

УДК 538.955

<https://doi.org/10.21869/2223-1528-2026-16-1-68-85>

Связь морфологии поверхности и магнитной анизотропии магнетронных пленок Ni на подложке GaAs

А. А. Родионова¹, В. В. Филиппов^{2,3✉}, А. П. Кузьменко⁴, А. И. Колпаков⁴,
В. В. Родионов⁴, И. С. Сапрыкин⁴, А. Д. Паньков⁴

¹Елецкий государственный университет имени И. А. Бунина
ул. Коммунаров, д. 28, г. Елец 399770, Российская Федерация

²Липецкий государственный технический университет
ул. Московская, д. 30, г. Липецк 398055, Российская Федерация

³Липецкий государственный педагогический университет имени П. П. Семенова-Тян-Шанского
ул. Ленина, д. 42, г. Липецк 398020, Российская Федерация

⁴Юго-Западный государственный университет
ул. 50 лет Октября, д. 94, г. Курск 305040, Российская Федерация

✉e-mail: wwfilippow@mail.ru

Резюме

Цель. Установить взаимосвязь между морфологическими параметрами никелевых нанопленок на подложках GaAs и их магнитными характеристиками, а также определить влияние механизма нанопленок роста на формирование доменных структур.

Методы. Изучаемые никелевые нанопленки синтезированы методом магнетронного распыления на подложки GaAs в аргоновой среде. Для изучения эволюции свойств нанопленок Ni была создана серия образцов с различными толщинами от 5 нм до 100 нм. Исследование морфологии поверхности проводилось с помощью магнитно-силовой микроскопии в полуконтактном режиме. На основе полученных трехмерных изображений выполнялся количественный анализ, включавший расчет средней арифметической (R_a) и среднеквадратичной (R_q) шероховатости, статистическую обработку распределений размеров структур, определение фрактальной размерности. Кристаллическая структура пленок изучалась методом рентгеновской дифрактометрии в геометрии Брэгга – Брентано. Анализ дифрактограмм для установления фазового состава, определение размера областей когерентности в приближении Шеррера, оценка степени текстурированности материала. Проведены магнитометрические измерения и определены коэрцитивная сила (H_c) и эффективная магнитная анизотропия (K_{eff}).

Результаты. Установлено, что преимущественный рост пленки реализуется по механизму Вольмера – Вебера. При толщинах 40–50 нм поверхность никелевой магнетронной нанопленки сохраняет шероховатость, формируется лабиринтная доменная структура в форме отдельных островков. Для пленки с толщиной 75 нм возрастает однородность структуры и снижается разброс размеров доменов. При толщине 100 нм фиксируется укрупнение доменных областей и уменьшение шероховатости. Расчеты K_{eff} и H_c показали их взаимосвязь и рост магнитной жесткости при увеличении толщины.

Заключение. Размер доменов линейно зависит от толщины нанопленок. С ростом толщины никелевой магнетронной нанопленки повышается магнитная жесткость доменной структуры.

Ключевые слова: никель; магнетронные нанопленки; доменные структуры; магнитная анизотропия.

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ г/з 1.2.25Ф.

Конфликт интересов: Авторы декларируют отсутствие явных и потенциальных конфликтов интересов, связанных с публикацией настоящей статьи.

Для цитирования: Связь морфологии поверхности и магнитной анизотропии магнетронных пленок Ni на подложке GaAs / А. А. Родионова, В. В. Филиппов, А. П. Кузьменко, А. И. Колпаков, В. В. Родионов, И. С. Сапрыкин, А. Д. Паньков // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2026. Т. 16, № 1. С. 68–85. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2026-16-1-68-85>.

