



УДК 538.975; 539.26; 539.231

## МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТЕКСТУРИРОВАННЫХ ПЛЕНОК NiFe(111) И NiFe(200)

А. С. Джумалиев, Ю. В. Никулин



Джумалиев Александр Сергеевич, кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории магнитоэлектроники СВЧ, Саратовский филиал Института радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова РАН; доцент кафедры технологии материалов, Саратовский национальный исследовательский государственный университет имени Н. Г. Чернышевского, dzhas@yandex.ru

Никулин Юрий Васильевич, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории магнитоэлектроники СВЧ, Саратовский филиал Института радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова РАН; доцент кафедры технологии материалов, Саратовский национальный исследовательский государственный университет имени Н. Г. Чернышевского, yvnikulin@gmail.com

Впервые исследованы зависимости от толщины ( $d \approx 20\text{--}370$  нм) намагниченности насыщения  $4\pi M$ , ширины линии ферромагнитного резонанса (ФМР)  $\Delta H$ , поля коэрцитивности  $H_c$  и формы петель гистерезиса для пленок пермаллоя  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  (NiFe) с текстурой (200). Полученные для пленок NiFe(200) зависимости магнитных параметров от толщины  $d$  сопоставлены с зависимостями  $4\pi M(d)$ ,  $\Delta H(d)$  и  $H_c(d)$  для пленок NiFe(111) с выраженной текстурой (111) и поликристаллических пленок NiFe. Пленки NiFe(200) осаждались магнетронным распылением на постоянном токе при температуре подложки  $T_s \approx 570$  К в отсутствие напряжения смещения на подложке  $U_b$  ( $U_b \approx 0$ ). Пленки NiFe(111) осаждались магнетронным распылением на подложки при комнатной температуре  $T_s \approx 300$  К и двух значениях напряжения смещения:  $U_b \approx -100$  В (сильная текстура (111)) и  $U_b \approx 0$  (поликристаллическая пленка со слабой текстурой (111)). Микрокристаллическая структура пленок исследовалась методами рентгеновской дифракции, сканирующей электронной и зондовой микроскопии. Магнитные параметры  $4\pi M$  и  $\Delta H$  измерялись методом ФМР на частоте 9.9 ГГц. Измерение петель гистерезиса и поля коэрцитивности  $H_c$  проводилось с помощью вибрационного магнитометра. Все измерения производились при комнатной температуре с магнитным полем, приложенным в плоскости пленки. Магнитная доменная структура изучалась методом магнито-силовой микроскопии. Установлено, что зависимости  $4\pi M(d)$  и  $\Delta H(d)$  для пленок NiFe(200) и пленок NiFe(111) с сильной и слабой текстурой (111) совпадают с точностью около 10%, тогда как зависимости  $H_c(d)$  заметно различаются. В поликристаллических пленках NiFe со слабой текстурой (111) ( $U_b \approx 0$ ) при критической толщине  $d_{cr} \approx 120$  нм петли гистерезиса изменяются с прямоугольных на «закритические», а значения  $H_c$  возрастают от  $H_c \leq 2$  Э при  $d < d_{cr}$  до  $H_c > 40$  Э при  $d > d_{cr}$ . Для пленок NiFe(111) с сильной текстурой (111) ( $U_b \approx -100$  В) и NiFe(200) петли гистерезиса сохраняют прямоугольную форму в диапазоне толщин  $d \approx 20\text{--}370$  нм, значения  $H_c$  совпадают в пределах 5% и с ро-

стом толщины пленки уменьшаются от  $\approx 2.5\text{--}3$  Э до  $\approx 1.5\text{--}2$  Э. Поведение зависимостей  $4\pi M(d)$ ,  $\Delta H(d)$  и  $H_c(d)$  связывается с особенностями микрокристаллической структуры (текстура, размер зерна) пленок NiFe.

**Ключевые слова:** текстурированные пленки NiFe, магнетронное распыление, кристаллическая структура, магнитные свойства, микроструктура.

DOI: 10.18500/1817-3020-2017-17-4-242-253

### Введение

Пленки пермаллоя ( $\text{Ni}_{100-x}\text{Fe}_x$ , где, как правило,  $17 \leq x \leq 23$ ) широко используются при разработке устройств магнитоэлектроники [1] и магноники [2]. Пленки NiFe при достаточно высокой намагниченности насыщения ( $4\pi M \approx 10\text{--}11$  кГс) имеют наименьшую среди известных ферромагнитных металлов ширину линии ФМР ( $\Delta H$ ), что делает их востребованными при создании волноведущих структур для спиновых волн [3]. Благодаря низким значениям поля коэрцитивности ( $H_c \leq 1$  Э [4]), высоким значениям анизотропного магнитосопротивления (АМС) (АМС  $\approx 4\%$  [5]) и магнитной проницаемости ( $\mu \approx 10^5$  [6]) пленки NiFe используются при создании магниторезистивных [1] и магнитоимпедансных [7] датчиков. По этой причине разработке технологий получения пленок NiFe и исследованиям их магнитных свойств уделяется большое внимание.

В качестве одного из методов получения пленок NiFe применяется магнетронное распыление [8–17]. Этот метод получил достаточно широкое распространение благодаря относительной простоте конструктивного решения, возможности точного контроля за параметрами осаждения и, как следствие, хорошей повторяемости результатов. При этом магнитные свойства пленок в значительной степени определяются микроструктурным строением, которое, в свою очередь, существенно определяется технологическими параметрами осаждения, материалом подложки или буферного слоя, условиями после ростового отжига и толщиной пленки [8–17].

Разумеется, механизмы влияния перечисленных факторов на микроструктурное строе-



ние пленок связаны с кинетикой формирования пленки на поверхности подложки и с условием минимизации энергии системы пленка–подложка [18]. В случае широко применяемых при производстве устройств микроэлектроники аморфных подложек окисленного кремния  $\text{SiO}_2/\text{Si}(111)$  и в отсутствие ориентирующих буферных слоев формируются, как правило, поликристаллические пленки NiFe с гранецентрированной кубической решеткой с доминированием кристаллитов ориентации (111) [9–17], которые имеют минимальную поверхностную энергию [19]. Важно подчеркнуть, что рост текстурированности поликристаллических пленок может приводить к улучшению магнитных параметров пленок, в частности, к увеличению значений АМС [20], снижению полей коэрцитивности [21, 22] и росту магнитной проницаемости [21].

Разработкам технологий магнетронного распыления поликристаллических пленок NiFe с текстурой (200) уделялось гораздо меньше внимания [23–27]. В работах [23–25] рассматривалось распыление пленок в присутствии стимулирующего потока ионов  $\text{Ar}^+$  и  $\text{N}^+$ . Было показано, что за счет внедрения атомов азота в решетку пермаллоя минимальной поверхностной энергией обладают кристаллиты (100). В работе [26] было показано, что отжиг пленок NiFe в присутствии магнитного поля сопровождается сменой текстуры (111) на (200) за счет изменения параметров решетки. В работе [27] была показана возможность получения пленок NiFe(200) на подложках окисленного кремния  $\text{SiO}_2/\text{Si}(111)$  за счет увеличения миграционной способности (МС) распыляемых атомов мишени на поверхности подложки. При этом увеличение МС достигалось как за счет нагрева подложки до температуры  $T_s \approx 570$  К, так и за счет снижения давления аргона до значений, при которых распыляемые атомы мишени преодолевают расстояние до подложки практически без столкновений и, следовательно, без потерь энергии [28].

Следует отметить, что магнитные свойства пленок NiFe(200) до сих пор остаются малоизученными. Действительно, среди отмеченных выше работ [23–27] лишь в работах [25, 26] обсуждались поля коэрцитивности и форма петель гистерезиса пленок. Было показано, что поле  $H_c$  немонотонно зависит от процентного содержания азота в рабочей смеси [25], а отжиг в присутствии магнитного поля увеличивает

коэрцитивность. С учетом сказанного целью работы было изучение зависимости от толщины  $d$  ( $d \approx 20$ – $370$  нм) параметров  $4\pi M(d)$ ,  $\Delta H(d)$ ,  $H_c(d)$  и формы петель гистерезиса для пленок NiFe(200) и NiFe(111), полученных магнетронным распылением на постоянном токе по методике работы [27], и сопоставление с аналогичными зависимостями для поликристаллических пленок NiFe, не имеющих ярко выраженной текстуры.

