

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 539.216.2:537.621.2:537.623

ГИБКИЕ СПИНОВЫЕ КЛАПАНЫ: МЕЖСЛОЙНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ И ДЕФОРМАЦИОННАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ

© 2021 г. Л. И. Наумова^а, *, Т. А. Чернышова^а, Р. С. Заворницын^а, М. А. Миляев^а,
И. К. Максимова^а, В. В. Проглядо^а, А. А. Захаров^а, В. В. Устинов^а

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

*e-mail: naumova@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 08.07.2021 г.

После доработки 19.07.2021 г.

Принята к публикации 22.07.2021 г.

На гибких полиимидных подложках магнетронным напылением были получены обменно-связанные спиновые клапаны на основе ферромагнитных сплавов CoFeNi и антиферромагнетика FeMn. Магниторезистивные свойства пленок и микрополосок спиновых клапанов измеряли при различной степени деформации изгиба образца. Выявлен характер зависимости деформационной чувствительности спинового клапана от взаимодействия между магнитными слоями и расположения осей анизотропии по отношению к вектору деформации. Обнаружено, что деформационная чувствительность снижается при увеличении полевого интервала между перемангничиванием свободного и закрепленного слоев в спиновом клапане.

Ключевые слова: спиновый клапан, сплав CoFeNi, полимерная подложка, магнитострикция, эффект Виллари, деформация, магнитная анизотропия

DOI: 10.31857/S0015323021110097

ВВЕДЕНИЕ

Преимуществами наноструктур на полимерных подложках являются их легкость, малая толщина, приспособляемость к измеряемой поверхности и ударопрочность. Гибкие дисплеи [1], магнитные датчики [2, 3], солнечные батареи, светодиоды [4–6], медицинские аппараты [7], пленочные транзисторы [8], микроприводы [9] изготавливаются на полимерных подложках (полиэтилентерефталат (PET), полиэтиленнафталат (PEN), полиимид (PI) [10]. Интерес для исследователей представляет как сохранение, так и значительное изменение функциональных характеристик при деформации [11–13].

Магнитные материалы обладают магнитострикцией, поэтому важно исследование влияния механического воздействия на магнитные характеристики пленок. В наноструктуре, состоящей из двух ферромагнитных (ФМ) слоев, разделенных немагнитным слоем, сопротивление зависит от угла между магнитными моментами ФМ слоев (гигантский магниторезистивный (ГМР) эффект). Помимо чувствительности к магнитному полю, направление намагниченности в ФМ-материале чувствительно к величине и направлению деформации, за счет эффекта Виллари (обратного магнитострикционного эффекта) [14]. При воздействии механического напряжения изменяется направ-

ление магнитного момента слоя, что приводит к изменению магнитосопротивления.

Сочетание магнитоупругого и ГМР-эффектов в наноструктурах на полимерных подложках предполагается использовать в датчиках напряжения, деформации, давления [15–24].

Спиновые клапаны – многослойные наноструктуры, обладающие ГМР-эффектом [25]. В спиновом клапане два ФМ-слоя разделены немагнитным, при этом один из слоев, закрепленный, связан обменным взаимодействием с соседним слоем антиферромагнитного сплава. Вследствие этого формируется однонаправленная анизотропия и выделенное направление – ось однонаправленной анизотропии (ООА). Петля гистерезиса перемангничивания закрепленного слоя смещена в область высоких полей. Второй (свободный) ФМ-слой перемангничивается в слабых полях. При напылении структуры в магнитном поле в этом слое наводится одноосная анизотропия, характеризующаяся осью легкого намагничивания (ОЛН).

В составе ФМ-слоев, обладающих ГМР-эффектом наноструктур, используются двойные сплавы NiFe и CoFe и тройные CoFeNi [26–28]. Согласно диаграмме тройной системы Co–Fe–Ni [29, 30], сплав Co₇₀Fe₂₀Ni₁₀ имеет близкую к нулю магнитострикцию насыщения λ_s . Варьируя про-

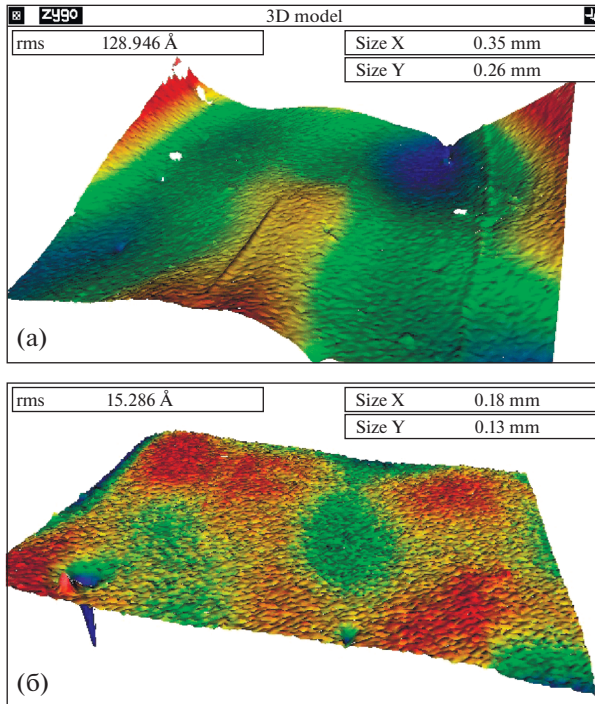


Рис. 1. Изображение поверхности и шероховатость PI подложки при различной площади исследуемой поверхности.

центный состав сплава, можно получить и существенно отличные от нуля величины λ_s . Для сплава $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{10}\text{Ni}_{20}$ величина $\lambda_s = 1.5 \times 10^{-5}$.

Большое число публикаций посвящено гибким спиновым клапанам и устройствам на их основе, однако имеется мало работ, в которых исследуется зависимость магнитоупругих и магнитотранспортных свойств от материала слоев и особенностей магнитной анизотропии спиновых клапанов. В [31, 32] исследуется увеличение деформационной чувствительности спиновых клапанов при использовании в качестве материала свободного слоя магнитоотрицательных сплавов $\text{Fe}_{50}\text{Co}_{50}$ ($\lambda_s \sim 10^{-4}$) и FeGa. В работах [33, 34] показано, что при многократном изгибе полимерной подложки анизотропия в спиновом клапане может быть усилена или ослаблена, в зависимости от магнитоотрицательных свойств ферромагнитных слоев.