Поступила в редакцию 21.01.2026

Подписана в печать 17.02.2026

Опубликована 25.03.2026

Relationship between surface morphology and magnetic anisotropy of Ni magnetron films on GaAs substrate

Anastasiia A. Rodionova¹, Vladimir V. Filippov^{2,3✉}, Aleksander P. Kuzmenko⁴,
Artem I. Kolpakov⁴, Vladimir V. Rodionov⁴, Ivan S. Saprykin⁴,
Aleksander D. Pankov⁴

¹Yelets State University named after I.A. Bunin
28 Kommunarov Str., Yelets 399770, Russian Federation

²Lipetsk State Technical University
30 Moskovskaya Str., Lipetsk 398055, Russian Federation

³Lipetsk State Pedagogical University named after P.P. Semenov-Tyan-Shansky
42 Lenina Str., Lipetsk 398020, Russian Federation

⁴Southwest State University
50 Let Otyabrya Str. 94, Kursk, 305040, Russian Federation

✉e-mail: wwfilippow@mail.ru

Abstract

Purpose. To establish the relationship between the morphological parameters of Nickel nanofilms on GaAs substrates and their magnetic characteristics, and to determine the influence of the nanofilm growth mechanism on the formation of domain structures.

Methods. The Nickel nanofilms under study were synthesized by magnetron sputtering on GaAs substrates in an argon atmosphere. To study the evolution of the Ni nanofilm properties, a series of samples with thicknesses ranging from 5 nm to 100 nm were created. Surface morphology was studied using magnetic force microscopy in tapping mode. Based on the obtained three-dimensional images, a quantitative analysis was performed, including calculation of the arithmetic mean (R_a) and root-mean-square (R_q) roughness, statistical processing of structure size distributions, and determination of fractal dimensions. The crystalline structure of the films was studied using X-ray diffraction in Bragg-Brentano geometry. Analysis of diffraction patterns was used to establish the phase composition, determine the size of coherence regions using the Scherrer approximation, and assess the degree of texture of the material. Magnetometric measurements were performed, and the coercivity (H_c) and effective magnetic anisotropy (K_{eff}) were determined.

Results. It was established that the film grows predominantly via the Volmer-Weber mechanism. At thicknesses of 40–50 nm, the surface of the Nickel magnetron nanofilm retains its roughness, forming a labyrinthine domain structure in the form of individual islands. For a film thickness of 75 nm, the structural homogeneity increases and the spread of domain sizes decreases. At a thickness of 100 nm, an increase in domain size and a decrease in roughness are observed. Calculations of K_{eff} and H_c showed their interrelationship and an increase in magnetic hardness with increasing thickness.

Conclusions. Domain size is linearly dependent on the nanofilm thickness. As the thickness of the Nickel magnetron nanofilm increases, the magnetic hardness of the domain structure increases.

Keywords: nickel; magnetron nanofilms; domain structures; magnetic anisotropy; coercivity.

Funding: This study was supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, project no. 1.2.25F.

Conflict of interest: The Authors declare the absence of obvious and potential conflicts of interest related to the publication of this article.

For citation: Rodionova A.A., Filippov V.V., Kuzmenko A.P., Kolpakov A.I., Rodionov V.V., Saprykin I.S., Pankov A.D. Relationship between surface morphology and magnetic anisotropy of Ni magnetron films on GaAs substrate. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2026;16(1):68-85. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2026-16-1-68-85>.

Введение

Развитие нанотехнологий и физико-химии тонкопленочных материалов открывает новые возможности для создания функциональных покрытий с заданными магнитными и электронными свойствами, в том числе для спинтроники [1]. Особое внимание уделяется гибридным структурам, таким как никелевые пленки, осажденные на подложках из арсенида галлия. Данные системы сочетают перспективные магнитные характеристики ферромагнетика с высокими электронными параметрами полупроводника, что является ключевым для управления спиновыми токами [2]. Направленная настройка магнитных параметров на границе металл-полупроводник выступает важнейшей задачей. Так, для тонких никелевых пленок, полученных методами вакуумного напыления, характерные значения коэрцитивной силы (H_c) варьируются в широком диапазоне – от 10 до 200 Э, что существенно зависит от морфологии и толщины слоя [3]. Величина эффективной магнитной анизотропии (K_{eff}), определяющая магнитную жесткость и стабильность доменной структуры, для подобных систем также демонстрирует значительную зависимость от условий синтеза [4] и может достигать значений порядка 10^5 эрг/см³ [5].

