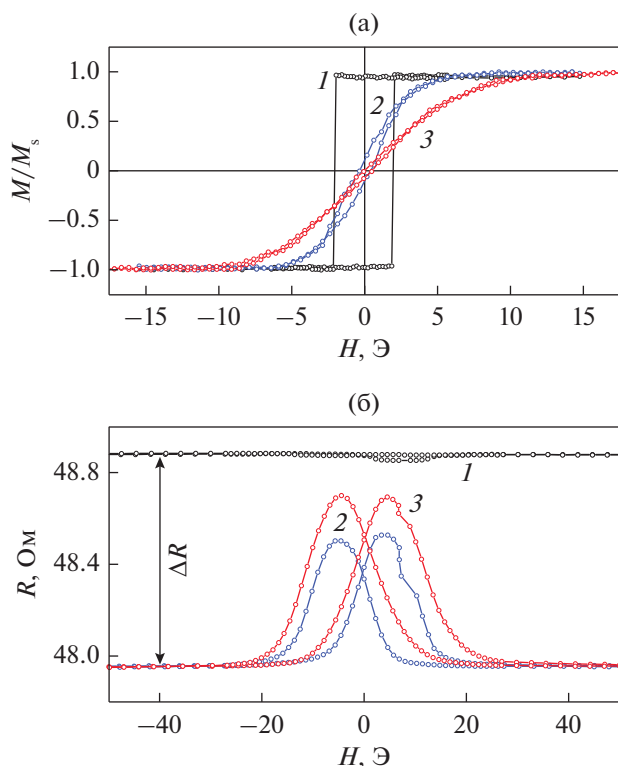


Рис. 1. Магнитооптические (а) и магниторезистивные (б) петли гистерезиса пленки $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$, измеренные при продольном (кривые 1) и поперечном (кривые 2, 3) намагничивании в свободном (кривые 1, 2) и деформированном (кривые 3) состояниях.

исходило в однородном магнитном поле (технологическое поле), напряженность которого в плоскости подложек составляла 250 Э. Кроме того, на держатель подложки подавали высокочастотное электрическое смещение. Толщина однослойных пленок и слоев в двухслойных композитах была фиксированной и составляла 40 ± 2 нм.

Анализ процессов перемагничивания пленок осуществляли по магнитооптическим петлям гистерезиса, которые измеряли на Керр-магнитометре Evico Magnetics. Применение специальной оснастки позволяло проводить фиксированную изгибную деформацию образцов. При этом в силу значительного превышения толщины стеклянных подложек (0.2 мм) над толщиной пленок деформация последних считалась однородной и соответствовала линейному сжатию на величину $\Delta l/l = 5 \times 10^{-4}$, которую рассчитывали из стрелы прогиба. Для определения механических напряжений σ использовали табличные значения модуля Юнга, свойственные массивному состоянию исследуемых сплавов – 1.6×10^{12} , 1.74×10^{12} , 1.67×10^{12} дин/см² для $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ (Py), $\text{Fe}_{86}\text{Al}_{14}$, $\text{Fe}_{40}\text{Co}_{60}$ соответственно [7–9]. Принимая во внимание близкие значения приведенных модулей Юнга,

при расчете σ для многослойной структуры использовали модуль Юнга магнитоэластичного слоя ($\text{Fe}_{86}\text{Al}_{14}$, $\text{Fe}_{40}\text{Co}_{60}$). Резистивные свойства пленок измеряли четырехзондовым методом на полосках размером 2×15 мм. Для этого использована оригинальная установка, позволяющая получать магниторезистивные петли в магнитном поле напряженностью до 200 Э и осуществлять контролируемую изгибную деформацию образцов в интервале $\Delta l/l$ от 0 до 6×10^{-4} [10]. Максимальная деформация соответствует стреле прогиба 120 мкм. Подвод электрических контактов к пленкам осуществляли с помощью низкотемпературной пайки. Для определения спонтанной намагниченности однослойных пленок использован вибрационный магнитометр.