Объединяя вопросы гибкой электроники и спинтроники, целью данного исследования является изучение корреляции между композицией спинового клапана и изменением его магниторезистивных характеристик при деформации изгиба. Особое внимание уделялось исследованию зависимости магниторезистивных характеристик от деформации при различном взаимном расположении осей анизотропии и вектора деформации. В качестве материалов ФМ слоев спинового клапана

служили сплавы $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{10}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{10}$ с ненулевой и близкой к нулю магнитоотрицательностью.

ЭКСПЕРИМЕНТ

На стеклянную подложку была наклеена полиимидная (PI) пленка толщиной $t_s = 60$ мкм, на поверхности которой методом магнетронного напыления выращивали наноструктуры типа “спиновый клапан”. После напыления PI-пленку отделяли от стекла. Спиновые клапаны имели композицию: буферный слой/ФМ1/Cu/ФМ2/ $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ /Ta, где ФМ – ферромагнитные слои сплавов $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{10}\text{Ni}_{20}$ и $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{10}$. Буферный слой представляет из себя наноструктуру $[\text{Ta}/(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20})_{60}\text{Cr}_{40}]_n$. Толстый буферный слой ($n = 2, 5$ и 7) использован для выравнивания поверхности подложки. Благодаря высокому удельному электросопротивлению $\rho = 217$ мкОм см шунтирование тока было незначительным. Измерение ρ проводили на образце $[\text{Ta}(5)/\text{NiFeCr}(5)]_5$, изготовленном на подложке из стекла.

Оценка шероховатости поверхности PI подложек проведена с помощью оптического профилометра. Измерения проведены для большей (рис. 1а) и меньшей (рис. 1б) площади поверхности. При исследовании площадки 0.35×0.26 мм² среднеквадратичное отклонение (*rms*) составило 129 Å. При уменьшении площади исследования до размеров 0.18×0.13 мм² шероховатость поверхности уменьшилась до *rms* = 15 Å.

Можно предположить, что для микрообъектов высокая шероховатость поверхности гибкой подложки в меньшей степени скажется на целостности слоев и магниторезистивных характеристиках многослойной структуры.

Методом оптической литографии изготовлены микрополоски длиной 9 мм и шириной $h = 20, 40, 60, 80$ и 100 мкм. При формировании микрообъектов была реализована как параллельная, так и перпендикулярная ориентация ОЛН по отношению к длине микрополоски. Измерения сопротивления выполнены при комнатной температуре четырехконтактным методом при протекании постоянного тока в плоскости пленки. Магнитосопротивление определяли как $\Delta R/R_s = [(R(H) - R_s)/R_s]$, где $R(H)$ – сопротивление образца в магнитном поле, R_s – сопротивление в поле насыщения. Исследовали образцы размером 2×10 мм² и микрообъекты.

Полевые зависимости магнитосопротивления получали на установке, собранной на базе электромагнита фирмы Bruker. Исследуемые образцы помещали в специальном держателе между полюсными наконечниками магнита. Диаметр полюсных наконечников составлял 8 см, расстояние между ними 4 см, таким образом, гибкие спи-

новые клапаны полностью находились в области с однородным магнитным полем как в деформированном, так и в недеформированном состоянии. Образцы закрепляли с помощью клея на держателе, изготовленном из пластмассового уголка и немагнитных винта и гайки (рис. 2). Один край образца был фиксирован, второй двигался поступательно вместе с гайкой при вращении винта. Изгиб образца контролировали количеством оборотов винта N .

На рис. 2 показано схематичное изображение пленки наноструктуры толщины t_f на полимерной подложке в состоянии деформации изгиба подложки и растяжения пленки наноструктуры. Важно, что $t_f \ll t_s$, поэтому можно считать, что деформация пленки однородна по объему и сводится к линейному растяжению или сжатию, если пленка находится с нижней стороны полимерной подложки. Направление смещения точек тела при деформации обозначено вектором деформации \mathbf{u} . В качестве величин, характеризующих степень деформации, использовали радиус кривизны поверхности подложки r и относительное удлинение пленки наноструктуры $\epsilon = (l - l_0)/l_0$, где l_0 и l – длина образца в недеформированном и деформированном состоянии. Относительное удлинение связано с радиусом кривизны изгиба соотношением

$$\epsilon = (t_f + t_s)/2r. \quad (1)$$

Радиус кривизны r находится из решения уравнения

$$l_0 = 2r \arcsin(l_0 - Nd/2r), \quad (2)$$

где N – количество оборотов винта, d – шаг резьбы.

Чувствительность S магнитосопротивления к деформации рассчитывали как отношение разности максимальных значений магнитосопротивления в недеформированном и деформированном состояниях к значению в деформированном состоянии: $S = [(R_{\max}(l_0) - R_{\max}(l))/R_{\max}(l)]$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Магнитоупругие и магнитотранспортные свойства спиновых клапанов со слоями сплава $Co_{70}Fe_{10}Ni_{20}$

Мы ввели слой ФМ-сплава с ненулевой магнитострикцией ($Co_{70}Fe_{10}Ni_{20}$) в состав спинового клапана. Задачей данного этапа исследований было получение спиновых клапанов, сочетающих большую величину магнитосопротивления, слабый гистерезис перемагничивания свободного слоя и заметное изменение магниторезистивных характеристик при деформации. Спиновые клапаны $[Ta(5 \text{ нм})/NiFeCr(5 \text{ нм})]_2/CoFeNi(5.5 \text{ нм})/Cu(3.6 \text{ нм})/CoFeNi(3.5 \text{ нм})/FeMn(15 \text{ нм})/Ta(6 \text{ нм})$ обладают разной комбинацией расположения

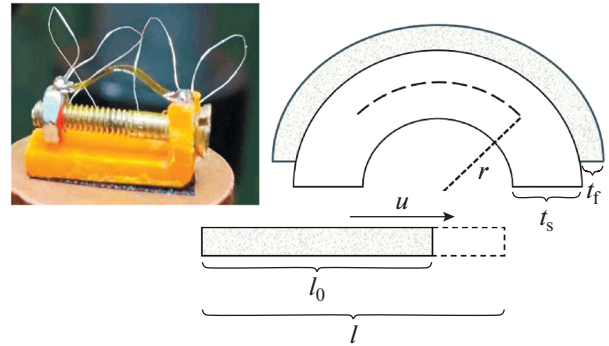


Рис. 2. Фотография держателя с образцом и схематичное изображение пленки наноструктуры толщины t_f на полимерной подложке толщины t_s , r – радиус кривизны поверхности изогнутой подложки. \mathbf{u} – вектор деформации. l_0 и l – длина образца в недеформированном и деформированном состоянии.