### Эксперимент

Осаждение пленок NiFe проводилось в установке ВУП-5М с базовым давлением  $6 \cdot 10^{-4}$  Па. В качестве рабочего газа использовался аргон марки ОЧ (99.998%). Для подложек использовались пластины монокристаллического Si(111) с термически окисленным слоем  $\text{SiO}_2$  толщиной 300 нм. Перед напылением подложки подвергались ультразвуковой очистке в ацетоне при температуре  $T \approx 315$  К в течение 30 мин. Непосредственно перед напылением проводился отжиг подложек при температуре 600–650 К в течение 30 мин при давлении  $6 \cdot 10^{-4}$  Па. Подложка располагалась на расстоянии  $L \approx 75$  мм от мишени  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  (99.95%). Осаждение пленок проводилось при давлении рабочего газа  $P \approx 0.2$  Па. При этом имелась возможность менять напряжение смещения  $U_b$  на подложке в диапазоне от  $-250$  В до 300 В и проводить осаждение на подложку, нагретую до температуры  $T_s \approx 300$ – $640$  К.

На рис. 1 приведены рентгеновские дифрактограммы пленок NiFe толщиной  $d \approx 250$  нм с различной текстурой, полученных при режимах осаждения, указанных в работе [27]. Поликристаллические пленки (кривая 1) со слабо выраженной текстурой NiFe(111) были получены при температуре подложки  $T_s \approx 300$  К, на заземленной подложке ( $U_b \approx 0$ ) и скорости роста 16 нм/мин. Пленки с текстурой NiFe(200) (кривая 2) получались при  $U_b \approx 0$ ,  $T_s \approx 570$  К и скорости роста 22 нм/мин. Текстурированные пленки NiFe(111) (кривая 3) осаждались при  $U_b \approx -100$  В и  $T_s \approx 300$  К и скорости роста 16 нм/мин.

Отметим, что используемые в данной работе и в работе [27] режимы осаждения как поликристаллических, так и сильно текстурированных пленок NiFe(111) хорошо изучены [11–17]. Тот факт, что осаждение пленок NiFe на нагретую подложку способствует усилению текстуры (200) также был известен [15, 16]. Однако возможность получения текстурированных пленок NiFe(200)

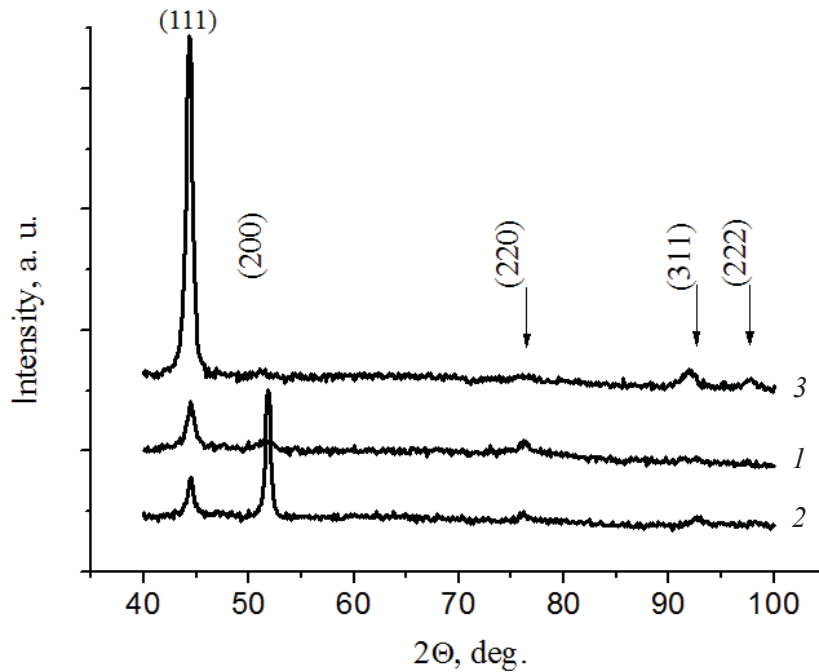


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы пленок NiFe толщиной  $d \approx 250$  нм, полученных при различных напряжениях смещения ( $U_b$ ) и температурах ( $T_s$ ) подложки. Цифры у кривых соответствуют пленкам: 1 – поликристаллическая слабо выраженной текстурой NiFe(111),  $U_b \approx 0$ ,  $T_s \approx 300$  К; 2 – текстура NiFe(200),  $U_b \approx 0$ ,  $T_s \approx 570$  К; 3 – сильная текстура NiFe(111),  $U_b \approx -100$  В,  $T_s \approx 300$  К

Fig. 1. X-ray diffraction patterns of the NiFe films ( $d \approx 250$  nm) sputtered at different bias voltages ( $U_b$ ) and substrate temperatures ( $T_s$ ). Here and below the numbers near the curves correspond to the films: 1 – polycrystalline with weak texture NiFe(111),  $U_b \approx 0$  и  $T_s \approx 300$  К; 2 – texture NiFe(200),  $U_b \approx 0$ ,  $T_s \approx 570$  К; 3 – strong texture NiFe(111),  $U_b \approx -100$  V,  $T_s \approx 300$  К

за счет осаждения на нагретую подложку была впервые показана нами в работе [27]. При этом формирование доминирующей кристаллической фазы NiFe(200) следует связать с тем, что в [27] высокая подвижность адатомов обеспечивалась не только температурой подложки, но и малыми потерями энергии распыляемых атомов в пространстве между мишенью и подложкой за счет снижения давления рабочего газа [28].

Исследуемые пленки не покрывались защитным слоем. Толщина  $d$  выращенных пленок определялась на профилометре Dektak 150 (Россия). Структурный анализ осажденных пленок проводился с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-4 (Россия) по схеме  $\theta-2\theta$  на длине  $\lambda \approx 0.15418$  нм (Cu-K $\alpha$  излучение).

Изучение процессов перемангничивания и построение петель гистерезиса проводилось с помощью вибрационного магнитометра в касательной к поверхности пленки геометрии намагничивания. Полученные петли гистерезиса

использовались для определения поля коэрцитивности  $H_c$  пленок. Магнитная структура пленок исследовалась методом сканирующей зондовой магнитно-силовой микроскопии (MCM) с помощью микроскопа Solver P-47 (NT-MDT, г. Зеленоград, (Россия)).

Эффективная намагниченность насыщения  $4\pi M$  и ширина линии  $\Delta H$  определялись методом ферромагнитного резонанса на частоте 9.9 ГГц в касательной геометрии намагничивания аналогично [29]. Все измерения проводились при комнатной температуре.

### Результаты и их обсуждение

На рис. 2, а, б, в приведены зависимости магнитных параметров пленок от толщины  $d$ . Из рис. 2, а можно видеть, что характер зависимостей  $4\pi M(d)$  для различных текстур достаточно близкий – различия не превышают 10%. С ростом толщины наблюдается рост намагниченности пленок в пределах 4–7%. При этом наибольшие

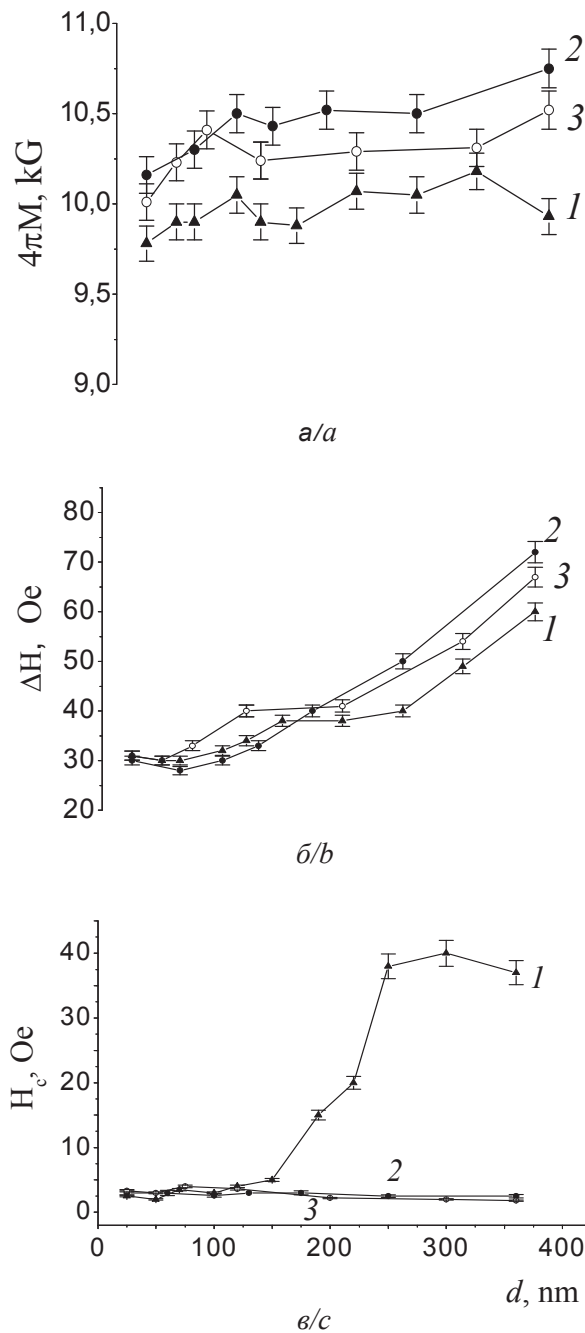


Рис. 2. Зависимости эффективной намагниченности насыщения  $4\pi M$  (а), ширины линии ферромагнитного резонанса  $\Delta H$  (б) и коэрцитивной силы  $H_c$  (в) от толщины  $d$  для пленок NiFe, выращенных при различных режимах (условные обозначения см. рис. 1). Погрешность измерения:  $4\pi M$  – 1%,  $\Delta H$  – 3%,  $H_c$  – 5%