Пермаллой, который использовали в работе в качестве материала индикаторного слоя, в пленочном состоянии проявляет некоторую специфику свойств. Она определяется структурным состоянием и зависит от способа получения пленочных образцов [11]. Характеристику однослойных пленок $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$, полученных по вышеописанной методике, можно дать на основе рис. 1, на котором представлены магнитооптические петли гистерезиса, измеренные вдоль (продольные петли) и перпендикулярно (поперечные петли) оси приложения технологического поля, а также магниторезистивные петли, полученные при намагничивании образца вдоль (продольные петли) и перпендикулярно (поперечные петли) оси протекания электрического тока, которая совпадала с осью технологического поля. Одноосную деформацию также прикладывали вдоль оси, совпадающей с осью технологического поля. Налицо небольшая одноосная магнитная анизотропия (рис. 1а, кривые 1 и 2). Она типична для пленок 3d-металлов и условно классифицируется как M -наведенная анизотропия [12]. При этом величина поля анизотропии $H_a \sim 4$ Э заметно больше коэрцитивной силы H_c , которая при продольном (вдоль ОЛН) перемагничивании составляет около 2 Э. Деформация сжатия не вызывает изменений в характере перемагничивания, но приводит к увеличению поля анизотропии до 7 Э (рис. 1а, кривая 3), что говорит о наличии в пленках данного состава небольшой отрицательной магнитоэластики.

Оценка константы магнитоэластики по известной формуле [13]:

$$\lambda = \frac{\Delta H_a M_s}{3\sigma}, \quad (1)$$

где ΔH_a – приращение поля анизотропии при деформации, M_s – спонтанная намагниченность пермаллоя, дала величину $\sim 10^{-6}$.

Аналогичную качественную информацию несут и магниторезистивные петли $R(H)$, показанные на рис. 1б. Характеризуя количественную

сторону эффекта, следует отметить, что величина $\Delta R/R$ в данном случае составляет около 2%, т.е. в два раза меньше табличных значений для пермаллоя. Причиной пониженной анизотропии магнитосопротивления является высокая дисперсность поликристаллической структуры пленок [14]. Однако и в таком состоянии величина сигнала вполне достаточна для уверенного количественного описания эффекта.

В методическом плане также представляет интерес сопоставление однослойных пленок и соответствующих композитов по уровню свойств, наиболее значимых в свете решаемой исследовательской задачи. В табл. 1 приведены значения коэрцитивной силы и относительной анизотропии магнитосопротивления образцов, использованных в данной работе. Как видно, наличие слоя пермаллоя ожидаемо приводит к снижению H_c в композитах по сравнению с однослойными магнитоотрицательными пленками. Причем в большей мере это проявляется для $Fe_{86}Al_{14}$ из-за меньшей по сравнению с $Fe_{40}Co_{60}$ спонтанной намагниченности. Как уже отмечали выше, сплавы $Fe_{86}Al_{14}$ и $Fe_{40}Co_{60}$ характеризуются низкой АМС, и в пленочных образцах нам не удалось наблюдать изменения сопротивления в магнитном поле. Но в композитах АМС фиксируется уверенно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 показаны фрагменты магнитооптических петель гистерезиса исследуемых композитов в исходном и деформированном состояниях. Они измерены со стороны подложки, т.е. непосредственно на магнитоотрицательных слоях, но в силу жесткой межслойной обменной связи отражают ход процесса перемагничивания и в слоях пермаллоя. Последнее подтверждается идентичностью картин доменной структуры, наблюдавшихся с двух сторон композитов. Из рис. 2а видно, что перемагничивание пленки $Fe_{86}Al_{14}/Fe_{20}Ni_{80}$ происходит скачкообразно, и деформация вносит лишь небольшие изменения в этот процесс. В частности, немного уменьшается коэрцитивная сила, и вблизи магнитного насыщения появляются наклонные участки. То и другое можно рассматривать как признаки формирования дополнительной анизотропии с ОЛН, перпендикулярной магнитному полю, что является очевидным следствием положительной магнитоотрицательности композита. Однако на фоне относительно высокой коэрцитивной силы, обусловленной “пиннингом” доменных границ, изменения в магнитной анизотропии малозаметны.