сплавов $Co_{70}Fe_{10}Ni_{20}$ и $Co_{70}Fe_{20}Ni_{10}$ в ФМ слоях (табл. 1).

Полевые зависимости магнитосопротивления (рис. 3) были измерены в: недеформированном состоянии и при деформациях, соответствующих растяжению ($\epsilon > 0$) и сжатию ($\epsilon < 0$) при $\mathbf{u} \parallel OOA \parallel OLN \parallel \mathbf{H}$ и $r = 12$ мм. При данной геометрии изгиб образца приводит к изменению проекции поля \mathbf{H} на плоскость пленки. В разных частях спинового клапана антипараллельное упорядочение магнитных ФМ-слоев реализуется при разных величинах приложенного поля, что уменьшает максимальное магнитосопротивление при деформации.

Для всех образцов магнитосопротивление при деформации уменьшается, причем при $\epsilon < 0$ (рис. 3в, 3е) уменьшение более заметно, чем при $\epsilon > 0$ (рис. 3б, 3д). Имеются два фактора, которые приводят к изменению магнитосопротивления. Первый связан с магнитоупругой анизотропией, второй с упомянутым выше изменением проекции \mathbf{H} на плоскость пленки. Второй фактор приводит к уменьшению магнитосопротивления как при $\epsilon < 0$, так и при $\epsilon > 0$. Следовательно, различия в изменении магнитосопротивления при $\epsilon < 0$ и $\epsilon > 0$ связаны с тем, что магнитоупругая анизотропия по-разному сочетается с одноосной и однонаправленной анизотропией. Вероятно, при $\epsilon > 0$

Таблица 1. Расположение ФМ-сплавов в слоях спинового клапана

№ обр.	Свободный слой	Закрепленный слой
1	$Co_{70}Fe_{10}Ni_{20}$	$Co_{70}Fe_{20}Ni_{10}$
2	$Co_{70}Fe_{20}Ni_{10}$	$Co_{70}Fe_{10}Ni_{20}$
3	$Co_{70}Fe_{20}Ni_{10}$	$Co_{70}Fe_{20}Ni_{10}$
4	$Co_{70}Fe_{10}Ni_{20}$	$Co_{70}Fe_{10}Ni_{20}$

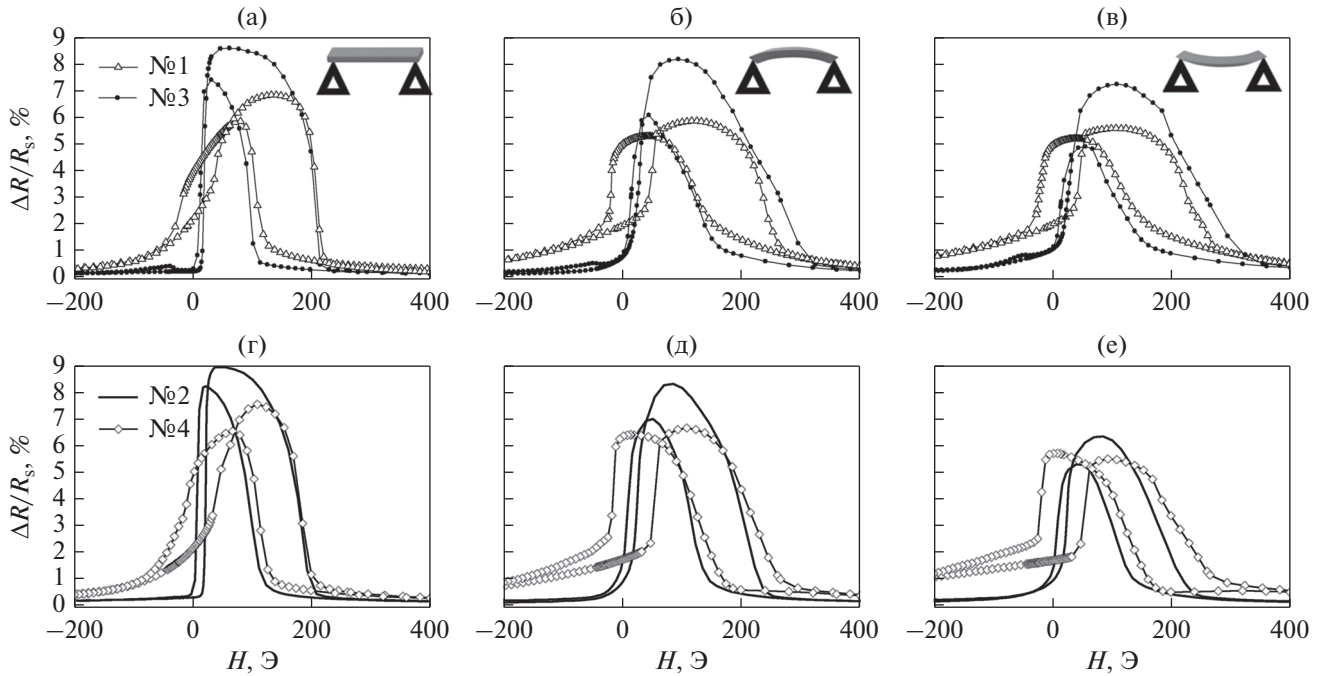


Рис. 3. Полевые зависимости магнитосопротивления спиновых клапанов в недеформированном (а, г) и при деформациях изгиба, $\epsilon > 0$ (б, д) и $\epsilon < 0$ (в, е) пленки наноструктуры.

происходит выстраивание локальных магнитных моментов вдоль ОЛН и ООА в свободном, закрепленном и антиферромагнитном слоях. Это способствует антиферромагнитному упорядочению магнитных моментов ФМ-слоев и увеличению магнитосопротивления. Таким образом, при деформации растяжения факторы 1) изменения проекции \mathbf{H} на плоскость пленки и 2) магнитоупругой анизотропии конкурируют. При $\epsilon < 0$, вероятно, происходит увеличение разориентации локальных магнитных моментов по отношению к ОЛН и ООА, что приводит к уменьшению магнитосопротивления.