Fig. 2. Thickness dependences of the effective saturation magnetization  $4\pi M$  (a), ferromagnetic resonance linewidth  $\Delta H$  (b) and coercivity  $H_c$  (c) of the NiFe films sputtered under different growth conditions: (1)  $U_b \approx 0$ ,  $T_s \approx 300$  K; (2)  $U_b \approx 0$ ,  $T_s \approx 570$  K; (3)  $U_b \approx -100$  V,  $T_s \approx 300$  K. Measurement error:  $4\pi M$  – 1%,  $\Delta H$  – 3%,  $H_c$  – 5%

значения намагниченности ( $4\pi M \approx 10.7$  кГс) были определены для пленок NiFe(200) толщиной  $d \approx 370$  нм. Намагниченность насыщения для пленок NiFe(111) со слабой текстурой (111) (кривая 1) оказывается наименьшей и в нашем случае не превышает  $4\pi M \approx 10.2$  кГс.

На рис. 2, б приведены зависимости  $\Delta H(d)$  для исследуемых пленок. В области малых толщин  $d \approx 20$ –25 нм значения  $\Delta H$  практически совпадают и составляют  $\approx 30$ –31 Э. В области толщин  $d \approx 50$ –60 нм зависимости  $\Delta H(d)$  достигают минимальных значений, которые на 1–2 Э меньше стартовых и, например, для пленок NiFe(200) составляют  $\approx 28$  Э. В пленках толщиной  $d > 60$  нм ширина линии ФМР увеличивается с ростом толщины. В области толщин  $d > 250$  нм минимальную ширину линии ФМР имеют поликристаллические пленки, а значения  $\Delta H$  текстурированных пленок NiFe(111) и NiFe(200) оказываются выше на 5–10 Э.

На рис. 2, в приведены зависимости поля коэрцитивности  $H_c$  пленок от толщины. Для хорошо текстурированных пленок NiFe(111) и NiFe(200) зависимости  $H_c(d)$  практически совпадают и с ростом толщины убывают от значений  $H_c \approx 2.5$ –3 Э до  $H_c \approx 1.5$ –2 Э. При этом поле коэрцитивности в пленках NiFe(200) оказывается на  $\approx 0.2$ –0.5 Э больше, чем в пленках NiFe(111).

В поликристаллических пленках NiFe характер зависимости  $H_c(d)$  имеет качественные отличия. Для пленок толщиной  $d < 150$  нм наблюдается слабый рост значений  $H_c$  от  $H_c \approx 2.5$  Э до  $H_c \approx 4.5$  Э. В интервале толщин  $150 \leq d \leq 250$  нм поля коэрцитивности увеличиваются почти на порядок, демонстрируя рост  $H_c(d)$ , близкий к линейному, до значений  $H_c \approx 38$  Э. В пленках толщиной  $d > 250$  нм поля коэрцитивности принимают значения  $H_c \approx 38$ –41 Э.

Изменение характера зависимости  $H_c(d)$  для поликристаллических пленок сопровождается сменой формы петель перемагничивания, которые для пленок толщиной  $d \geq 150$  нм принимают «закритический» [30, 31] вид (рис. 3, а). Изменение формы петель гистерезиса в «закритических» пленках сопровождается возникновением полосовой доменной структуры, МСМ изображение которой приведено на рис. 3, а. Такое поведение петель гистерезиса и возникновение полосовой доменной структуры указывают на возникновение в поликристаллических пленках нормальной одноосной магнитной анизотропии





типа «легкая ось» [30, 31]. Для текстурированных пленок NiFe(111) и NiFe(200) петли гистерезиса имели прямоугольную форму во всем интервале

изменения толщины пленок ( $d \approx 20\text{--}370$  нм), при этом доменная структура не наблюдалась (см. рис. 3, б, в).

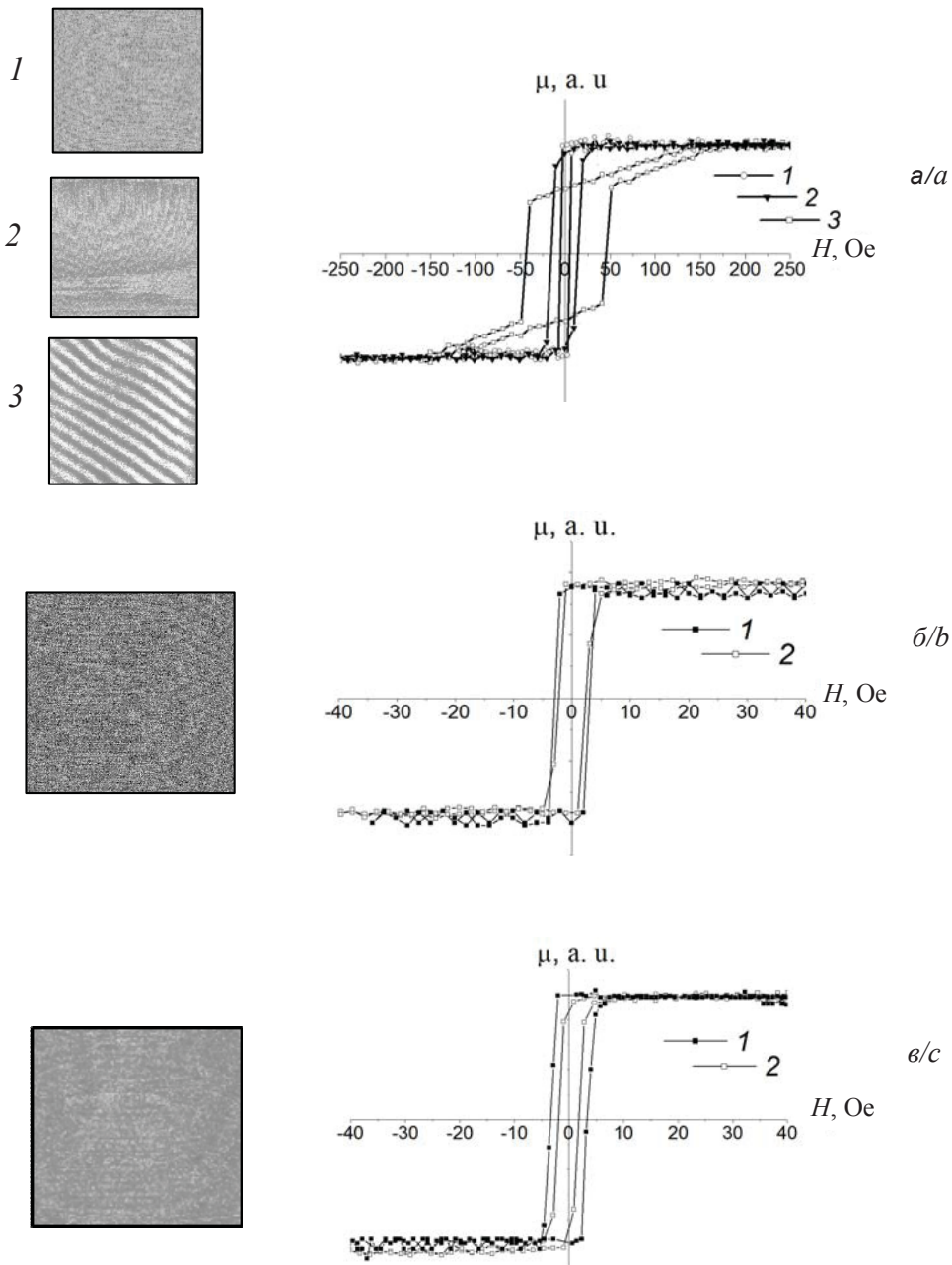


Рис. 3. Петли гистерезиса и MFM изображения ( $5 \times 5 \text{ мкм}^2$ ) доменной структуры пленок NiFe, осажденных при различных ростовых условиях: а – NiFe(111), 1 –  $d \approx 25\text{--}150$  нм, 2 –  $d \approx 200$  нм, 3 –  $d \approx 250\text{--}350$  нм; б – NiFe(200), 1 –  $d \approx 25$  нм, 2 –  $d \approx 350$  нм; в – NiFe(111), 1 –  $d \approx 25$  нм, 2 –  $d \approx 350$  нм. Для рис. б, в приведены MFM изображения, типичные для диапазона толщин  $d \approx 25\text{--}350$  нм