Пленка $Fe_{40}Co_{60}/Fe_{20}Ni_{80}$ (рис. 2б) оказалась более чувствительна к упругим напряжениям. Видно, что в данном случае деформация ведет не только к количественным, но и к качественным изменениям в процессе перемагничивания. Петля ги-

Таблица 1. Значения спонтанной намагниченности, коэрцитивной силы и относительной анизотропии магнитосопротивления однослойных пленок и пленочных композитов

Образец	M_s , Гс	H_c , Э	$\Delta R/R$, %
Pu	800	2	1.92
$Fe_{86}Al_{14}$	1150	58	<0.01
$Fe_{40}Co_{60}$	1300	61	<0.01
$Fe_{86}Al_{14}/Pu$	—	19	1.96
$Fe_{40}Co_{60}/Pu$	—	35	1.6

стерезиса в целом приобретает наклонный вид, показывая тем самым, что в ее формировании усиливается роль процессов вращения намагниченности. А это, в свою очередь, говорит о более выраженных магнитоупругих свойствах композита.

Магнитоотрицательные свойства двухслойных пленок, подвергнутых различному одноосному сжатию вдоль оси протекания тока, показаны на рис. 3. Представлены продольные зависимости $R(H)$, которые описывают вариацию электросопротивления при циклическом перемагничивании образцов вдоль оси протекания тока в области

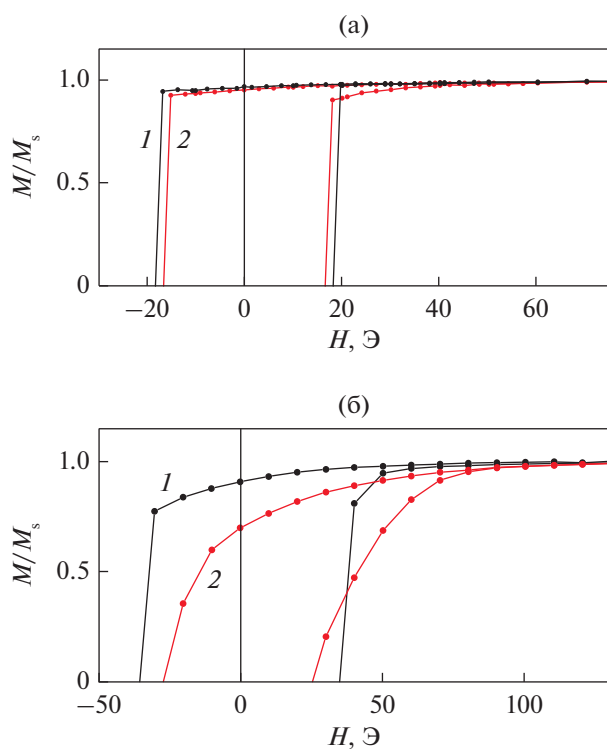


Рис. 2. Магнитооптические полупетли гистерезиса композитов $Fe_{86}Al_{14}/Fe_{20}Ni_{80}$ (а) и $Fe_{40}Co_{60}/Fe_{20}Ni_{80}$ (б) в исходном (кривые 1) и деформированном (кривые 2) состояниях.