Рассмотрим изменения формы магниторезистивной кривой, которые происходят при деформации спиновых клапанов с разным сочетанием сплавов в ФМ-слоях. Если свободный слой содержит сплав $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{10}\text{Ni}_{20}$, то наклон низкополевой петли уменьшается, а ее ширина увеличивается как при $\epsilon > 0$, так и при $\epsilon < 0$. Возможным объяснением является изменение доменной структуры и механизма перемагничивания слоя, в частности, переход от когерентного вращения намагниченности к смещению доменных стенок.

Для спиновых клапанов со сплавом $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{10}$ в свободном слое низкополевая петля гистерезиса значительно уже, а максимальное магнитосопротивление выше. При деформации наклон низкополевой петли увеличивается, что говорит о преобладании механизмов когерентного вращения намагниченности и отсутствии до-

полнительного разбиения на домены. Наименьшим изменением магниторезистивного эффекта при деформации обладает образец № 3, в котором оба ФМ-слоя представлены сплавом с нулевой магнитострикцией.

Для образца № 2 были получены наибольшее магнитосопротивление, самая узкая низкополевая петля гистерезиса и самое большое изменение магнитосопротивления при деформации. Для дальнейших экспериментов была выбрана композиция спинового клапана № 2 со сплавом $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{10}$ в свободном и сплавом $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{10}\text{Ni}_{20}$ в закрепленном слое.

Магнитоупругие свойства спиновых клапанов с разным межслойным взаимодействием

Взаимодействие ФМ-слоев в спиновом клапане характеризуется величиной сдвига середины низкополевой петли гистерезиса (H_j). Это взаимодействие является результатом конкуренции дипольного ферромагнитного, зависящего от шероховатости интерфейсов, и косвенного обменного, периодически изменяющегося с толщиной слоя меди (t_{Cu}) [25]. Шероховатость поверхности полимерной подложки и, следовательно, межслойных границ велика, поэтому преобладает дипольное взаимодействие. Его энергия снижается экспоненциально с увеличением t_{Cu} .

Обменное взаимодействие на границе закрепленного и антиферромагнитного слоев приводит

к появлению эффективного поля, действующего на магнитный момент закрепленного слоя. Это взаимодействие характеризуется полем обменного сдвига (H_{ex}), и определяемого по положению середины петли перемагничивания закрепленного слоя. В интервале $H_j < H < H_{ex}$ реализуется антипараллельное упорядочение магнитных моментов ФМ-слоев, и магнитосопротивление максимально.

Изменение толщины ФМ-слоев и слоя меди влияет на величину максимального магнитосопротивления и на поля сдвига H_j и H_{ex} . При уменьшении толщины закрепленного слоя (t_{pin}) величина H_{ex} увеличивается. Уменьшение t_{Cu} приводит к возрастанию H_j .

В спиновых клапанах композиции [Ta(5 нм)/NiFeCr(5 нм)]₂/Co₇₀Fe₂₀Ni₁₀(5.5 нм)/Cu(t_{Cu})/Co₇₀Fe₁₀Ni₂₀(t_{pin})/FeMn(15 нм)/Ta(6 нм), $t_{Cu} = 2.6-4$ нм и $t_{pin} = 2.5-4$ нм варьирование толщины направлено на получение разных величин H_j и H_{ex} . Полевые зависимости магнитосопротивления измеряли для образцов в недеформированном состоянии и при $\epsilon > 0$ и $\epsilon < 0$ ($r = 12$ мм).

На рис. 4 показаны зависимости S от величины интервала $H_{ex} - H_j$, характеризующего размер области плато на магниторезистивной кривой. В полях $H_j < H < H_{ex}$ магнитосопротивление максимально и взаимное расположение магнитных моментов ФМ-слоев близко к антипараллельному. Уменьшение ширины плато $H_{ex} - H_j$ приводит к возрастанию чувствительности S . Эта тенденция связана с тем, что, как отмечалось выше, при изгибе происходит изменение проекции приложенного поля на плоскость пленки. Соответственно, чем уже диапазон полей в котором магнитные моменты ФМ-слоев антипараллельны, тем значительнее уменьшение магнитосопротивления при изгибе.

При $\epsilon < 0$ чувствительность магнитосопротивления спиновых клапанов к деформации выше, чем при $\epsilon > 0$. Вероятным объяснением может быть следующее. Если $\mathbf{u} \parallel \text{ОЛН} \parallel \text{ООА}$, то при $\epsilon < 0$ магнитоупругая анизотропия способствует разупорядочению, а при $\epsilon > 0$ выстраиванию локальных моментов по отношению к ООА и ОЛН.

Несмотря на явно выраженную тенденцию изменения, на зависимостях $S(H_{ex} - H_j)$ имеется достаточно большой разброс экспериментальных точек. Это объясняется тем, что измерения проводили на образцах миллиметровых размеров. Большая шероховатость РІ подложки приводит к различию магниторезистивных характеристик спинового клапана в разных участках пленки. Для объектов микронных размеров это различие значительно меньше.

