

Министерство образования и науки Российской Федерации
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САРАТОВСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ Н.Г.ЧЕРНЫШЕВСКОГО»

Кафедра материаловедения, технологии
и управления качеством

**МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРА
ТЕКСТУРИРОВАННЫХ ПЛЕНОК NiCo И NiFe**

АВТОРЕФЕРАТ БАКАЛАВРСКОЙ РАБОТЫ

студенки 4 курс 421 группы
направления 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов»
факультета nano- и биомедицинских технологий
Саратовского государственного университета
Беглецовой Надежды Николаевны

Научный руководитель

н.с лаборатории СФ-4
СФ ИРЭ

им. В.А. Котельникова
РАН, к.ф.-м.н.

должность, уч. степень, уч. звание

дата, подпись

Ю.В. Никулин

инициалы, фамилия

Зав. кафедрой

профессор, д.ф.-м.н.

должность, уч. степень, уч. звание

дата, подпись

С.Б. Вениг

инициалы, фамилия

Саратов, 2016

ВВЕДЕНИЕ

Изучение микроструктуры и магнитных свойств тонких текстурированных пленок ферромагнитных металлов из сплавов никель-кобальт (NiCo) и никель-железо (NiFe) актуально с точки зрения их практического применения в различных устройствах магнитоэлектроники. Данные материалы представляют собой ферромагнитные металлы серебристого цвета с гранцентрированной кубической решеткой (ГЦК) [1]. Пленки NiCo и NiFe благодаря высоким значениям анизотропного магнитосопротивления (АМС) до 2,68 и 2,45 % [2], соответственно, используются в микро- и наноэлектронике в качестве микро- и наноструктур, необходимых для записи информации [3], в датчиках углового положения или вращения (NiFe) [4], в устройствах для хранения информации, в биомедицинских микро- устройствах и в качестве защитных покрытий (NiCo) [5]. Пленки, обладающие определенным набором структурных и магнитных характеристик, могут обеспечивать высокую плотность записи информации. Поэтому важной задачей тонкопленочной технологии является получение пленок с заданными магнитными и структурными свойствами.

Цель бакалаврской работы: Исследование влияния микроструктурного строения на магнитные свойства текстурированных пленок NiCo и NiFe, получаемых магнетронным распылением на постоянном токе (МРПТ) на подложках окисленного кремния.

Задачи бакалаврской работы:

1. Напыление методом МРПТ текстурированных пленок NiCo и NiFe толщиной $d \approx 18-530$ нм, при температурах подложки $T_s \approx 27-330$ °С и при давлениях рабочего газа аргона $P \approx 1,0-2,8$ мТорр в условиях ионной стимуляции (отрицательное напряжение смещения на подложке) или без ионной стимуляции роста (нулевое напряжение смещения на подложке);

2. Исследование магнитных свойств текстурированных пленок NiCo и NiFe толщиной $d \approx 18-530$ нм: магнитосопротивления (МС), планарного эффекта Холла (ПЭХ) при различной ориентации тока и напряженности магнитного поля, коэрцитивной силы H_c , прямоугольности петли гистерезиса M_r/M_s , ширины линии ферромагнитного резонанса (ФМР) ΔH , намагниченности насыщения $4\pi M_s$ и доменной структуры;

3. Исследование микрокристаллического строения текстурированных пленок NiCo и NiFe толщиной $d \approx 18-530$ нм.

Бакалаврская работа состоит из 6 глав:

- 1 Физические свойства ферромагнитных сплавов;
- 2 Микроструктура тонких ферромагнитных пленок;
- 3 Метод магнетронного распыления на постоянном токе;
- 4 Методы исследования магнитных свойств и микроструктуры тонких ферромагнитных пленок;
- 5 Описание режимов осаждения текстурированных пленок никель-кобальт (NiCo) и никель-железо (NiFe);
- 6 Исследование микрокристаллического строения и магнитных свойств текстурированных пленок никель-кобальт (NiCo) и никель-железо (NiFe).