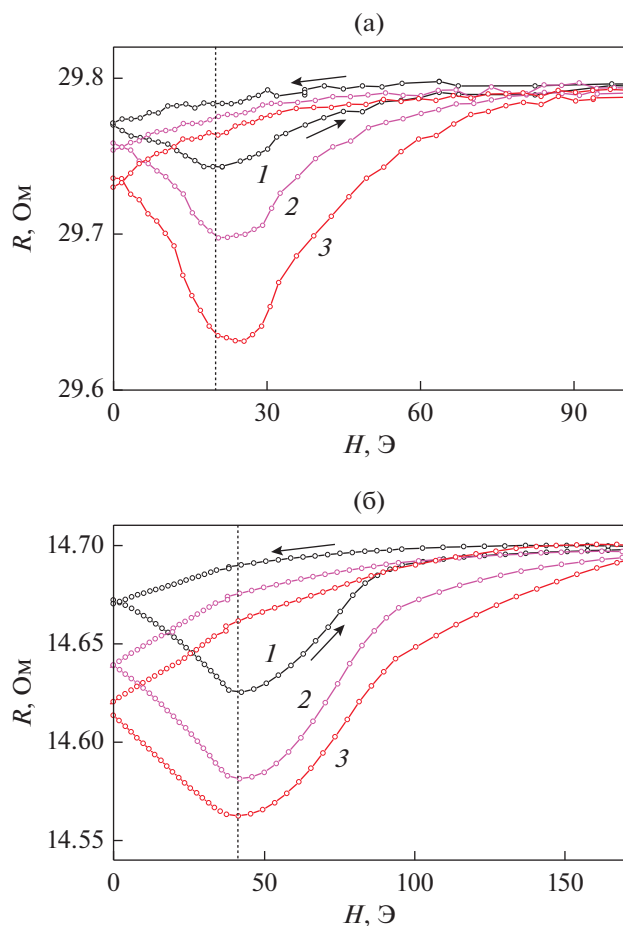


Рис. 3. Магниторезистивные петли композитов Fe₈₆Al₁₄/Fe₂₀Ni₈₀ (а) и Fe₄₀Co₆₀/Fe₂₀Ni₈₀ (б) при различном одноосном сжатии Δl/l: 1 – 0; 2 – 3 × 10⁻⁴; 3 – 5 × 10⁻⁴. Штриховыми линиями указаны значения магнитного поля, для которых определены зависимости ΔR/R(σ), показанные на рис. 4.

положительных полей. В отрицательных полях в силу четности эффекта кривые $R(H)$ отображаются зеркальным образом. Характерной особенностью приведенных зависимостей является наличие широкого минимума, глубина которого увеличивается по мере усиления деформации. Локализация этого минимума на шкале H коррелирует со значениями коэрцитивной силы, определенными по петлям гистерезиса. Поскольку вариация R отражает изменение поперечной (по отношению к оси протекания тока) компоненты результирующей намагниченности, можно заключить, что в перемагничивании исследуемых пленок заметную роль играют процессы вращения намагниченности и, возможно, смещения доменных границ, разделяющих неколлинеарные магнитные фазы. Заметим также, что в этом отношении магниторезистивные петли избирательно информативны и в отличие от поперечного магнитооптического эф-

фекта дают возможность не только качественно, но и количественного описания процесса.

С учетом сказанного можно констатировать, что пленки Fe₈₆Al₁₄/Fe₂₀Ni₈₀ и Fe₄₀Co₆₀/Fe₂₀Ni₈₀ в исходном состоянии обладают определенной дисперсией магнитной анизотропии. Она заключается в пространственной вариации ОЛН и константы анизотропии и ведет к неоднородному распределению намагниченности в объеме образцов. Очевидно, что основным источником дисперсии являются магнитоупругие слои, а слои пермаллоя играют, скорее, упорядочивающую роль. Дисперсию анизотропии в поликристаллических пленках обычно связывают с разориентацией кристаллитов и неоднородными напряжениями, дающими магнитоупругий вклад в анизотропию [15]. Последнее, учитывая высокую магнитоупругость сплавов Fe₈₆Al₁₄ и Fe₄₀Co₆₀, может иметь определяющее значение в формировании свойств исследуемых объектов.

Трансформация кривых $R(H)$, происходящая при одноосной сжимающей деформации, скорее всего, свидетельствует об усилении роли процессов вращения намагниченности, т.е. о тенденции к формированию ОЛН, перпендикулярной оси перемагничивания. Это естественно связать с дополнительным магнитоупругим вкладом в магнитную анизотропию, который возникает в результате внешних силовых воздействий в средах с положительной магнитоупругостью. Для количественного описания указанных изменений, которые по существу и составляют тензomagниторезистивный эффект, можно ввести простой параметр – относительное деформационное изменение сопротивления при фиксированном магнитном поле, а величину поля выбрать из области наибольшего изменения R . Соответствующие данные, полученные в ходе циклической деформации обоих композитов, приведены на рис. 4. При этом использовано соотношение:

$$\left(\frac{\Delta R}{R}\right)_T = \frac{R_{II} - R(H_e)}{R_{II}}, \quad (2)$$

где R_{II} и $R(H_e)$ – сопротивление в состоянии насыщения и в поле H_e соответственно.