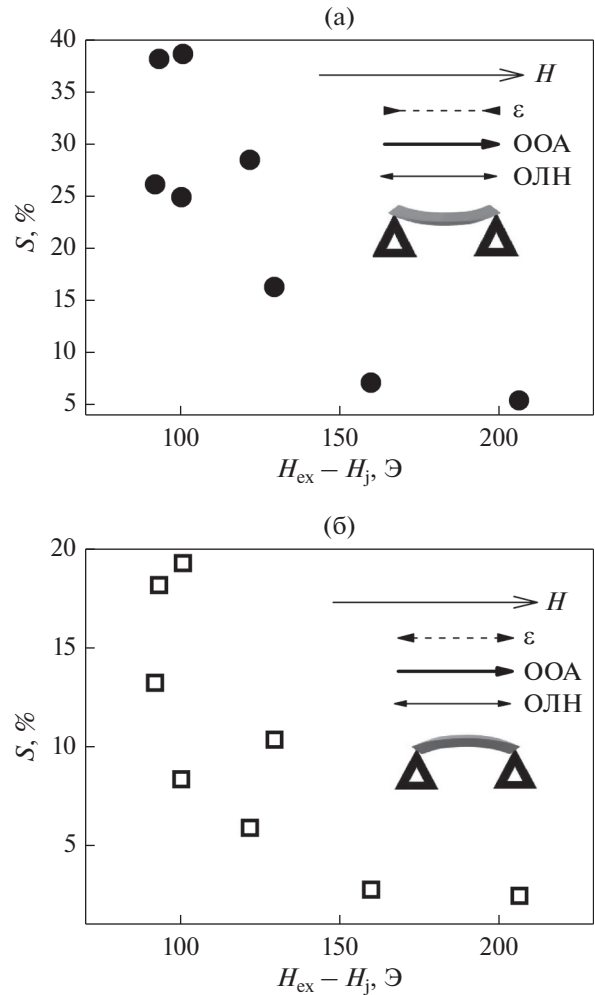


Рис. 4. Зависимость чувствительности магнитосопротивления к деформации от величины полевого интервала $H_{ex} - H_j$ при изгибе, соответствующем сжатию (а) и растяжению (б) пленки наноструктуры.

Зависимость магниторезистивных характеристик микрополоски спинового клапана от деформации

Из пленок спинового клапана [Ta(5 нм)/NiFeCr(5 нм)]_n/Co₇₀Fe₁₀Ni₂₀(5.5 нм)/Cu(2.6 нм)/Co₇₀Fe₁₀Ni₂₀(4 нм)/FeMn(15 нм)/Ta(6 нм), где $n = 5$ и 7 , были изготовлены микрообъекты. На рис. 5 показаны полевые зависимости электросопротивления микрополоски шириной 100 мкм до деформации, в деформированном состоянии ($r = 7.5$ и 5.3 мм, $\mathbf{u} \parallel \text{ОЛН} \parallel \text{ООА}$) и после возвращения в недеформированное состояние. В состоянии магнитного насыщения сопротивление микрообъекта практически не изменяется при деформации. Можно предположить, что изменения сопротивления при деформации в интервале полей, соответствующем плато на зависимости $R(H)$, обусловлены в первую очередь изменением магнитного состояния наноструктуры. Важно от-

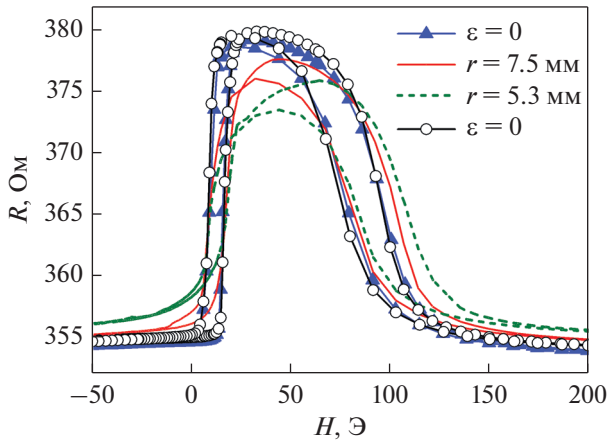


Рис. 5. Полевые зависимости магнитосопротивления микрополоски шириной 100 мкм до деформации (темные треугольники), в состоянии деформации $\varepsilon > 0$ (сплошная и штриховая линии) и после возвращения в недеформированное состояние (светлые круги).

метить, что зависимости $R(H)$, измеренные до деформации и после возвращения в недеформированное состояние, совпадают. Таким образом, в исследуемом диапазоне деформация является обратимой.

Для микрополосок разной ширины измеряли полевые зависимости магнитосопротивления с пошаговым увеличением деформации растяжения путем уменьшения r при $\mathbf{u} \parallel \text{ОЛН} \parallel \text{ООА}$. После возвращения образца в недеформированное состояние магниторезистивные характеристики спинового клапана совпадали с измеренными до деформации. Зависимости H_j , H_{ex} и максимальной величины магнитосопротивления от $1/r$ показаны на рис. 6. При увеличении деформации происходит уменьшение магнитосопротивления и увеличение полей сдвига H_j и H_{ex} . Характер зависимостей не меняется с изменением ширины микрополосок.

Для спинового клапана с более толстым буферным слоем ($n = 7$) получены меньшие величины магнитосопротивления из-за большего шунтирования тока. Увеличение толщины буферного слоя сглаживает поверхность PI подложки, что приводит к усилению обменного взаимодействия на границе $\text{Co}_{70}\text{Fe}_{10}\text{Ni}_{20}/\text{FeMn}$ и возрастанию H_{ex} . С другой стороны, выравнивание поверхности подложки уменьшает шероховатость межслойных границ, энергия дипольного межслойного взаимодействия уменьшается, и для образца с $n = 7$ поля H_j меньше. Таким образом, для образцов с более толстым буферным слоем плато на магниторезистивной кривой шире, а чувствительность S ниже. Действительно, при $n = 7$ наклон зависимости $\Delta R/R_s(1/r)$ меньше.

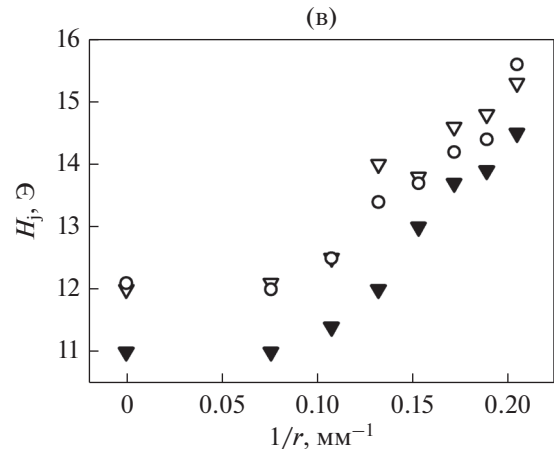
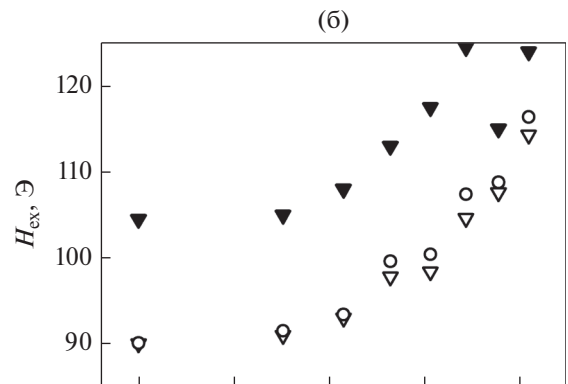
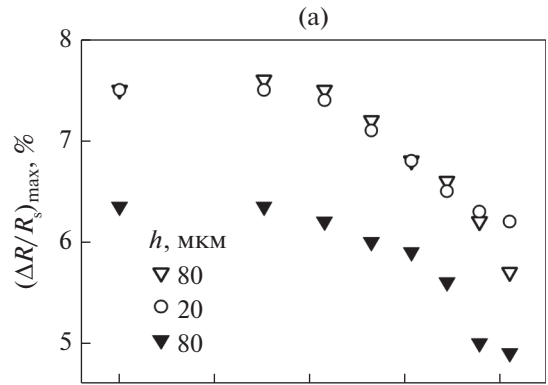