Ключевым фактором, определяющим свойства пленки, является механизм ее роста. Для системы Ni/GaAs, образуемой напылением в вакууме, характерен островковый механизм Вольмера – Вебера, при котором осаждающиеся атомы формируют отдельные кластеры, постепенно укрупняющиеся и объединяющиеся в сплошной слой [4]. Морфология поверхности, шероховатость и гранулометрические параметры напрямую влияют на формирование доменной структуры и ее устойчивость к перемагничиванию. Так,

установлено, что параметры шероховатости (R_a , R_q) напрямую коррелируют с величиной коэрцитивной силы (H_c) в наноструктурированных ферромагнитных пленках. В частности, для островковых пленок никеля рост шероховатости поверхности на порядок (например, с 0,5 нм до 5 нм по параметру R_q) может приводить к увеличению H_c более чем в 2–3 раза, что связывают с усилением вклада магнито-статической анизотропии формы и рассеянием на границах зерен [3]. При этом, как показывает изучение различных пленочных систем, метод синтеза может целенаправленно менять кристаллическую текстуру [5] и, как следствие, магнитную анизотропию материала [6].

Комплексный анализ, включающий определение фрактальной размерности и текстурных характеристик, а также расчеты эффективной магнитной анизотропии (K_{eff}), позволяет количественно описать связь между структурой [3] и магнитными свойствами [4]. Например, для никелевых пленок толщиной ~100 нм, сформированных сплошной слой, вклад магнитоупругих напряжений на границе с подложкой GaAs может формировать величину K_{eff} на уровне $(2-4) \cdot 10^4$ эрг/см³, определяя преимущественную ориентацию намагниченности [5]. Для глубокой характеристики магнитного состояния и динамики намагниченности в подобных тонкопленочных системах успешно применяются методы резонансной спектроскопии, в частности ферромагнитный резонанс, что было подробно исследовано на других типах гибридных пленок [7].

В настоящей работе комплексно исследованы морфология и магнитные характеристики магнетронных никелевых нанопленок на полупроводниковой подложке из арсенида галлия. На основе анализа кинетики роста в рамках модели

Вольмера – Вебера и современных методов характеристики планируется установить количественные связи между структурными параметрами (шероховатость, фрактальная размерность) и доменной организацией с ее ключевыми характеристиками (H_c , K_{eff}). Такой подход направлен на создание научной основы для целенаправленного синтеза пленок с заданными свойствами, в частности с контролируруемыми значениями коэрцитивной силы и магнитной анизотропии, для спинтронных применений.

Материалы и методы

Перед осаждением никелевых покрытий методом магнетронного распыления поверхность GaAs подвергалась комплексной подготовке. Исходные подложки имели значительное количество рисок и сколов, способных исказить морфологию формируемой пленки [8]. Для

устранения подобных дефектов образцы предварительно фиксировались в эпоксидной смоле, которая обеспечивала стабильные условия последующей механической обработки. После полной полимеризации цилиндрические заготовки прошли многоступенчатую шлифовку и полировку на установке Buehler Vector LC. Данный станок позволяет равномерно распределять давление и регулировать скорость вращения диска в диапазоне от 10 до 500 об/мин, что обеспечивает получение гладкой поверхности без артефактов. Для каждого этапа подбиралась скорость вращения столика, сила прижатия и время согласно твердости материала. Шлифовка производилась на абразиве с размером зерна 320, 600 и 2500 мкм в течение 3 мин на каждом этапе со скоростью 30 об/мин при силе прижатия 10 Н. Созданная гладкая поверхность образцов полировалась поэтапно на режимах, представленных в таблице 1.