Как видно из рис. 4, ход ТМРЭ-кривых в разных композитах имеет некоторую специфику. Однако в целом с учетом погрешностей измерений электросопротивления и стрелы прогиба деформируемых образцов можно заключить, что изменение $(\Delta R/R)_T$ не сильно отличается от линейного и имеет слабый гистерезис. В связи с этим для ориентировки в практической значимости ТМРЭ целесообразно оценить средний коэффициент тензочувствительности композитов как

$$\delta = \frac{(\Delta R/R)_T}{\Delta l/l}. \quad (3)$$

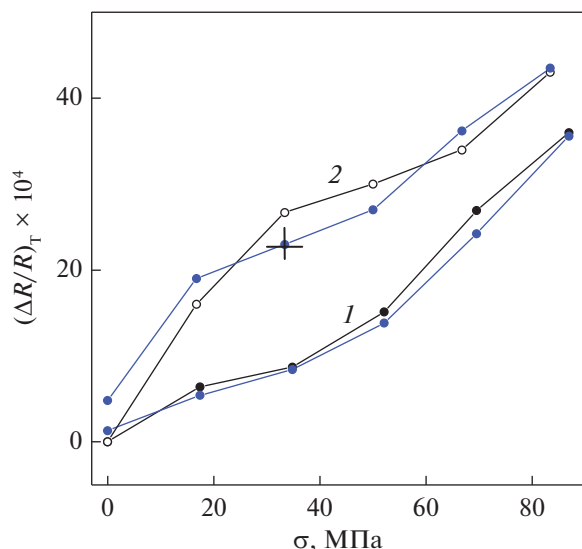


Рис. 4. Зависимости относительного изменения сопротивления от величины механических напряжений в композитах $Fe_{86}Al_{14}/Fe_{20}Ni_{80}$ (кривые 1) и $Fe_{40}Co_{60}/Fe_{20}Ni_{80}$ (кривые 2) при увеличении (черные линии) и уменьшении (синие линии) деформации. Вертикальный и горизонтальный отрезки показывают погрешности в определении величин, указанных на соответствующих осях.

Для $Fe_{86}Al_{14}/Fe_{20}Ni_{80}$ и $Fe_{40}Co_{60}/Fe_{20}Ni_{80}$ величина δ составила 7.2 и 8.6 соответственно. Это на порядок ниже тензочувствительности полупроводниковых материалов, но значительно (в 5–10 раз) превосходит уровень δ -типичных металлических тензорезисторов [16, 17]. Кроме того, нужно отметить значительный потенциал композитов в части оптимизации функциональных свойств путем подбора состава, применения термических обработок, варьирования соотношения толщин и количества магниторезистивных и индикаторных слоев.

Выше также отмечали, что тензомагниторезистивный эффект в слоистых композитах типа М/пермаллой можно рассматривать как физическую основу для косвенной оценки магнитоупругих свойств М-материалов (в том числе непроводящих) в пленочном состоянии. При этом непосредственно ТМРЭ рассматривается как источник количественной информации об изменении магнитной анизотропии при деформации, которое затем можно связать с магнитоупругими свойствами среды. В данной работе проанализирована применимость такого подхода в модели однородного распределения намагниченности по объему пленки. А именно, продольное изменение электросопротивления при перемагничивании описывали общепринятым образом:

