

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 нано- 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

ициалы, фамилия

Зав. кафедрой

профессор, д.ф.-м.н.  
должность, уч. степень, уч. звание

дата, подпись

С.Б. Вениг

ициалы, 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 гранецентрированной 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 микрокристаллического 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  $d \approx 18\text{-}530$  нм, при температурах подложки  $T_s \approx 27\text{-}330$   $^{\circ}\text{C}$  и при давлениях рабочего газа аргона  $P \approx 1,0\text{-}2,8$  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  $d \approx 18\text{-}530$  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)  $\Delta H$ , намагниченности насыщения  $4\pi M_s$  и доменной структуры;

3. Исследование микрокристаллического строения текстурированных пленок NiCo и NiFe толщиной  $d \approx 18\text{-}530$  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 $\text{Ni}_{91}\text{Co}_9$

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

кроме пленки толщиной  $d \approx 222$  нм, полученной при  $U_{cm} \approx 0$  ( $I_m \approx 165$  мА) и  $P \approx 2,5$  мТорр. Скорость напыления пленок NiCo при давлении  $P \approx 1,0$  мТорр, напряжении смещения  $U_{cm} \approx 0$  и -150 В составляла 18,0 нм/мин, а при давлении  $P \approx 2,5$  мТорр,  $U_{cm} \approx 0$  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  $T_s \approx 27$   $^0C$ , давлении рабочего газа  $P \approx 1,0$  мТорр, при напряжениях смещения  $U_{cm} \approx 0$  и -150 В в пленках формируется текстура (111). Выяснено, что отношение интенсивностей дифракционных линий  $I_{(111)}/I_{(200)}$  в пленках, напыляемых при  $U_{cm} \approx -150$  В, выше, чем в пленках, полученных при  $U_{cm} \approx 0$ , что объясняется деструктивным вкладом ионов на ранних этапах роста пленки, полученной при  $U_{cm} \approx -150$  В. Показано, что повышение температуры подложки  $T_s$  от 27 до 330  $^0C$  при  $U_{cm} \approx 0$  приводит к формированию текстуры (200), так как нагрев подложки вызывает увеличение подвижности атомов. 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 быть вызвать нагрев подложки, повлекший к увеличению миграционной способности атомов. Выяснено, что микроструктура пленок, полученных при  $P \approx 1,0$  мТорр,  $U_{cm} \approx 0$  (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,  $U_{cm} \approx 0$  (1) и  $U_{cm} \approx -150$  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,  $U_{cm} \approx 0$  (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  $^0C$  у пленок, выращенных при  $P \approx 1,0$  мТорр,  $U_{cm} \approx 0$ , 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  $d_{kp}$  микроструктура – «квазиоднородная», а выше  $d_{kp}$  – «гранулированная».

### **Магнитные свойства**

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

Показано, что ЭДС ПЭХ  $U_{px}$ , измеренное при  $\theta \approx 45^0$ , с ростом толщины пленки  $d$   $U_{px}$  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 ( $U_{cm} \approx 0$ ,  $H_c \approx 5,69$  Э) и  $d \approx 80$  нм ( $U_{cm} \approx -150$  В,  $H_c \approx 7,11$  Э).

Коэффициент прямоугольности петли гистерезиса  $M_r/M_s$  с ростом толщины пленки  $d$  при  $U_{cm} \approx 0$  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  $\Delta H$  с ростом толщины пленки  $d$  увеличивается немонотонно и характеризуется минимумом при толщинах  $d \approx 110$  нм ( $U_{cm} \approx 0$ ,  $\Delta H \approx 95$  Э) и  $d \approx 80$  нм ( $U_{cm} \approx -150$  В,  $\Delta H \approx 110$  Э). Увеличение значений  $\Delta H$  может быть связано с ростом эффективности механизма двухмагнонного 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  $\Delta H$ . 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  $U_{cm} \approx 0$  ( $I_m \approx 110$  мА), а толщиной  $d \approx 20-530$  нм при  $U_{cm} \approx -100$  В ( $I_m \approx 110$  мА,  $I_{cm} \approx 0$ ). Скорости напыления пленок NiFe при напряжении смещения  $U_{cm} \approx 0$  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,  $U_{cm} \approx 0$  (1-4) и  $U_{cm} \approx -100$  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  $U_{\text{см}} \approx 0$ , 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  $U_{\text{см}} \approx -100$  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  $U_{\text{пп}}$  очень маленькие. Значения МС и  $U_{\text{пп}}$  для пленок, осажденных при  $U_{\text{см}} \approx 0$ , 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  $U_{\text{см}} \approx -100$  В изменяются в диапазонах 0,03-0,07 % ( $\theta \approx 90^0$ ) и 0,005-0,031 мВ.