Fig. 3. Hysteresis loops and MFM images ( $5 \times 5 \text{ }\mu\text{m}^2$ ) of the domain structure of the NiFe films sputtered under different growth conditions: а – NiFe(111), 1 –  $d \approx 25\text{--}150$  nm, 2 –  $d \approx 200$  nm, 3 –  $d \approx 250\text{--}350$  nm; б – NiFe(200), 1 –  $d \approx 25$  nm, 2 –  $d \approx 350$  nm; в – NiFe(111), 1 –  $d \approx 25$  nm, 2 –  $d \approx 350$  nm. Figures (b, c) show MFM images typical for thickness range  $d \approx 25\text{--}350$  nm



При обсуждении результатов измерений будем обращаться к рис. 4 и 5, где приведены результаты исследования микроструктурного строения и морфологии пленок, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) и атомно-силового микроскопа (АСМ). На рис. 4 приведены СЭМ изображения поперечного сечения (а) и поверхности (б), а также АСМ изображения поверхности (в) пленок NiFe толщиной  $d \approx 300$  нм с различной текстурой. Из рис. 4, а, 1 и вставки к нему можно видеть, что в поликристаллических пленках толщиной  $d > 150$  нм в приповерхностном слое формируется столбчатая структура. Именно с

формированием такой структуры следует связать рост полей коэрцитивности (см. кривую 1 на рис. 2, в), смену характера петли гистерезиса с прямоугольного на «закритический» и возникновение полосовой доменной структуры (см. рис. 3, а).

Микроструктурное строение текстурированных пленок NiFe(200) и NiFe(111) с ростом толщины качественно не меняется и близко к однородному (см. рис. 4, а, 2 и 4, а, 4 соответственно). Отметим, что полученные результаты согласуются с исследованиями влияния температуры  $T_s$  и напряжения смещения  $U_b$  на микроструктурное строение пленок пермаллоя [11–17].

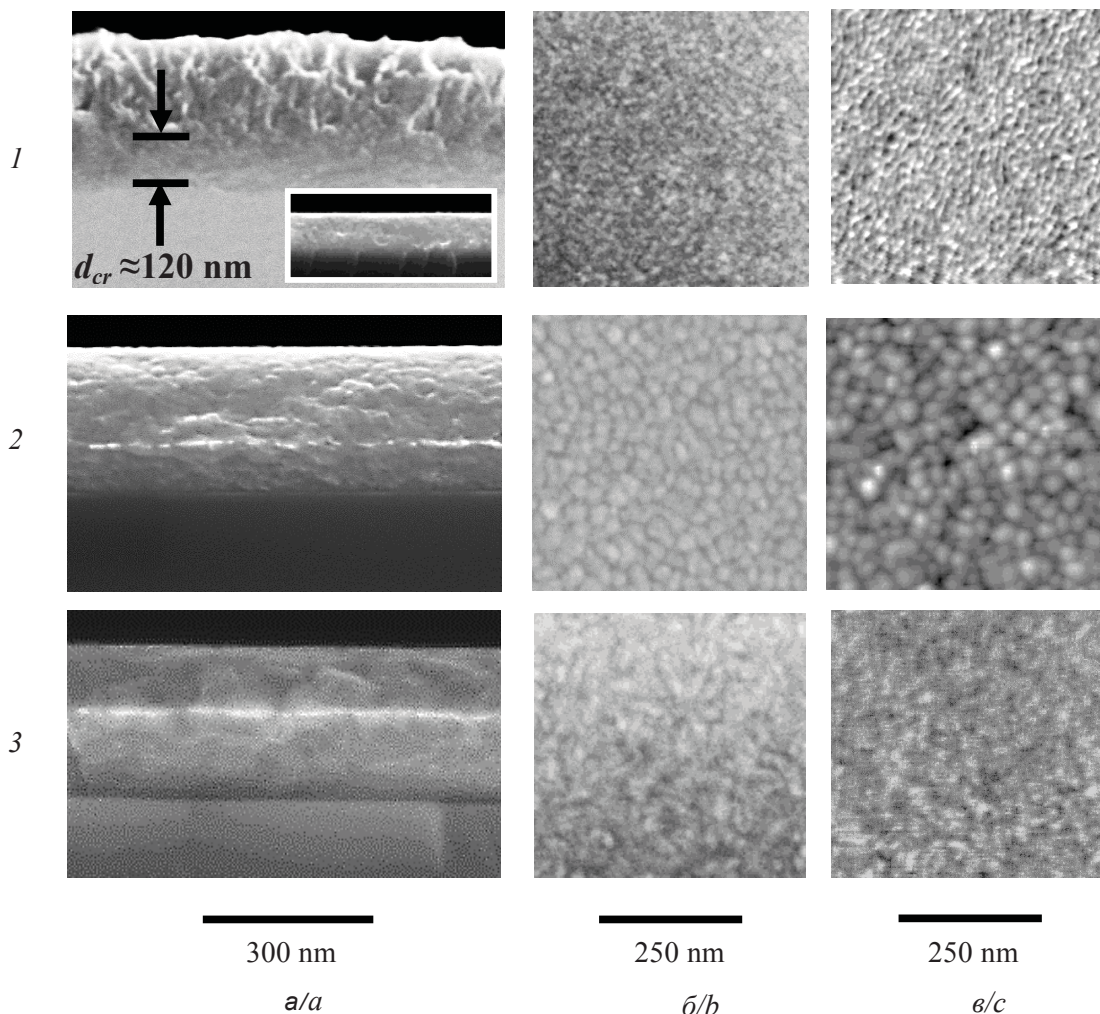


Рис. 4. СЭМ изображения (а, б) поперечного сечения (а), поверхности (б) и АСМ изображения поверхности (в) пленок NiFe ( $d \approx 300$  нм) с различной текстурой, выращенных при  $P \approx 0.2$  Па (условные обозначения см. рис. 1). На вставке к рис. а, 1 приведено СЭМ изображение скола пленки толщиной  $d \approx 120$  нм

Fig. 4. SEM images (a, b) of cross-section (a), surface (b) and AFM surface images (c) of NiFe films ( $d \approx 300$  nm) with different textures sputtered at  $P \approx 0.2$  Pa: (1) polycrystalline NiFe film with weak (111) texture,  $T_s \approx 300$  K,  $U_b \approx 0$ ; (2) NiFe(200),  $T_s \approx 570$  K,  $U_b \approx 0$ ; (3) NiFe(111),  $T_s \approx 300$  K,  $U_b \approx -100$  V. The insert in fig. a1 shows cross-section SEM image of the film with the thickness  $d \approx 120$  nm



При обсуждении результатов измерений зависимостей  $4\pi M(d)$  и  $\Delta H(d)$  будем также обращаться к рис. 5, а, б, в, где соответственно приведены зависимости размера зерна  $D(d)$ , корреляционной длины  $\xi(d)$  и среднеквадратичной амплитуды шероховатости поверхности  $\sigma(d)$ , рассчитанных по результатам обработки АСМ изображения поверхности площадью  $1 \times 1 \text{ мкм}^2$  с использованием программного обеспечения микроскопа Solver P47. При построении зависимости  $D(d)$  учитывались результаты исследования морфологии с помощью СЭМ, АСМ и расчеты размера зерна по формуле Шеррера [32]:

$$D \approx K \lambda / \Delta\theta \cos \theta,$$

где  $\lambda$  – длина волны рентгеновского излучения,  $\Delta\theta$  – уширение дифракционной линии,  $\theta$  – диф-

ракционный угол, а значение параметра  $K$  бралось равным для кубических кристаллов  $K \approx 1$ . Отметим, что параметр  $\xi$  может рассматриваться как латеральный размер зерна в плоскости пленки.