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Пленки Ni₉₁Co₉

В работе исследовались пленки NiCo (Гирмет) с химическим составом: Ni (90 %), Co (10 %), толщиной $d \approx 18-280$ нм, полученные при температурах подложки $T_s \approx 27, 250, 330$ °С и давлениях рабочего газа $P \approx 1,0$ и $2,5$ мТорр. Пленки толщиной $d \approx 18-280$ нм выращивали при напряжении смещения на подложке $U_{см} \approx 0$ ($I_M \approx 120$ мА). Из них две пленки толщиной $d \approx 280$ нм напыляли при $T_s \approx 250$ и 330 °С, остальные при $T_s \approx 27$ °С. Пленки NiCo толщиной $d \approx 36-275$ нм были получены при $U_{см} \approx -150$ В ($I_M \approx 120$ мА, $I_{см} \approx 0$), $T_s \approx 27$ °С. Все пленки выращивали при давлении рабочего газа $P \approx 1,0$ мТорр,

кроме пленки толщиной $d \approx 222$ нм, полученной при $U_{см} \approx 0$ ($I_m \approx 165$ мА) и $P \approx 2,5$ мТорр. Скорость напыления пленок NiCo при давлении $P \approx 1,0$ мТорр, напряжении смещения $U_{см} \approx 0$ и -150 В составляла $18,0$ нм/мин, а при давлении $P \approx 2,5$ мТорр, $U_{см} \approx 0$ составляла $22,2$ нм/мин. Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии было установлено, что получаемые пленки имеют состав $Ni_{91}Co_9$.

Микроструктура

Установлено, что при температуре подложки $T_s \approx 27$ °С, давлении рабочего газа $P \approx 1,0$ мТорр, при напряжениях смещения $U_{см} \approx 0$ и -150 В в пленках формируется текстура (111). Выяснено, что отношение интенсивностей дифракционных линий $I_{(111)}/I_{(200)}$ в пленках, напыляемых при $U_{см} \approx -150$ В, выше, чем в пленках, полученных при $U_{см} \approx 0$, что объясняется деструктивным вкладом ионов на ранних этапах роста пленки, полученной при $U_{см} \approx -150$ В. Показано, что повышение температуры подложки T_s от 27 до 330 °С при $U_{см} \approx 0$ приводит к формированию текстуры (200), так как нагрев подложки вызывает увеличение подвижности адатомов. Установлено, что давление рабочего газа оказывает влияние на формирование той или иной текстуры. Так пленки, полученные при $P \approx 1,0$ и $2,5$ мТорр, имеют преимущественную кристаллографическую ориентацию кристаллитов (111) и (200), соответственно. На смену текстуры с (111) на (200) могло повлиять большее значение тока, протекающего в цепи мишень – «земля», которое могло было вызвать нагрев подложки, повлекший к увеличению миграционной способности адатомов. Выяснено, что микроструктура пленок, полученных при $P \approx 1,0$ мТорр, $U_{см} \approx 0$ (1) и -150 В (2) является «квазиоднородной», а их поверхность состоит из зерен «клиновидной» формы. При этом повышение давления от $1,0$ (1) до $2,5$ мТорр (3) сопровождается изменением микроструктуры пленки (1) с «квазиоднородной» на «переходную» (3). СЭМ изображение поверхности пленки (3) показывает, что она является «гранулированной». Образование «квазиоднородной» микроструктуры при

низком давлении порядка 1,0 мТорр связано с высокой кинетической энергией адатомов, которой им достаточно для диффузии по подложке и формирования зерен большого размера.

Установлено, что пленки, полученные при $P \approx 1,0$ мТорр, $U_{см} \approx 0$ (1) и $U_{см} \approx -150$ В (2), характеризуются высоким коэффициентом прямоугольности петли гистерезиса ($M_r/M_s \approx 0,90-1,00$), а выращенные при $P \approx 2,5$ мТорр, $U_{см} \approx 0$ (3) имеют петлю гистерезиса близкую к «закритической». С помощью МСМ изображений показано, что доменная структура пленок (1) и (2) – неупорядоченная, а у пленки (3) – неупорядоченная «лабиринтная».

Выяснено, что рост температуры подложки T_s от 27 до 330 °С у пленок, выращенных при $P \approx 1,0$ мТорр, $U_{см} \approx 0$, сопровождается изменением их микроструктуры с «квазиоднородной» на «переходную» и формы петель гистерезиса с «прямоугольных» на «закритические» ($M_r/M_s \approx 0,45-0,50$). Следует отметить, что в пленках $Ni_{91}Co_9$ с «переходной» микроструктурой до критической толщины $d_{кр}$ микроструктура – «квазиоднородная», а выше $d_{кр}$ – «гранулированная».