Рис. 6. Зависимости максимального магнитосопротивления и полей сдвига высоко- и низкосолевой петли гистерезиса от обратного радиуса изгиба микрополосок ширины h . Светлыми и темными символами показаны данные для спиновых клапанов с $n = 5$ и 7 повторениями Ta/NiFeCr в буферном слое.

Деформационная чувствительность спинового клапана при различном взаимном расположении вектора деформации и осей анизотропии

Показанные в предыдущем пункте результаты получены при $\mathbf{u} \parallel \text{ООА} \parallel \text{ОЛН} \parallel \mathbf{H}$ (рис. 7а). Рассмотрим, как меняются характеристики спинового клапана при другом взаимном расположении этих направлений.

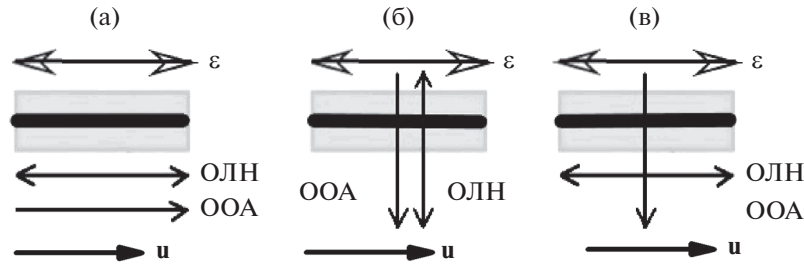


Рис. 7. Схематическое изображение взаимного расположения осей магнитной анизотропии спиновое клапана, и деформации ε по отношению к оси микрополоски: а – u || (ОЛН || ООА); б – u ⊥ (ОЛН || ООА); в – u || ОЛН, ε ⊥ ООА.

Полевые зависимости магнитосопротивления микрополосок шириной 60 мкм спиновое клапана [Ta(5 нм)/NiFeCr(5 нм)]₇/Co₇₀Fe₁₀Ni₂₀(5.5 нм)/Cu(2.6 нм)/Co₇₀Fe₁₀Ni₂₀(4 нм)/FeMn(15 нм)/Ta(6 нм) измеряли при деформации ε > 0 и разным направлении u по отношению к осям магнитной анизотропии (рис. 7). Перпендикулярное взаимное расположение ОЛН и ООА (рис. 7в) сформировано с помощью термомагнитной обработки микрообъекта. В процессе измерений H || ООА. При изгибе полоски изменение проекции H на плоскость пленки происходит только в случае, показанном на рис. 7а. На рис. 8 показаны полученные зависимости характеристик спиновых клапанов от 1/r.

При u || (ОЛН || ООА) характер изменения характеристик спиновое клапана аналогичен рассмотренному в предыдущем пункте.

Для образцов с u ⊥ ООА (рис. 7б, 7в) H_{ex} уменьшается с увеличением деформации. Магнитоупругая энергия описывается выражением:

$$E_a = \frac{3}{2} \lambda_s \sigma \sin^2 \Theta, \quad (3)$$

где λ_s – магнитострикция насыщения, Θ – угол между осью приложения механического напряжения σ и намагниченностью. Энергия E минимальна при Θ = 0. Таким образом, при u ⊥ ООА магнитоупругое взаимодействие приводит к отклонению локальных магнитных моментов от ООА на границе ферромагнетик/антиферромагнетик и уменьшению энергии обменного взаимодействия. Отметим, что в случае u || ООА поле H_{ex} возрастает при увеличении деформации растяжения (рис. 6, 8).

Свободный слой спиновое клапана представлен сплавом с нулевой магнитострикцией, тем не менее деформация вызывает заметные изменения сдвига (H_j) петли перемагничивания этого слоя. С увеличением ε поле H_j возрастает при u || ОЛН и уменьшается при u ⊥ ОЛН. Эти изменения поля межслойного взаимодействия, вероятно, вызваны соответствующей тенденцией упо-

рядочения и разупорядочения локальных магнитных моментов в закрепленном слое.

При перпендикулярном взаимном расположении вектора деформации и одной или обеих осей анизотропии максимальное магнитосопротивление практически не меняется при деформации образца (рис. 8). Незначительную тенденцию к уменьшению (ΔR/R_s)_{max} при u || ОЛН, u ⊥ ООА можно объяснить характером изменения полей сдвига высоко- и низкополевой петель гистерезиса. В данном случае H_j и H_{ex} меняются так, что происходит уменьшение области плато на магниторезистивной кривой.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано что использование 5–7 повторений композиции [Ta(5 нм)/NiFeCr(5 нм)] в буферном слое позволяет эффективно снизить влияние шероховатости полимерной подложки на магнитосопротивление и характер межслойного взаимодействия в спиновом клапане. Такой буферный слой при большой толщине обладает слабым эффектом шунтирования тока из-за большой величины удельного электросопротивления (217 мкОм см).

Наличие сплава с ненулевой магнитострикцией (Co₇₀Fe₁₀Ni₂₀) в свободном слое спиновое клапана приводит к смене моды перемагничивания этого слоя при изгибе образца. Показано, что спиновый клапан с низкострикционным сплавом в свободном и сплавом с ненулевой магнитострикцией в закрепленном ферромагнитном слое обладает большим магнитосопротивлением, слабым гистерезисом перемагничивания свободного слоя и высокой чувствительностью магнитосопротивления к деформации изгиба.