То обстоятельство, что поликристаллические пленки имеют меньшую намагниченность насыщения  $4\pi M$  (см. рис. 2, а), следует связать с низкой кристалличностью и неоднородным микроструктурным строением, что ведет к большому содержанию аморфной фазы в пленке. Высокая намагниченность пленок NiFe(200) объясняется не только улучшением кристалличности, но и наибольшим размером зерна (см. рис. 4, б, в и 5, а, б), благодаря чему доля аморфной фазы в таких пленках оказывается наименьшей.

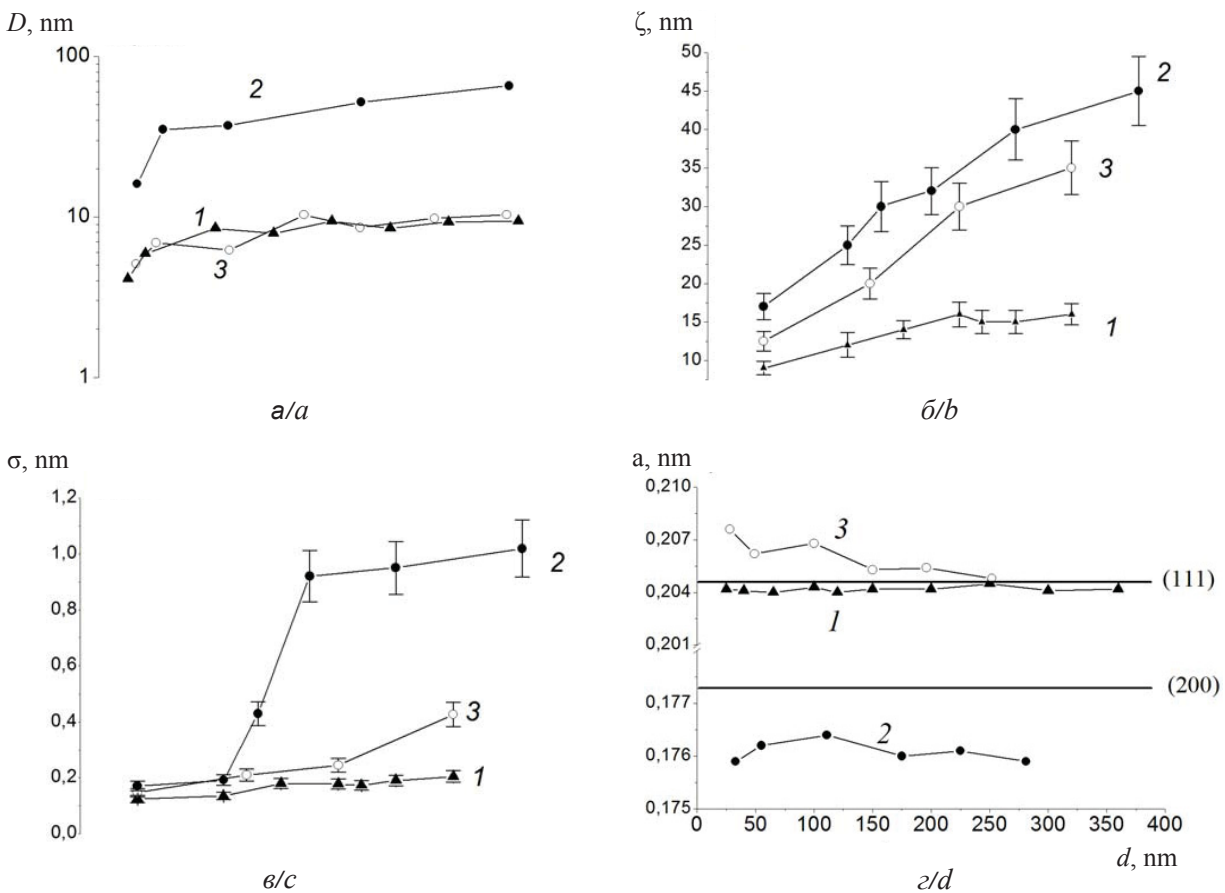


Рис. 5. Зависимости от толщины пленки  $d$ : среднеквадратичной шероховатости поверхности  $\sigma$  (а), среднего латерального размера зерна  $\xi$  (б), среднего вертикального размера зерна  $D$  (рассчитанного по формуле Шеррера) (в) и постоянной решетки  $a$ , для пленок NiFe, осажденных при различных режимах (з) (условные обозначения см. рис. 1). Зависимости а, б получены в результате математической обработки АСМ изображений поверхности пленок ( $1 \times 1 \text{ мкм}^2$ ). Погрешность измерения  $\sigma$  и  $\xi$  – 10%

Fig. 5. Thickness dependences: (a) of the mean square surface roughness  $\sigma$ , (b) the average lateral grain size  $\xi$ , (c) the average vertical grain size  $D$  (calculated from the Sherrer formula) and (d) the lattice constant  $a$  for NiFe films sputtered under different growth conditions: 1 –  $U_b \approx 0$ ,  $T_s \approx 300 \text{ K}$ ; 2 –  $U_b \approx 0$ ,  $T_s \approx 570 \text{ K}$ ; 3 –  $U_b \approx -100 \text{ V}$ ,  $T_s \approx 300 \text{ K}$ . The dependences (a, b) were obtained as a result of mathematical processing of the AFM images ( $1 \times 1 \text{ }\mu\text{m}^2$ ). The measurement error  $\sigma$  and  $\xi$  is 10%



Обсудим теперь характер зависимостей  $\Delta H(d)$ , показанных на рис. 2, б. Здесь можно выделить две области толщин –  $d < 150$  нм и  $d > 150$  нм. В области малых толщин наименьшую ширину линии ФМР демонстрируют пленки NiFe (200), тогда как при  $d > 150$  нм наименьшие значения  $\Delta H$  наблюдаются в поликристаллических пленках. Такой характер зависимостей объясняется вкладом процессов двухмагнетонного рассеяния [33] в ширину линии ФМР. В тонких пленках из-за обменного сдвига «дна» спектра спиновых волн двухмагнетонные процессы запрещены [33] и ширину линии в основном определяют собственные процессы релаксации, определяемые кристаллическостью пленки, которая для пленок NiFe(200) оказывается наилучшей из-за большего размера зерна пленки. В более толстых пленках на результат измерения  $\Delta H$  оказывает влияние двухмагнетонное рассеяние, которое наиболее эффективно в пленках с высокими значениями шероховатости поверхности  $\sigma$  и размером зерна  $D$  [33]. С учетом сказанного и результатов измерений на рис. 5, а, б, в можно заключить, что эффективность двухмагнетонного рассеяния в пленках NiFe(200) толщиной  $d > 150$  нм максимальна, тогда как для поликристаллических пленок его вклад, несмотря на неоднородность микроструктуры по толщине (см. рис. 4, а, 1), заметно меньше.

К этому следует добавить, что на величину параметров  $\Delta H$  и  $4\pi M$  могут оказывать влияние стрикционные поля, связанные с упругими напряжениями в пленке [34]. На рис. 5, г приведены значения постоянной решетки  $a$  для пленок различной толщины, полученные из результатов обработки дифрактограмм. Можно видеть, что отклонение значений постоянных решетки для соответствующих дифракционных максимумов  $a_{(111)}$  и  $a_{(200)}$  относительно эталонных значений, показанных горизонтальными пунктирными линиями, для текстурированных пленок заметно выше, чем для поликристаллических. Для пленок NiFe(200) во всем диапазоне толщин наблюдается сжатие в направлении нормали к поверхности  $\Delta a/a_{(200)} \approx -0.5\%$ . Такое сжатие в нашем случае следует связать с биаксиальным растяжением  $\varepsilon$  пленки из-за разницы температур осаждения  $T_s \approx 570$  К и измерений  $T_0 \approx 300$  К и коэффициентов теплового расширения  $\alpha$  подложки ( $\alpha_{Si} \approx 2.6 \cdot 10^{-6}$  К<sup>-1</sup> [35]) и пленки пермаллоя ( $\alpha_{Py} \approx 12 \cdot 10^{-6}$  К<sup>-1</sup> [35]):

$\varepsilon \approx (\alpha_{Si} - \alpha_{Py})(T_0 - T_s) \approx 2,5 \cdot 10^{-3}$ . Действительно, в приближении постоянства объема элементарной ячейки при растяжении в плоскости  $\varepsilon$  относительное изменение размера по нормали составит  $\Delta a/a_{(200)} \approx -2\varepsilon \approx -0.5\%$ .