Магнитные свойства

Показано, что магнитосопротивление (МС) при $\theta \approx 90^0$ (θ – угол между током и намагниченностью) с ростом толщины пленки d увеличивается. Значения МС для пленок, осажденных при $U_{см} \approx 0$, находятся в интервале 0,17-1,32 %, а для пленок, полученных при $U_{см} \approx -150$ В, изменяются в диапазоне 0,29-0,50 %. Установлено, что МС пленок, выращенных при $U_{см} \approx 0$, в 2 раза выше, чем у пленок, полученных при $U_{см} \approx -150$ В.

Показано, что ЭДС ПЭХ $U_{пх}$, измеренное при $\theta \approx 45^0$, с ростом толщины пленки d $U_{пх}$ уменьшается, что согласуется с формулой для ЭДС ПЭХ.

Выяснено, что коэрцитивная сила H_c с увеличением толщины пленки d растет немонотонно. Минимальное значение H_c достигается в пленках толщиной $d \approx 90$ нм ($U_{см} \approx 0$, $H_c \approx 5,69$ Э) и $d \approx 80$ нм ($U_{см} \approx -150$ В, $H_c \approx 7,11$ Э).

Коэффициент прямоугольности петли гистерезиса M_r/M_s с ростом толщины пленки d при $U_{см} \approx 0$ и -150 В изменяется незначительно в диапазоне $0,90-1,00$, что может быть связано с неизменностью микроструктуры исследуемых пленок.

Установлено, что ширина линии ФМР ΔH с ростом толщины пленки d увеличивается немонотонно и характеризуется минимумом при толщинах $d \approx 110$ нм ($U_{см} \approx 0$, $\Delta H \approx 95$ Э) и $d \approx 80$ нм ($U_{см} \approx -150$ В, $\Delta H \approx 110$ Э). Увеличение значений ΔH может быть связано с ростом эффективности механизма двухмагнетонного рассеяния за счет увеличения размера зерна пленки, а также за счет влияния скин-слоя, наличие которого может приводить к существенной неоднородности структуры СВЧ поля и, следовательно, к дополнительному вкладу в ΔH . Величины намагниченности насыщения $4\pi M_s$ пленок, полученных при различном напряжении смещения, с ростом толщины пленки d слабо отличаются друг от друга и находятся в диапазоне $5,9-7,9$ кГс.

Пленки $Ni_{87}Fe_{13}$

В работе исследовались пленки NiFe (Гирмет) с химическим составом: Ni (81 %), Fe (19 %), толщиной $d \approx 20-530$ нм, полученные при давлении рабочего газа $P \approx 2,8$ мТорр и температуре подложки $T_s \approx 27$ °С. Пленки толщиной $d \approx 40-450$ нм выращивали при напряжении смещения на подложке $U_{см} \approx 0$ ($I_M \approx 110$ мА), а толщиной $d \approx 20-530$ нм при $U_{см} \approx -100$ В ($I_M \approx 110$ мА, $I_{см} \approx 0$). Скорости напыления пленок NiFe при напряжении смещения $U_{см} \approx 0$ и -100 В составляли $11,3$ и $10,3$ нм/мин. Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии было установлено, что получаемые пленки имеют состав $Ni_{87}Fe_{13}$.

Микроструктура

Исследование дифрактограмм пленок $Ni_{87}Fe_{13}$ толщиной $d \approx 150-450$ нм показало, что при ростовых условиях: $P \approx 2,8$ мТорр, $U_{см} \approx 0$ (1-4) и $U_{см} \approx -100$ В (5) в пленках формируется текстура (111). При этом отношение интенсивностей

дифракционных линий $I_{(111)}/I_{(200)}$ в пленке (5) выше, чем в пленке (4), что объясняется деструктивным влиянием ионов на процесс формирования пленки.