$$R(H) = R_{||} - \Delta R \sin^2 \theta(H), \quad (4)$$

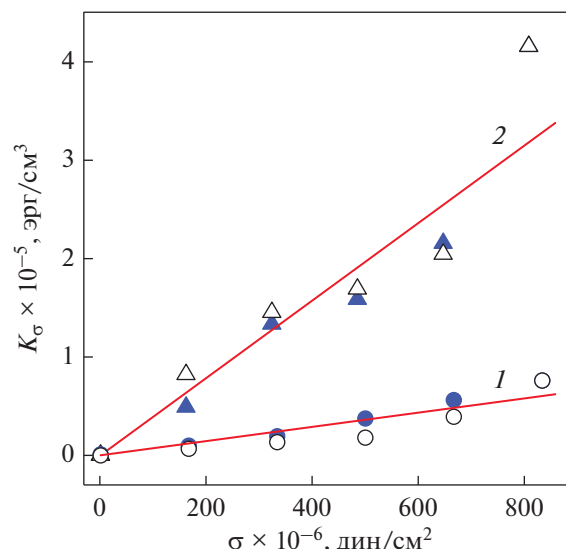


Рис. 5. Зависимости констант индуцированной магнитной анизотропии от величины упругих напряжений в слоях $Fe_{86}Al_{14}$ (кружки) и $Fe_{40}Co_{60}$ (треугольники) при увеличении (полые значки) и уменьшении (заполненные значки) деформации. Линиями 1 и 2 показаны линейные аппроксимации соответствующих экспериментальных зависимостей.

где θ – угол между осью протекания тока и вектором намагниченности, равным по величине спонтанной намагниченности M_s . Из угла θ для разных σ в интервале от θ_{max} до 0 были восстановлены зависимости $M(H)$ и вычислены изменения в энергетических затратах на перемагничивание образцов, обусловленные деформацией. При этом значения угла θ_{max} , соответствующие максимальной поперечной компоненте намагниченности, определяли по минимумам на зависимостях $R(H)$. Таким образом, принимали во внимание вклад в перемагничивание только со стороны поперечной компоненты намагниченности, который отождествляли с процессом вращения вектора намагниченности. Тем самым из рассмотрения были исключены вклады в результирующую намагниченность, обусловленные смещением 180° доменных границ.

На рис. 5 приведены результаты расчета по описанной методике для характеристики свойств исследуемых объектов, отнесенные к магниторезистивным слоям $Fe_{86}Al_{14}$ и $Fe_{40}Co_{60}$. Точками показаны значения константы анизотропии K_σ , полученные в режимах увеличения и уменьшения деформации, а прямыми линиями – их линейная аппроксимация. Конечным результатом выполненного анализа являются значения констант магнитострикции λ_s , найденные, исходя из выражения $K_\sigma = (3/2)\lambda_s\sigma$. С учетом небольшого отрицательного вклада от слоев пермаллой они равны $(5 \pm 0.4) \times 10^{-6}$ для $Fe_{86}Al_{14}$ и $(27 \pm 2) \times 10^{-6}$ для