Пленки NiFe(111) испытывают растяжение в направлении нормали, что характерно для пленок, полученных при отрицательном потенциале подложки в условиях бомбардировки ионами аргона [36]. Из рис. 5, з видно, что с ростом толщины деформации в пленках NiFe(111) снижаются и постоянная решетки приближается к эталонному значению. Такое поведение можно связать с конкурирующим влиянием нагрева пленки, которое с ростом времени осаждения становится более заметным. Учтем далее, что вызванное магнитострикцией поле пропорционально величине деформации. Тогда в предположении, что вклад со стороны магнитоупругих полей в результат измерений намагниченности насыщения пленок доминирует, зависимости  $4\pi M(d)$  на рис. 2, а для пленок NiFe(200) и NiFe(111) должны были бы располагаться по разные стороны относительно кривой 1, отвечающей поликристаллической пленке. Поскольку этого не наблюдается, то можно утверждать, что характер зависимостей  $4\pi M(d)$ ,  $\Delta H(d)$  и  $H_c(d)$  определяется особенностями микроструктурного строения пленок, на формирование которого, в свою очередь, оказывает влияние текстура.

### Заключение

Таким образом, впервые исследованы зависимости от толщины пленки ( $d \approx 20-370$  нм) намагниченности насыщения  $4\pi M(d)$ , ширины линии ФМР  $\Delta H(d)$ , поля коэрцитивности  $H_c(d)$  и формы петель гистерезиса для пленок NiFe(200), выращенных на подложках SiO<sub>2</sub>/Si методом магнетронного распыления на постоянном токе при  $P \approx 0.2$  Па,  $T_s \approx 570$  К и  $U_b \approx 0$ . Полученные зависимости магнитных параметров сопоставлены с зависимостями  $4\pi M(d)$ ,  $\Delta H(d)$ ,  $H_c(d)$  для пленок NiFe с сильной текстурой (111) ( $P \approx 0.2$  Па,  $T_s \approx 300$  К,  $U_b \approx -100$  В) и поликристаллических пленок NiFe ( $P \approx 0.2$  Па,  $T_s \approx 300$  К,  $U_b \approx 0$ ) соответственно.

Показано, что намагниченность пленок NiFe(200), как правило, на 5–10% выше значений  $4\pi M(d)$  для поликристаллических и текстурированных NiFe(111) пленок. С ростом толщины пленки намагниченность растет в





пределах 4–7%, достигая значений, близких к объемным ( $4\pi M \approx 10.7$  кГс) в пленках NiFe(200) толщиной  $d \approx 370$  нм. Ширина линии ФМР пленок NiFe(200) оказывается наименьшей в области толщин  $d < 150$  нм, тогда как в более толстых ( $d > 150$  нм) пленках, наоборот, значения параметра  $\Delta H$  оказываются на 5–10 Э больше, чем в текстурированных NiFe(111) и поликристаллических пленках.

Установлено, что в отличие от поликристаллических пленок в исследованном диапазоне толщин  $d \approx 20$ –370 нм петли гистерезиса для пленок NiFe(200) и NiFe(111) сохраняют прямоугольную форму, при этом значения поля коэрцитивности для пленок NiFe(200) убывают с ростом толщины от  $H_c \approx 2.5$ –3 Э до  $H_c \approx 1.5$ –2 Э.

Показано, что поведение магнитных параметров изученных пленок объясняется особенностями их микроструктурного строения, которое, в свою очередь, определяется текстурой пленок и размером зерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-37-60052, 14-07-00549).*

#### Список литературы

1. Prinz G. A. Magneto-electronics applications // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1999. Vol. 200. P. 57–68.
2. Neuberger S. D., Grundler D. Magnonics : Spin Waves on the Nanoscale // Advanced Materials. 2009. Vol. 21. P. 2927–2932.
3. Mruczkiewicz M., Krawczyk M., Sakharov V., Khivintsev Y., Filimonov Y., Nikitov S. Standing spin waves in magnonic crystal // J. Appl. Phys. 2013. Vol. 113. 093908.
4. Zong B. Y., Han G. C., Zheng Y. K., Guo Z. B., Li K. B., Wang L., Qiu J. J., Liu Z. Y., An L. H., Luo P., Li H. L., Liu B. Ultrasoft and high magnetic moment NiFe film electrodeposited from a Cu<sup>2+</sup> contained solution // IEEE transactions on Magnetics. 2006. Vol. MAG-42. P. 2775–2777.
5. McGuire T. R., Porter R. I. Anisotropic magnetoresistance in ferromagnetic 3d alloys // IEEE transactions on Magnetics. 1975. Vol. MAG-11. P. 1018–1038.
6. Вонсовский С. В. Магнетизм. М. : Наука, 1971. 1032 с.
7. Uppili H., Daglen B. Bi-Directional Giant Magneto Impedance Sensor // Advances in Materials Physics and Chemistry. 2013. Vol. 3. P. 249–254.
8. He J.-F., Wang S.-Y. Effect of substrate temperature and buffer layer on the anisotropic magnetoresistance of Ni<sub>0.81</sub>Fe<sub>0.19</sub> ultra-thin films // Journal of Optoelectronics and Advanced Materials. 2012. Vol. 6, № 1–2. P. 165–168.
9. Svalov A. V., Gonzalez Asensio B., Chlenova A. A., Savin P. A., Larrañaga A., Gonzalez J. M., Kurlyandskaya G. V. Study of the effect of the deposition rate and seed layers on structure and magnetic properties of magnetron sputtered FeNi films // Vacuum. 2015. Vol. 119. P. 245–249.
10. Gong H., Litvinov D., Klemmer T. J., Lambeth D. N., Howard J. K. Seed layer effects on the magnetoresistive properties of NiFe films // IEEE transactions on Magnetics. 2000. Vol. 36, № 5. P. 2963–2965.
11. Cargill G. S., Herd S. R., Krall W. E., Ahn K. Y. Structure-sensitive magnetic properties of RF sputtered NiFe films // IEEE transactions on Magnetics. 1979. Vol. MAG-15, № 6. P. 1821–1823.
12. Hoshi Y., Kojimi M., Naoe M., Yamanaka S. Preparation of permalloy films Using facing-type targets and a high-rate and low-temperature sputtering method // Electronics and Communication in Japan. 1982. Vol. 65, № 10, P. 91–98.
13. Hoshi Y., Kojimi M., Naoe M., Yamanaka S. High-rate deposition of permalloy films by two facing targets type of sputtering // IEEE transactions on Magnetics. 1982. Vol. MAG-18, № 6. P. 1433–1435.
14. Zhang H.-W., Yang S. Q. Properties of thin magnetic materials produced from DC magnetron sputtering; the effects of substrate bias and the partial pressure of reactive gases // Vacuum. 1985. Vol. 46, № 7. P. 661–666.
15. Gorres J. M., Hanson M. M., Lo D. S. Stress in Co-Ni-Fe and Ni-Fe Films // J. Appl. Phys. 1968. Vol. 39. P. 743–744. DOI: 10.1063/1.2163610.
16. Chapman V. B., Marwaha A. S., Collins A. J. The Effect of Substrate Temperature on the Magnetic and Structural Properties of Ni-Fe Thin Films Deposited in Ultra-high and Ordinary Vacuum // Thin Solid Films. 1981. Vol. 76. P. 77–82.
17. Shimizu H., Hoshi Y. Mechanical Properties of Permalloy Thin Films Deposited by Sputtering. (in Japanese) // IEEE transactions on Magnetics. 2004. Vol. 124, № 3. P. 265–270.
18. Freund L. B., Suresh S. Thin Film materials : Stress, Defect Formation and Surface Evolution. Cambridge : Cambridge University Press, 2003. 751 p.
19. Wang S. G., Tian E. K., Lung C. W. Surface energy of arbitrary crystal plane of bcc and fcc metals // Journal of Physics and Chemistry of Solids. 2000. Vol. 61. P. 1295–1298.
20. Rijks Th. G. S. M., Lenczowski S. K. J., Coehoorn R., de Jonge W. J. M. In-plane and out-of-plane anisotropic magnetoresistance in Ni80Fe20 thin films // Phys. Rev. B. 1997. Vol. 56. P. 362–366.
21. Minakata R. Magnetic properties of Ni-Fe films prepared by a DC triode sputtering method // IEEE transactions on Magnetics. 1988. Vol. 24. P. 2020–2023.
22. Svalov A. V., Kurlyandskaya G. V., González Asensio B., Collantes J. M., Larrañaga A. Tuning the structure and