Установлено, что полярность напряжения смещения влияет на формирование микроструктуры пленки. Так пленки толщиной 150 нм (1) и 400 нм (2), полученные при $U_{см} \approx 0$, имеют «столбчатую» структуру. С ростом толщины пленки d от 150 до 400 нм изменяется форма петли гистерезиса с «прямоугольной» на «закритическую», и формируется полосовая доменная структура (ПДС), присутствие которой является показателем наличия в пленке перпендикулярной магнитной анизотропии (ПМА). Пленки толщиной 150 нм (3) и 400 нм (4), полученные при $U_{см} \approx -100$ В, имеют «квазиоднородную» микроструктуру. Увеличение толщины пленки d от 150 до 400 нм приводит к изменению формы петли гистерезиса с «прямоугольной» на «скошенную», при этом в пленках ПДС не наблюдается.

Магнитные свойства

Установлено, что в данных пленках величины МС и ЭДС ПЭХ $U_{пх}$ очень маленькие. Значения МС и $U_{пх}$ для пленок, осажденных при $U_{см} \approx 0$, находятся в интервалах 0,03-0,05 % ($\theta \approx 90^0$) и 0,001-0,012 мВ ($\theta \approx 45^0$), соответственно, а для пленок, полученных при $U_{см} \approx -100$ В изменяются в диапазонах 0,03-0,07 % ($\theta \approx 90^0$) и 0,005-0,031 мВ.

Выяснено, что в пленках, полученных при $U_{см} \approx 0$, коэрцитивная сила H_c с увеличением толщины пленки d растет немонотонно и изменяется в интервале 0,17-8,70 Э. Она испытывает резкое увеличение при критической толщине пленки $d_{кр} \approx 330$ нм, что связано с образованием ПДС. Приложение отрицательного напряжения смещения $U_{см} \approx -100$ В на подложку характеризуется малыми изменениями коэрцитивной силы ($H_c \approx 0,10-0,68$ Э) с ростом толщины пленки d . Такой небольшой диапазон значений H_c может быть связан с тем, что с увеличением толщины пленки ее микроструктура и число дефектов на единицу объема пленки остаются неизменными, поэтому петли гистерезиса изменяется незначительно. Коэффициент прямоугольности петли

гистерезиса M_r/M_s с ростом толщины пленки d при $U_{см} \approx 0$ и -100 В уменьшается, и его значения колеблются в диапазонах $0,45-0,98$ и $0,30-0,97$, соответственно. Это связано с изменением формы петли гистерезиса с «прямоугольной» на «закритическую» или «скошенную».

Выяснено, что ширина линии ФМР ΔH с ростом толщины пленки d увеличивается немонотонно. Величина ΔH пленок, полученных при $U_{см} \approx 0$ и $d_{кр} > 330$ нм, в 1,5 раза выше, чем у пленок, полученных при $U_{см} \approx -100$ В. Это может быть связано с рассеянием намагниченности на ПДС. При $d < d_{кр}$ значения ΔH этих пленок совпадают. Значения ширины линии ФМР ΔH пленок, полученных при $U_{см} \approx 0$ и -100 В, изменяются в интервалах $57-142$ Э и $66-110$ Э, соответственно. Величины намагниченности насыщения $4\pi M_s$ пленок находятся в диапазоне $4,41-5,25$ кГс. При этом значения $4\pi M_s$ пленок, полученных при $U_{см} \approx 0$, на 2 % выше, чем у пленок, выращенных при $U_{см} \approx -100$ В.

Пленки $Ni_{80}Fe_{20}$

В работе исследовались пленки NiFe (Kurt J. Lesker) с химическим составом: Ni (81 %), Fe (19 %), толщиной $d \approx 20-430$ нм, полученные при температурах подложки $T_s \approx 27, 150, 180, 210$ и 250 °С, напряжении смещения на подложке $U_{см} \approx 0$ ($I_M \approx 130$ мА) и давлении рабочего газа $P \approx 1,0$ мТорр. При $T_s \approx 27$ °С выращивали пленки толщиной $d \approx 20-430$ нм, при $T_s \approx 150$ °С – толщиной $d \approx 40-340$ нм, при $T_s \approx 180$ °С – толщиной $d \approx 40-380$ нм, при $T_s \approx 210$ °С – толщиной $d \approx 40-320$ нм, при $T_s \approx 250$ °С – толщиной $d \approx 20-400$ нм. Скорости напыления пленок NiFe изменялись в диапазоне $16,0-20,0$ нм/мин. Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии было установлено, что получаемые пленки имеют состав $Ni_{80}Fe_{20}$.