Выяснено, что в пленках, полученных при  $U_{\text{см}} \approx 0$ , 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  $d_{\text{кр}} \approx 330$  нм, что связано с образованием ПДС. Приложение отрицательного напряжения смещения  $U_{\text{см}} \approx -100$  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 изменяются незначительно. Коэффициент прямоугольности петли

гистерезиса  $M_r/M_s$  с ростом толщины пленки  $d$  при  $U_{cm} \approx 0$  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  $\Delta H$  с ростом толщины пленки  $d$  увеличивается немонотонно. Величина  $\Delta H$  пленок, полученных при  $U_{cm} \approx 0$  и  $d_{kp} > 330$  нм, в 1,5 раза выше, чем у пленок, полученных при  $U_{cm} \approx -100$  В. Это может быть связано с рассеянием намагниченности на ПДС. При  $d < d_{kp}$  значения  $\Delta H$  этих пленок совпадают. Значения ширины линии ФМР  $\Delta H$  пленок, полученных при  $U_{cm} \approx 0$  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  $U_{cm} \approx 0$ , на 2 % выше, чем у пленок, выращенных при  $U_{cm} \approx -100$  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  $250$   $^{\circ}$ С, напряжении смещения на подложке  $U_{cm} \approx 0$  ( $I_m \approx 130$  мА) и давлении рабочего газа  $P \approx 1,0$  мТорр. При  $T_s \approx 27$   $^{\circ}$ С выращивали пленки толщиной  $d \approx 20$ -430 нм, при  $T_s \approx 150$   $^{\circ}$ С – толщиной  $d \approx 40$ -340 нм, при  $T_s \approx 180$   $^{\circ}$ С – толщиной  $d \approx 40$ -380 нм, при  $T_s \approx 210$   $^{\circ}$ С – толщиной  $d \approx 40$ -320 нм, при  $T_s \approx 250$   $^{\circ}$ 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  $^{\circ}$ С в пленках изменяется текстура с (111)

на (200), интенсивность которой растет. Это объясняется тем, что при наличии низкого давления атомы 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  $T_s \approx 27$   $^{\circ}\text{C}$  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  $^{\circ}\text{C}$  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  $^{\circ}\text{C}$  приводит к увеличению размеров зерен до 30 и 36 нм, соответственно, а при температуре подложки  $T_s \approx 250$   $^{\circ}\text{C}$  до 64 нм.

### **Магнитные свойства**

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

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

Выяснено, что в пленках, полученных при температуре подложки  $T_s \approx 27$   $^{\circ}\text{C}$ , при  $d_{\text{кр}} > 240$  нм происходит резкое увеличение значений  $H_c$ , что связано с образованием ПДС. В пленках, полученных при  $T_s \approx 250$   $^{\circ}\text{C}$ ,  $H_c$  изменяется незначительно. Установлено, что у пленок, полученных при  $T_s \approx 27$   $^{\circ}\text{C}$ , 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  $T_s \approx 250$   $^0C$ , 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  $\Delta H$  с ростом толщины пленки изменяется немонотонно. Увеличение значений  $\Delta H$  пленок  $Ni_{80}Fe_{20}$  может быть связано с тем же механизмом, что и в пленках  $Ni_{91}Co_9$ . В пленках, полученных при  $T_s \approx 27$   $^0C$ , минимальное значение достигается при толщине  $d \approx 20$  нм ( $\Delta H \approx 43$  Э), а в пленках, полученных при  $T_s \approx 250$   $^0C$  – при  $d \approx 40$  нм ( $\Delta H \approx 31$  Э). Величины намагниченности насыщения  $4\pi M_s$  пленок  $Ni_{80}Fe_{20}$  изменяются в широком диапазоне 6,25-11,09 кГс, при этом у пленок, полученных при  $T_s \approx 250$   $^0C$ , значения  $4\pi M_s$  в 1,2 раза выше, чем у пленок, выращенных при  $T_s \approx 27$   $^0C$ .

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

### **Пленки $Ni_{91}Co_9$**

Установлено, что осаждение при  $P \approx 1,0$  мТорр,  $T_s \approx 27$   $^0C$ ,  $U_{cm} \approx 0$  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  $^0C$  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  $U_{cm} \approx 0$ , в 2 раза выше, чем у пленок, полученных при  $U_{cm} \approx -150$  В.

### **Пленки $Ni_{87}Fe_{13}$**

Установлено, что осаждение при  $P \approx 2,8$  мТорр,  $T_s \approx 27$   $^0C$ ,  $U_{cm} \approx 0$  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,  $T_s \approx 27$   $^{\circ}\text{C}$ ,  $U_{cm} \approx -100$  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 ( $U_{cm} \approx 0$ ) при толщинах  $d > d_{kp} \approx 330$  нм ширина линии ФМР  $\Delta H$  в 1,5 раза выше, чем у пленок с «квазиоднородной» микроструктурой ( $U_{cm} \approx -100$  В).

### **Пленки $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$**

Установлено, что осаждение при  $P \approx 1,0$  мТорр,  $T_s \approx 27$   $^{\circ}\text{C}$  и  $U_{cm} \approx 0$  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  $^{\circ}\text{C}$  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  $T_s \approx 250$   $^{\circ}\text{C}$ , в 1,7 раза выше, чем у пленок, осаждаемых при  $T_s \approx 27$   $^{\circ}\text{C}$ .

## 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.