- magnetic softness of thin permalloy films by variations in the thickness of titanium seed layer // *Materials Letters*. 2015. Vol. 152. P. 159–162.
23. *Jhingan A. K.* Effect of nitrogen on the crystal texture and microstructure of sputtered NiFe films // *J. Appl. Phys.* 1985. Vol. 57. P. 3991–3994.
  24. *Imagawa T., Yamazaki H., Mitsuoka K., Kobayashi T., Narishige S., Sugita Y.* Surface Morphology of the Grain of Permalloy Films // *Transactions on Magnetics in Japan*. 1990. Vol. 5. P. 509–514.
  25. *Prieto P., Camarero J., Marco J. F., Jimenez E., Benayas J. M., Sanz J. M.* Characterization of Nanocrystalline Permalloy Thin Films Obtained by Nitrogen IBAD // *IEEE Transactions on Magnetics*. 2008. Vol. 44. P. 3913–3916.
  26. *Park E., Kim Y.-C., Jang S.-U., Kim J.-H., Han S.-W., Kwon S.-J.* Induced Magnetic Anisotropy in Permalloy Films Annealed with Magnetic Field // *Met. Mater. Int.* 2013. Vol. 19, № 1. P. 129–133.
  27. *Джумалиев А. С., Никулин Ю. В., Филимонов Ю. А.* Осаждение текстурированных пленок NiFe(200) и NiFe(111) на подложки Si/SiO<sub>2</sub> магнетронным распылением на постоянном токе // *Физика твердого тела*. 2016. Т. 58, № 5. С. 1019–1023.
  28. *Somekh R. E.* The thermalization of energetic atoms during the sputtering process // *Journal of Vacuum Science and Technology A*. 1984. Vol. 2. P. 1285–1287.
  29. *Высоцкий С. Л., Джумалиев А. С., Никитов С. А., Филимонов Ю. А., Цыплин А. Ю.* Исследование ультратонких пленок Fe/GaAs (100) методом ФМР // *Радиотехника и электроника*. 2000. Т. 45, № 2. С. 209–213.
  30. *Sugita Y., Fujiwara H., Sato T.* Critical thickness and perpendicular anisotropy of evaporated permalloy films with stripe domains // *Appl. Phys. Lett.* 1967. Vol. 10. P. 229–231.
  31. *Svalov A. V., Aseguinolaza I. R., Garcia-Arribas A., Orue I., Barandiaran J. M., Alonso J., Fernández-Gubieda M. L., Kurlyandskaya G. V.* Structure and magnetic properties of thin permalloy films near the “transcritical” state // *IEEE Trans. Magn.* 2010. Vol. 46, № 2. P. 333–336.
  32. *Langford J. I., Wilson A. J. C.* Scherrer after sixty years : A survey and some new results in the determination of crystallite size // *J. Appl. Cryst.* 1978. Vol. 11. P. 102–113.
  33. *Landeros P., Arias R. E., Mills D. L.* Two magnon scattering in ultrathin ferromagnets : The case where the magnetization is out of plane // *Phys. Rev. B*. 2008. Vol. 77. 214405.
  34. *Bonin R., Schneider M. L., Silva T. J., Nibarger J. P.* Dependence of magnetization dynamics on magnetostriction in NiFe alloys // *J. Appl. Phys.* 2005. Vol. 98. 123904.
  35. *Fackler S. W., Donahue M. J., Gao T., Nero P. N. A.* Local control of magnetic anisotropy in transcritical permalloy films using ferroelectric BaTiO<sub>3</sub> domains // *Appl. Phys. Lett.* 2014. Vol. 105. 212905.
  36. *Windischmann H.* Intrinsic stress in sputter-deposited thin films // *Critical Reviews in Solid State and Material Science*. 1992. Vol. 17. P. 547–596.

#### Образец для цитирования:

Джумалиев А. С., Никулин Ю. В. Магнитные свойства текстурированных пленок NiFe(111) и NiFe(200) // *Изв. Саратов. ун-та. Нов. сер. Сер. Физика*. 2017. Т. 17, вып. 4. С. 242–253. DOI: 10.18500/1817-3020-2017-17-4-242-253.

#### Magnetic Properties of Textured NiFe(111) and NiFe(200) Films

A. S. Dzhumaliev, Yu. V. Nikulin

Alexandr S. Dzhumaliev, ORCID 0000-0002-5242-3369, Saratov branch of the Kotelnikov Institute of Radio Engineering and Electronics of the Russian Academy of Sciences, 38, Zelenaya Str., Saratov, 410019, Russia, dzhas@yandex.ru

Yury V. Nikulin, ORCID 0000-0003-2957-5468, Saratov branch of the Kotelnikov Institute of Radio Engineering and Electronics of the Russian Academy of Sciences, 38, Zelenaya Str., Saratov, 410019, Russia, yvnikulin@gmail.com

Thickness dependencies ( $d \approx 20\text{--}370$  nm) of the saturation magnetization  $4\pi M$ , the ferromagnetic resonance linewidth  $\Delta H$ , the coercivity field  $H_c$  and the shape of hysteresis loops were investigated for Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> (NiFe) films with (200) texture. The thickness dependencies of magnetic parameters for NiFe(200) films were compared with the dependencies  $4\pi M(d)$ ,  $\Delta H(d)$  and  $H_c(d)$  for NiFe(111) films

with strong (111) texture and polycrystalline NiFe films. **Materials and Methods:** NiFe(200) films were dc-sputtered at the substrate temperature  $T_s \approx 570$  K without substrate bias voltage ( $U_b \approx 0$ ). NiFe(111) films were dc-sputtered at the substrate temperature  $T_s \approx 300$  K and two values of the substrate bias voltage:  $U_b \approx -100$  V (strong (111) texture) and  $U_b \approx 0$  (polycrystalline films with weak (111) texture). The microcrystalline structure of the films was studied by X-ray diffraction, scanning electron and probe microscopy. The magnetic parameters  $4\pi M$  and  $\Delta H$  were measured by the FMR technique (9.9 GHz). The hysteresis loops and the coercivity field  $H_c$  were measured using the vibrating sample magnetometer technique. All measurements were carried out at room temperature with the magnetic field applied in the film plane. The magnetic domain structure was investigated using the magnetic force microscopy. **Conclusion:** It is shown that the thickness dependencies of  $4\pi M(d)$  and  $\Delta H(d)$  for Ni(200) films and Ni(111) films with strong and weak (111) texture coincide with the accuracy 10%, while the  $H_c(d)$  dependencies are different. For polycrystalline NiFe films with weak (111) texture ( $U_b \approx 0$ ) at the critical thickness  $d_{cr} \approx 120$  nm the hysteresis loops change from rectangular



to "overcritical" and the  $H_c$  values increase from  $H_c \leq 2$  Oe at  $d < d_{cr}$  to  $H_c > 40$  Oe for the thicknesses  $d > d_{cr}$ . For NiFe(111) films with strong (111) texture ( $U_b \approx -100$  V) and NiFe(200) the hysteresis loops remain rectangular in the thickness range  $d \approx 20-370$  nm,  $H_c$  values coincide with the accuracy 5% and tend to decrease from  $H_c \approx 2.5-3$  Oe to  $H_c \approx 1.5-2$  Oe with increasing thickness. The behavior of the  $4\pi M(d)$ ,  $\Delta H(d)$  and  $H_c(d)$  dependencies is related to the microcrystalline structure (texture, grain size) of the NiFe films.

**Key words:** textured NiFe films, dc-magnetron sputtering, crystalline structure, magnetic properties, microstructure.

**Acknowledgements:** This work was supported by the Russian Foundation for Basic Researches (projects nos. 16-37-60052, 14-07-00549).