Микроструктура

Исследование дифрактограмм пленок $Ni_{80}Fe_{20}$ показало, что с ростом температуры подложки T_s от 27 до 250 °С в пленках изменяется текстура с (111)

на (200), интенсивность которой растет. Это объясняется тем, что при наличии низкого давления адатомы имеют высокую кинетическую энергию, а за счет нагрева подложки они обладают высокой поверхностной диффузией.

Исследование пленок $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ толщиной $d \approx 300\text{-}400$ нм показало, что при температуре $T_s \approx 27$ °С пленка имеет «квазиоднородную» структуру с «закритической» петлей гистерезиса и ПДС, которая является показателем наличия в пленке ПМА. Установлено, что повышение температуры подложки от 27 до 250 °С приводит к изменению микроструктуры пленки с «квазиоднородной» на «переходную» (при $d < d_{\text{кр}}$ – «квазиоднородная», а при $d > d_{\text{кр}}$ – «гранулированная»). При этом петли гистерезиса не являются «закритическими», и в них ПДС не наблюдается. Повышение температуры подложки от 180 до 210 °С приводит к увеличению размеров зерен до 30 и 36 нм, соответственно, а при температуре подложки $T_s \approx 250$ °С до 64 нм.

Магнитные свойства

Установлено, что с ростом толщины пленки d МС (при $\theta \approx 0$) увеличивается. Выяснено, что у пленок, полученных при $T_s \approx 250$ °С (МС $\approx 0,36\text{-}1,28$ %), МС в 1,7 раза выше, чем у пленок, напыленных при $T_s \approx 27$ °С (МС $\approx 0,08\text{-}0,89$ %). Это может быть связано с большим размером зерен пленок, полученных при $T_s \approx 250$ °С.

Установлено, что с ростом толщины пленки d ЭДС ПЭХ $U_{\text{пх}}$ уменьшается, что согласуется с формулой для ЭДС ПЭХ. Значения $U_{\text{пх}}$ пленок, напыляемых при $T_s \approx 27$ °С, изменяются в интервале 0,002-0,240 мВ, а у пленок, полученных при $T_s \approx 250$ °С, находятся в диапазоне 0,002-0,058 мВ.

Выяснено, что в пленках, полученных при температуре подложки $T_s \approx 27$ °С, при $d_{\text{кр}} > 240$ нм происходит резкое увеличение значений H_c , что связано с образованием ПДС. В пленках, полученных при $T_s \approx 250$ °С, H_c изменяется незначительно. Установлено, что у пленок, полученных при $T_s \approx 27$ °С, коэффициент прямоугольности петли гистерезиса ($M_r/M_s \approx 0,60\text{-}0,90$) с ростом толщины пленки сильно уменьшается, что связано с изменением петли

гистерезиса с «прямоугольной» на «закритическую», а у пленок, полученных при $T_s \approx 250$ °С, значения M_r/M_s изменяются в малом интервале ($M_r/M_s \approx 0,90-0,95$), что связано с незначительным изменением формы петли гистерезиса.

Ширина линии ФМР ΔH с ростом толщины пленки изменяется немонотонно. Увеличение значений ΔH пленок $Ni_{80}Fe_{20}$ может быть связано с тем же механизмом, что и в пленках $Ni_{91}Co_9$. В пленках, полученных при $T_s \approx 27$ °С, минимальное значение достигается при толщине $d \approx 20$ нм ($\Delta H \approx 43$ Э), а в пленках, полученных при $T_s \approx 250$ °С – при $d \approx 40$ нм ($\Delta H \approx 31$ Э). Величины намагниченности насыщения $4\pi M_s$ пленок $Ni_{80}Fe_{20}$ изменяется в широком диапазоне 6,25-11,09 кГс, при этом у пленок, полученных при $T_s \approx 250$ °С, значения $4\pi M_s$ в 1,2 раза выше, чем у пленок, выращенных при $T_s \approx 27$ °С.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Пленки $Ni_{91}Co_9$

Установлено, что осаждение при $P \approx 1,0$ мТорр, $T_s \approx 27$ °С, $U_{см} \approx 0$ и -150 В приводит к формированию пленок с текстурой (111), «квазиоднородной» микроструктурой, при этом пленки характеризуются высокими значениями коэффициента прямоугольности петли гистерезиса ($M_r/M_s \approx 0,90-1,00$).