Обнаружено, что чувствительность магнитосопротивления спиновое клапана к деформации изгиба снижается при увеличении полевого интервала между перемагничиванием свободного и закрепленного слоя. Эта зависимость может быть использована при выборе композиции спиновое клапана, оптимальной для получения высокой

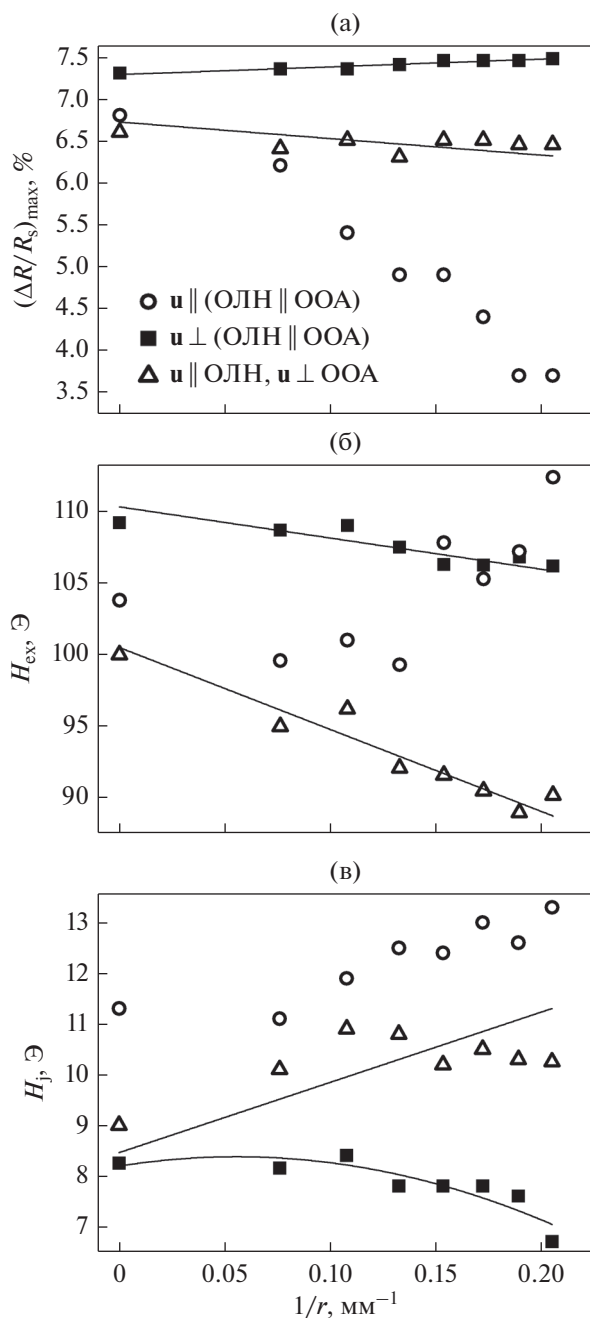


Рис. 8. Зависимости максимальной величины магнитосопротивления и полей сдвига низко- и высокополевой петле гистерезиса от обратного радиуса изгиба для микрополоски спинового клапана при разном взаимном расположении осей анизотропии и вектора деформации.

или низкой деформационной чувствительности наноструктуры.

При деформации изгиба спинового клапана с низкострикционным сплавом в свободном и сплавом с ненулевой магнитострикцией в закрепленном ферромагнитном слое магнитосопротивление уменьшается, если вектор деформации па-

раллелен оси однонаправленной анизотропии и не меняется при перпендикулярном взаимном расположении вектора деформации и оси однонаправленной анизотропии

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема “Спин” № АААА-А18-118020290104-2) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-42-660018 p_a).

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhou L., Wanga A., Wu S-Ch., Sun J., Park S., Thomas N. Jackson T.N. All-organic active matrix flexible display // Appl. Phys. Lett. 2006. № 88. P. 083502.
2. Kim D.-H., Lu N., Ma R., Kim U.-S., Kim R.-H., Wang S., Wu J., Won S.M., Tao H., Islam A., Yu K.J., Kim T., Chowdhury R., Ying M., Xu L., Li M., Chung H.-J., Keum H., McCormick M., Liu P., Zhang Y.-W., Omenetto F.G., Huang Y., Coleman T., Rogers J.A. Epidermal Electronics // Science. 2011. № 333. P. 838–843.
3. Hattori Y., Falgout L., Lee W. Multifunctional Skin-Like Electronics for Quantitative, Clinical Monitoring of Cutaneous Wound Healing // Adv. Healthcare Mater. 2014. № 3. P. 1597–1607.
4. Krebs F.C., Gevorgyan S.A., Alstrup J. A roll-to-roll process to flexible polymer solar cells: model studies, manufacture and operational stability studies // J. Mater. Chem. 2009. № 30. P. 5442–5451.
5. Fan Z., Razavi H., Javey A. Three-dimensional nanopillar-array photovoltaics on low-cost and flexible substrates // Nat. Mater. 2009. № 8. P. 648–653.
6. Liang J., Li L., Niu X., Yu Z., Pei Q. Elastomeric polymer light-emitting devices and displays // Nat. Photonics. 2013. № 7. P. 817–824.
7. Kim D.-H., Lu N., Ghaffari R., Kim Y.-S., Lee S. P., Xu L., Wu J., Kim R.-H., Song J., Liu Z., Viventi J., De Graff B., Erolampi B., Mansour M., Slepian M.J., Hwang S., Moss J.D., Won S.-M., Huang Y., Litt B., Rogers J.A. Materials for multifunctional balloon catheters with capabilities in cardiac electrophysiological mapping and ablation therapy // Nat. Mater. 2011. № 10. P. 316–323.
8. Nomura K., Ohta H., Takagi A., Kamiya T., Hirano M., Hosono H. Room-temperature fabrication of transparent flexible thin film transistors using amorphous oxide semiconductors // Nature. 2004. № 432. P. 488–492.
9. Kim J., Chung S.E., Choi S.-E., Lee H., Kim Junhoi, Kwon S. Programming magnetic anisotropy in polymeric microactuators // Nat. Mater. 2011. № 10. P. 747–52.
10. Choi M.C., Kim Y.K., Ha C.S. Polymers for flexible displays: From material selection to device applications // Prog. Polym. 2008. № 33. P. 581–630.
11. Sheng P., Wang B., Li R. Flexible magnetic thin films and devices // Journal of Semiconductors January 2018. V. 39. № 1. P. 011006(1–13).
12. Liu Yiwei, Zhan Qingfeng, Li Run-Wei Fabrication, properties, and applications of flexible magnetic films // Chin. Phys. B. 2013. V. 22. № 12. P. 127502.