## References

1. Prinz G. A. Magnetolectronics applications. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1999, vol. 200, pp. 57–68.
2. NeUbscher S. D., Grundler D. Magnonics: Spin Waves on the Nanoscale. *Advanced Materials*, 2009, vol. 21, pp. 2927–2932.
3. Mruczkiewicz M., Krawczyk M., Sakharov V., Khivintsev Y., Filimonov Y., Nikitov S.. Standing spin waves in magnonic crystal. *J. Appl. Phys.*, 2013, vol. 113, P. 093908.
4. Zong B. Y., Han G. C., Zheng Y. K., Guo Z. B., Li K. B., Wang L., Qiu J. J., Liu Z. Y., An L. H., Luo P., Li H. L., Liu B. Ultrasoft and high magnetic moment NiFe film electrodeposited from a Cu<sup>2+</sup> contained solution. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2006, vol. MAG-42, pp. 2775–2777.
5. McGuire T. R., Porter R. I. Anisotropic magnetoresistance in ferromagnetic 3d alloys. *IEEE Transactions on Magnetics*, 1975, vol. MAG-11, pp. 1018–1038.
6. Vonsovskii S. V. Magnetizm [Magnetics]. Moscow, Nauka, 1971. 1032 p. (in Russian).
7. Uppili H., Daglen B. Bi-Directional Giant Magneto Impedance Sensor. *Advances in Materials Physics and Chemistry*, 2013, vol. 3, pp. 249–254.
8. He J.-F., Wang S.-Y. Effect of substrate temperature and buffer layer on the anisotropic magnetoresistance of Ni<sub>0.81</sub>Fe<sub>0.19</sub> ultra-thin films. *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, 2012, vol. 6, no. 1–2, pp. 165–168.
9. Svalov A. V., Gonzalez Asensio B., Chlenova A. A., Savin P. A., Larrañaga A., Gonzalez J. M., Kurlyandskaya G. V. Study of the effect of the deposition rate and seed layers on structure and magnetic properties of magnetron sputtered FeNi films. *Vacuum*, 2015, vol. 119, pp. 245–249.
10. Gong H., Litvinov D., Klemmer T. J., Lambeth D. N., Howard J. K. Seed layer effects on the magnetoresistive properties of NiFe films. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2000, vol. 36, no. 5, pp. 2963–2965.
11. Cargill G. S., Herd S. R., Krall W. E., Ahn K. Y. Structure-sensitive magnetic properties of RF sputtered NiFe films. *IEEE Transactions on Magnetics*, 1979, vol. MAG-15, no. 6, pp. 1821–1823.
12. Hoshi Y., Kojimi M., Naoe M., Yamanaka S. Preparation of permalloy films using facing-type targets and a high-rate and low-temperature sputtering method. *Electronics and Communication in Japan*, 1982, vol. 65, no. 10, pp. 91–98.
13. Hoshi Y., Kojimi M., Naoe M., Yamanaka S. High-rate deposition of permalloy films by two facing targets type of sputtering. *IEEE Transactions on Magnetics*, 1982, vol. MAG-18, no. 6, pp. 1433–1435.
14. Zhang H.-W., Yang S. Q. Properties of thin magnetic materials produced from DC magnetron sputtering; the effects of substrate bias and the partial pressure of reactive gases. *Vacuum*, 1985, vol. 46, no. 7, pp. 661–666.
15. Gorres J. M., Hanson M. M., Lo D. S. Stress in Co-Ni-Fe and Ni-Fe Films. *J. Appl. Phys.*, 1968, vol. 39, pp. 743–744. DOI: 10.1063/1.2163610.
16. Chapman V. B., Marwaha A. S., Collins A. J. The Effect of Substrate Temperature on the Magnetic and Structural Properties of Ni-Fe Thin Films Deposited in Ultrahigh and Ordinary Vacuum. *Thin Solid Films*, 1981, vol. 76, pp. 77–82.
17. Shimizu H., Hoshi Y. Mechanical Properties of Permalloy Thin Films Deposited by Sputtering (in Japanese). *IEEE Transactions on Magnetics*, 2004, vol. 124, no. 3, pp. 265–270.
18. Freund L. B., Suresh S. Thin Film materials: Stress, Defect Formation and Surface Evolution. Cambridge, Cambridge University Press, 2003. 751 p.
19. Wang S. G., Tian E. K., Lung C. W. Surface energy of arbitrary crystal plane of bcc and fcc metals. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2000, vol. 61, pp. 1295–1298.
20. Rijks Th. G. S. M., Lenczowski S. K. J., Coehoorn R., de Jonge W. J. M. In-plane and out-of-plane anisotropic magnetoresistance in Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> thin films. *Phys. Rev. B.*, 1997, vol. 56, pp. 362–366.
21. Minakata R. Magnetic properties of Ni-Fe films prepared by a DC triode sputtering method. *IEEE Transactions on Magnetics*, 1988, vol. 24, pp. 2020–2023.
22. Svalov A. V., Kurlyandskaya G. V., González Asensio B., Collantes J. M., Larrañaga A. Tuning the structure and magnetic softness of thin permalloy films by variations in the thickness of titanium seed layer. *Materials Letters*, 2015, vol. 152, pp. 159–162.
23. Jhingan A. K. Effect of nitrogen on the crystal texture and microstructure of sputtered NiFe films. *J. Appl. Phys.*, 1985, vol. 57, pp. 3991–3994.
24. Imagawa T., Yamazaki H., Mitsuoka K., Kobayashi T., Narishige S., Sugita Y. Surface Morphology of the Grain of Permalloy Films. *Transactions on Magnetics in Japan*, 1990, vol. 5, pp. 509–514.



25. Prieto P., Camarero J., Marco J. F., Jimenez E., Benayas J. M., Sanz J. M. Characterization of Nanocrystalline Permalloy Thin Films Obtained by Nitrogen IBAD. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2008, vol. 44, pp. 3913–3916.
26. Park E., Kim Y.-C., Jang S.-U., Kim J.-H., Han S.-W., Kwon S.-J. Induced Magnetic Anisotropy in Permalloy Films Annealed with Magnetic Field. *Met. Mater. Int.*, 2013, vol. 19, no. 1, pp. 129–133.
27. Dzhumaliev A. S., Nikulin Yu. V., Filimonov Yu. A. Deposition of NiFe(200) and NiFe(111) Textured Films onto Si/SiO<sub>2</sub> Substrates by DC Magnetron Sputtering. *Physics of the Solid State*, 2016, vol. 58, no. 5, pp. 1053–1057.
28. Somekh R. E. The thermalization of energetic atoms during the sputtering process. *Journal of Vacuum Science and Technology A*, 1984, vol. 2, pp. 1285–1287.
29. Vysotskii S. L., Dzhumaliev A. S., Nikitov S. A., Filimonov Iu. A., Tsyplin A. Iu. Issledovanie ul'tratonkikh plenok Fe/GaAs (100) metodom FMR [Investigation of the ultrathin Fe/GaAs (100) films by FMR method]. *Journal of Communications Technology and Electronics*, 2000, vol. 45, no. 2, pp. 209–213 (in Russian).
30. Sugita Y., Fujiwara H., Sato T. Critical thickness and perpendicular anisotropy of evaporated permalloy films with stripe domains. *Appl. Phys. Lett.*, 1967, vol. 10, pp. 229–231.
31. Svalov A. V., Aseguinolaza I. R., Garcia-Arribas A., Orue I., Barandiaran J. M., Alonso J., Fernández-Gubieda M. L., Kurlyandskaya G. V. Structure and magnetic properties of thin permalloy films near the “transcritical” state. *IEEE Trans. Magn.*, 2010, vol. 46, no. 2, pp. 333–336.
32. Langford J. I., Wilson A. J. C. Scherrer after sixty years: A survey and some new results in the determination of crystallite size. *J. Appl. Cryst.*, 1978, vol. 11, pp. 102–113.
33. Landeros P., Arias R. E., Mills D. L. Two magnon scattering in ultrathin ferromagnets: The case where the magnetization is out of plane. *Phys. Rev. B*, 2008, vol. 77, 214405.
34. Bonin R., Schneider M. L., Silva T. J., Nibarger J. P. Dependence of magnetization dynamics on magnetostriction in NiFe alloys. *J. Appl. Phys.*, 2005, vol. 98, 123904.
35. Fackler S. W., Donahue M. J., Gao T., Nero P. N. A. Local control of magnetic anisotropy in transcritical permalloy films using ferroelectric BaTiO<sub>3</sub> domains. *Appl. Phys. Lett.*, 2014, vol. 105, 212905.
36. Windischmann H. Intrinsic stress in sputter-deposited thin films. *Critical Reviews in Solid State and Material Science*, 1992, vol. 17, pp. 547–596.

**Cite this article as:**

Dzhumaliev A. S., Nikulin Yu. V. Magnetic Properties of Textured NiFe(111) and NiFe(200) Films. *Izv. Saratov Univ. (N.S.), Ser. Physics*, 2017, vol. 17, iss. 4, pp. 242–253 (in Russian). DOI: 10.18500/1817-3020-2017-17-4-242-253.