Установлено, что увеличение температуры подложки от $T_s \approx 27$ до 330 °С приводит к изменению текстуры пленки с (111) на (200), микроструктуры с «квазиоднородной» на «переходную», формы петли гистерезиса с «прямоугольной» ($M_r/M_s \approx 0,90-1,00$) на «закритическую» ($M_r/M_s \approx 0,45-0,50$).

Показано, что величина магнитосопротивления пленок, полученных при $U_{см} \approx 0$, в 2 раза выше, чем у пленок, полученных при $U_{см} \approx -150$ В.

Пленки $Ni_{87}Fe_{13}$

Установлено, что осаждение при $P \approx 2,8$ мТорр, $T_s \approx 27$ °С, $U_{см} \approx 0$ приводит к формированию пленок с текстурой (111) и «столбчатой» микроструктурой, при этом с ростом толщины пленки d происходит изменение

формы петли гистерезиса с «прямоугольной» ($M_r/M_s \approx 0,98$) на «закритическую» ($M_r/M_s \approx 0,45$), и формируется полосовая доменная структура.

Установлено, что осаждение при $P \approx 2,8$ мТорр, $T_s \approx 27$ °С, $U_{см} \approx -100$ В приводит к формированию пленок с текстурой (111) и «квазиоднородной» микроструктурой, при этом с ростом толщины пленки d происходит изменение формы петли гистерезиса с «прямоугольной» ($M_r/M_s \approx 0,97$) на «скошенную» ($M_r/M_s \approx 0,30$).

Показано, что в пленках со «столбчатой» структурой ($U_{см} \approx 0$) при толщинах $d > d_{кр} \approx 330$ нм ширина линии ФМР ΔH в 1,5 раза выше, чем у пленок с «квазиоднородной» микроструктурой ($U_{см} \approx -100$ В).

Пленки $Ni_{80}Fe_{20}$

Установлено, что осаждение при $P \approx 1,0$ мТорр, $T_s \approx 27$ °С и $U_{см} \approx 0$ приводит к формированию пленок с текстурой (111) и «квазиоднородной» микроструктурой, при этом с ростом толщины пленки d происходит изменение формы петли гистерезиса с «прямоугольной» на «закритическую», и формируется полосовая доменная структура.

Установлено, что увеличение температуры подложки от $T_s \approx 27$ до 250 °С приводит к изменению текстуры пленки с (111) на (200), формированию «переходной» микроструктуры, при этом пленки характеризуются высокими значениями коэффициента прямоугольности петли гистерезиса ($M_r/M_s \approx 0,90-0,95$).

Показано, что величина магнитосопротивления пленок, полученных при $T_s \approx 250$ °С, в 1,7 раза выше, чем у пленок, осаждаемых при $T_s \approx 27$ °С.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1 Rafique, M. Y. Fabrication of CoNi alloy hollow-nanostructured microspheres for hydrogen storage application / M. Y. Rafique, L. Pan, M. Z. Iqbal, et al. // Journal of Nanoparticle Research. 2013. P. 1-11.

2 Richard, J. Plasma Sprayed Thick Film Anisotropic Magnetoresistive (AMR) Sensors / J. Richard, Gambino, M. Manivel Raja, et al. // The State University of New York. New York, 2002. P. 656-659.

3 Голикова, Т. А. Магниторезистивные эффекты в гибридных системах сверхпроводник-ферромагнетик: дип. работа / Т. А. Голикова. Москва, 2008. С. 27-30.

4 Сысоева, С. Автомобильные датчики положения / С. Сысоева // Компоненты и технологии. № 4. 2005. С. 12-17.

5 Lokhande, A. C. Studies on enhancement of surface mechanical properties of electrodeposited Ni-Co alloy coatings due to saccharin additive / A. C. Lokhande, J. S. Bagi // Surface & Coatings Technology. 2014. P. 225-231.