13. *Melzer M., Makarov D., Schmidt O.G.* A review on stretchable magnetic field sensorics // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2019. V. 53. P. 083002 (34 p.).
14. *Ota S., Ando A., Chiba D.* A flexible giant magnetoresistive device for sensing strain direction // *Nature electronics.* 2018. № 1. P. 124–129.
15. *Asai R., Ota S., Namazu T., Takenobu T., Koyama T., Chiba D.* Stress-induced large anisotropy field modulation in Ni films deposited on a flexible substrate // *J. Appl. Phys.* 2016. № 120. P. 083906.
16. *Zhang X., Zhan Q., Dai G., Liu Y., Zuo Z., Yang H., Chen B., Li R.* Effect of mechanical strain on magnetic properties of flexible exchange biased FeGa/IrMn heterostructures // *Appl. Phys. Lett.* 2013. № 102. P. 022412.
17. *Lohndorf S., Dokupil J., Wecker M., Ruhrig M., Quandt E.* Characterization of magnetic tunnel junctions (MTJ) with magnetostrictive free layer materials // *J. Magn. Magn. Mater.* 2004. № 2023. P. 272–276.
18. *Fuji Y., Hara M., Higashi Y., Kaji S., Masunishi K., Nagata T., Yuzawa A., Otsu K., Okamoto K., Baba S., Ono T., Hori A., Fukuzawa H.* An Ultra-sensitive Spintronic Strain-gauge Sensor and a Spin-MEMS Microphone // *IEEE Transactions on Sensors.* 2018. № 138. P. 287–293.
19. *Ota S., Ando A., Chiba D.* A flexible giant magnetoresistive device for sensing strain direction // *Nat. Electron.* 2018. № 1. P. 124.
20. *Guo Q., Xu X.G., Zhang Q.Q., Liu Q., Wu Y.J., Zhou Z.Q., Zhu W.M., Wu Y., Miao J., Jiang Y.* Strain-controlled giant magnetoresistance of a spin valve grown on a flexible substrate // *RSC Adv.* 2016. № 6. P. 88090.
21. *Chen A., Zhao Y., Li P., Zhang X., Peng R., Huang H., Zou L., Zheng X., Zhang S., Miao P., Lu Y., Cai J., Nan C.* Angular Dependence of Exchange Bias and Magnetization Reversal Controlled by Electric-Field-Induced Competing Anisotropies // *Adv. Mater.* 2016. № 28. P. 363.
22. *Mamin H.J., Gurney G.A., Wilhoit D.R., Speriosu V.S.* A flexible exchange-biased spin valve for sensing strain direction // *Appl. Phys. Lett.* 1998. № 72. P. 3320.
23. *Cardoso S., Leitao D.C., Dias T.M., Valadeiro J., Silva M.D., Chicharo A., Silverio V., Gaspar J., Freitas P.P.* Challenges and trends in magnetic sensor integration with microfluidics for biomedical applications // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2017. V. 50. P. 213001.
24. *Shen H.-M., Hu L., Fu X.* Integrated Giant Magnetoresistance Technology for Approachable Weak Biomagnetic Signal Detections // *Sensors.* 2018. V. 50. № 18. P. 148.
25. *Kools J.C.S.* Exchange-Biased Spin-Valves for Magnetic Storage // *IEEE Trans. on Magn.* 1996. V. 32. № 4. P. 3165–3184.
26. *Milyaev M.A., Bannikova N.S., Naumova L.I., Proglyado V.V., Patrakov E.I., Glazunov N.P., Ustinov V.V.* Effective Co-rich ternary CoFeNi alloys for spintronics application // *J. Alloys and Compounds.* 2021. V. 854. P. 1–7.
27. *Наумова Л.И., Милев М.А., Заборнищын Р.С., Павлова А.Ю., Максимова И. К., Криницина Т.П., Чернышова Т.А., Проглядю В.В., Устинов В.В.* Высокочувствительные сенсорные элементы на основе спиновых клапанов с антиферромагнитным межслойным взаимодействием // *ФММ.* 2019. Т. 120. № 7. С. 710–716.
28. *Fukuzawa H., Iwasaki H., Koi K., Sahashi M.* Soft magnetic characteristics of an ultrathin CoFeNi free layer in spin-valve films // *J. Magn. Magn. Mater.* 2006. V. 298. P. 65–71.
29. *Zhang Y., Zhang M., Li D., Zuo T., Zhou K., Gao M., Sun B., Shen T.* Computational Design of soft magnetic high entropy alloys by minimizing magnetostriction coefficient in $(\text{Fe}_{0.3}\text{Co}_{0.5}\text{Ni}_{0.2})_{100-x}(\text{Al}_{1/3}\text{Si}_{2/3})_x$ system // *Metals.* 2019. V. 9. № 3. P. 382. doi:10.3390/met9030382
30. *Meguro K., Hirano S., Jimbo M., Tsunashima S., Uchiyama S.* Composition dependence magnetoresistance effect in NiFeCo/Cu multilayers // *J. Magn. Magn. Matter.* 1995. № 140e144. P. 601e602.
31. *Duenas T., Sehrbrock A., Lohndorf M.L., Ludwig A., Wecker J., Grunberg P., Quandt E.* Micro-sensor coupling magnetostriction and magnetoresistive phenomena // *JMMM.* 2002. № 242–245. V. 2. P. 1132–1135.
32. *Liu L., Zhan Q., Yang H., Li H., Zhang S., Liu Y., Wang B., Tan X., Li R.* Magnetostrictive GMR spin valves with composite FeGa/FeCo free layers // *AIP Adv.* 2016. № 6. P. 035206.
33. *Kwon J.-H., Kwak W.-Y., Ki Cho B.* Magnetization Manipulation of a Flexible Magnetic Sensor by Controlled Stress Application // *Scientific reports.* 2018. V. 8. № 15765. P. 1–9.
34. *Kwon J.-H., Kwak W.-Y., Choi H.Y., Kim G.H., Cho B.K.* Effects of repetitive bending on the magnetoresistance of a flexible spin-valve // *J. Appl. Phys.* 2015. № 117. P. 17E120.