Fe₄₀Co₆₀. По порядку величин это соответствует характеристикам массивных сплавов аналогичных составов [18, 19], но численно полученные значения λ_s несколько ниже. Последнее может быть обусловлено высокой дисперсией микроструктуры пленок и ограничительной ролью стеклянных подложек.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты проведенного исследования показывают, что слоистые композиты, содержащие обменно-связанные слои с отдельно выраженной магнитострикцией и анизотропией магнитосопротивления можно рассматривать как синтетические носители тензomagниторезистивного эффекта. Этот эффект имеет потенциал практического применения в силовой сенсорике, а также как основа косвенной методики количественной аттестации магнитоупругих свойств пленок. Однако тот и другой аспекты требуют оптимизации свойств композитов по составу микроструктуре и дизайну слоев.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ “Аспирант” № 19-32-90082\19.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бальмов К.Г., Кудюков Е.В., Лепаловский В.Н., Кулеш Н.А., Васьковский В.О. Использование магниторезистивных пленок с однонаправленной анизотропией для регистрации упругих деформаций // Дефектоскопия. 2017. V. 7. P. 46–51.
2. Sonehara M., Shinohara T., Sato T., Yamasawa K., Miura Y. Strain sensor using stress-magneto-resistance effect of Ni–Fe/Mn–Ir exchange-coupled magnetic film // J. Appl. Phys. 2010. V. 107. P. 09E718.
3. Chen X., Wang B., Wen X., Sheng P., Pravarthana D., Yang H., Xie Y., Liu H., Xu X., Li R.-W. Stress-coefficient of magnetoelastic anisotropy in flexible Fe, Co and Ni thin films // JMMM. 2020. V. 505. P. 166750.
4. Panduranga M.K., Lee T., Chavez A., Prikhodko S.V., and Carman G.P. Polycrystalline Terfenol-D thin films grown at CMOS compatible temperature // AIP Advances. 2018. V. 8. P. 056404.
5. Grössinger R., Turtelli R.S., and Mehmood N. Materials with high magnetostriction // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2014. V. 60. P. 012002.
6. Mcguire T.R., Potter R.I. Anisotropic Magneto-resistance in Ferromagnetic 3D Alloys // IEEE Trans. on Magn. 1975. V. 11. P. 1018–1038.
7. Frutos E., Morris D.G., Muñoz-Morris M.A. Evaluation of elastic modulus and hardness of FeAl base intermetallics by nano-indentation techniques // Intermetallics. 2013. V. 38. P. 1–3.
8. Guoa J., Morita S., Yamagata Y., Higuchi T. Magnetostrictive vibrator utilizing iron–cobalt alloy // Sensors and Actuators A. 2013 V. 200. P. 101–106.
9. Li X., Ding G., Wang H., Ando T., Shikida M., Sato K. Mechanical properties of electrodeposited permalloy thin film measured by using a tensile test // TRANSDUCERS and EUROSENSORS’07 – 4th International Conference on Solid-State Sensors, Actuators and Microsystems. 2007. V. 4300190. P. 555–558.
10. Balymov K.G., Kudyukov E.V., Kulesh N.A., Lepalovskij V.N., Vas'kovskiy V.O. Elastomagneto-resistive Properties of Films of 3d-Metals Alloys // Knowledge E, Dubai. 2016. P. 11–16.
11. Васьковский В.О., Савин П.А., Волчков С.О., Лепаловский В.Н., Букреев Д.А., Бучкевич А.А. Эффекты наноструктурирования в магнитомягких пленках и пленочных элементах с магнитным импедансом // Журн. технич. физики. 2013. V. 83(1). P. 110–116.
12. Kneer G., Zinn W. Origin of M-Induced Anisotropy // Phys. stat. sol. 1996. V. 17. P. 323.
13. Durankaa P., Zimana J., Onuferu J., Kardošb S. Magnetoelastic Anisotropy in Glass-Coated Microwires Studied using SAMR Method // Acta Phys. Polonica A. 2020. V. 137. P. 868–871.
14. Quynh L.K., Tu B.D., Thuy N.T., Viet D.Q., Duc N.H., Phung A.T., Huong Giang D.T. Meander anisotropic magneto-resistance bridge geomagnetic sensors // J. Sci.: Advanc. Mater. Devices. 2019. V. 4. P. 327–332.
15. Dubuget V., Dubourg S., Thibaudeau P., and Duve F. Magnetic Anisotropy Dispersion with Exchange Energy in Soft Ferromagnetic Thin Films // IEEE Trans. Magn. 2010. V. 46. P. 1139–1142.
16. Jun Y., Shan H.L., Qian Z., Xiang P., Yang B. Hua W. Toward an ideal electrical resistance strain gauge using a bare and single straight strand metallic glassy fiber // Sci China-Phys Mech Astron. 2012. V. 55(4). P. 609–613.
17. Alpuim P., Correia V., Marins E.S., Rocha J.G., Trindade I.G., Lanceros-Mendez S. Piezoresistive silicon thin film sensor array for biomedical applications // Thin Solid Films. 2011. V. 14. P. 4574–4577.
18. Hunter D., Osborn W., Wang K., Kazantseva N., Hat-trick-Simpers J., Suchoski R., Takahashi R., Young M.L., Mehta A., Bendersky L.A., Lofland S.E., Wuttig M., Takeuchi I. Giant magnetostriction in annealed Co_{1-x}Fe_x thin-films // Nature Comm. 2011. V. 2. P. 518.
19. Mehmood N., Turtelli R.S., Grossinger R., Kriegisch M. Magnetostriction of polycrystalline Fe_{100-x}Al_x (x = 15, 19, 25) // J. Magn. Magn. Mater. 2010. V. 322. P. 1609–1612.