Таблица 1. Режимы и условия полировки поверхности образцов GaAs (Buehler Vector LC)

Table 1. Processes and conditions for polishing the surface of GaAs samples (Buehler Vector LC)

Шаг	Расходные материалы		Настройки	
	размер абразива, мкм	смазка	скорость вращения опорной плиты, об/мин	время, с
1	3	Суспензия на водной основе с алмазными частицами	100	60
2	1	Суспензия на водной основе с алмазными частицами	40	60
3	0,5	Суспензия с частицами алюминия	80	30

Оптическая поверхность с минимизированными поверхностными дефектами создавалась химико-механической полировкой (ХМП) [9]. При ХМП использовалась коллоидная суспензия диоксида кремния на войлоке (скорость вращения столика 30 об/мин), без нажима в течение 2,5 минут. На каждой стадии ХМП образцы промывались дистиллированной

водой, что прекращало поверхностные химические реакции, а остаточные частицы суспензии удалялись колонковой кисточкой [10].

Отполированные образцы извлекались из эпоксидной смолы путем проволоочной резки на прецизионной установке с ЧПУ (STX–202A) STX–202A [11]. Высо-

коточные линейные направляющие и шарико-винтовые передачи обеспечивали позиционирование с точностью до одного микрометра [12] с применением электропроводящей проволоки, что позволяло разделять неметаллические материалы различной твердости и хрупкости. Такой подход минимизировал механические повреждения на поверхности GaAs, что критически важно для формирования магнитных нанопленок в процессе магнетронного распыления (МР).

Метод магнетронного распыления в Региональном центре нанотехнологий (ЮЗГУ) реализован на малогабаритной вакуумной установке МВУ ТМ-МагнаТ (НИИТМ, г. Зеленоград) [13]. Магнетронные нанопленки (МНП) из ферромагнетика никеля создавались из мишени, изготовленной в ООО «ГИРМЕНТ» г. Москва (Ni 99,99%). Мишень имела форму диска диаметром 100 мм и толщиной 6 мм. Диаметр мишени многократно превышал площадь поверхности подложки из арсенида галлия, что обеспечивало высокий уровень сплошности наносимой МНП. Перед началом МР подложки из GaAs подвергались очистке от органических и неорганических загрязнений плазмой в плазменной установке Diener NANO в течение 30 минут. В рабочей камере МВУ ТМ-Магна Т создавалось давление $5 \cdot 10^{-4}$ Па и осуществлялся ИК-нагрев подложки в течение 60 с. На следующем шаге технологического цикла осуществлялась чистка их поверхности ионным током 70 мА продолжительностью 60 с. Магнетронное распыление мишени выполнялось в магнитном поле магнетрона с индукцией 0,03–0,1 Тл в аргоновой атмосфере при давлении на уровне 0,5 Па [14]. В процессе МР равномерность формирования МНП достигалась вращением подложки вокруг вертикальной центральной оси камеры. Напы-

ление пленок производилось в режиме постоянного тока с мощностью $P = 300$ Вт. Время распыления t варьировалось от 7 до 125 с в целях формирования МНП заданной толщины [15], которые частично представлены в таблице 2.

Характеризация образцов выполнялась на установке (AistNT SmartSPM) методами атомно-силовой (пространственное разрешение по Z-координате 30 нм) и магнитно-силовой микроскопии (латеральное разрешение порядка 50 нм, кантилевер со слоем кобальта), рентгенофазового анализа (GBC ЕММА, 60 кВ, 80 мА, Cu K α , диапазон $2\theta = 20$ – 60°), голографической микроскопии (Lyncee Tec R2203, пространственное разрешение 30 нм). Применение комплекса указанных методик позволило детально охарактеризовать морфологию поверхности, фазовый состав никелевых нанопленок, а также выявить особенности их наноструктурирования в зависимости от условий осаждения, по аналогии с [16].

Результаты и их обсуждение

Ключевым параметром, определяющим качество формируемых никелевых нанопленок, являлось минимальное значение средней арифметической (R_a) и среднеквадратичной (R_q) шероховатостей поверхности подложки до и после процесса магнетронного распыления [17]. Для корректного анализа требовалось прецизионное определение толщины пленок (h) [18]. Измерения проводились методом «ступеньки» по специальным образом создаваемым перепадам высот. Измерения производились на голографическом микроскопе, методика которого описана в [19]. Получена характерная для МР [20] линейная зависимость толщины от времени t , $h = Vt$, где V – скорость роста МНП из Ni, согласующаяся с результатами [13].

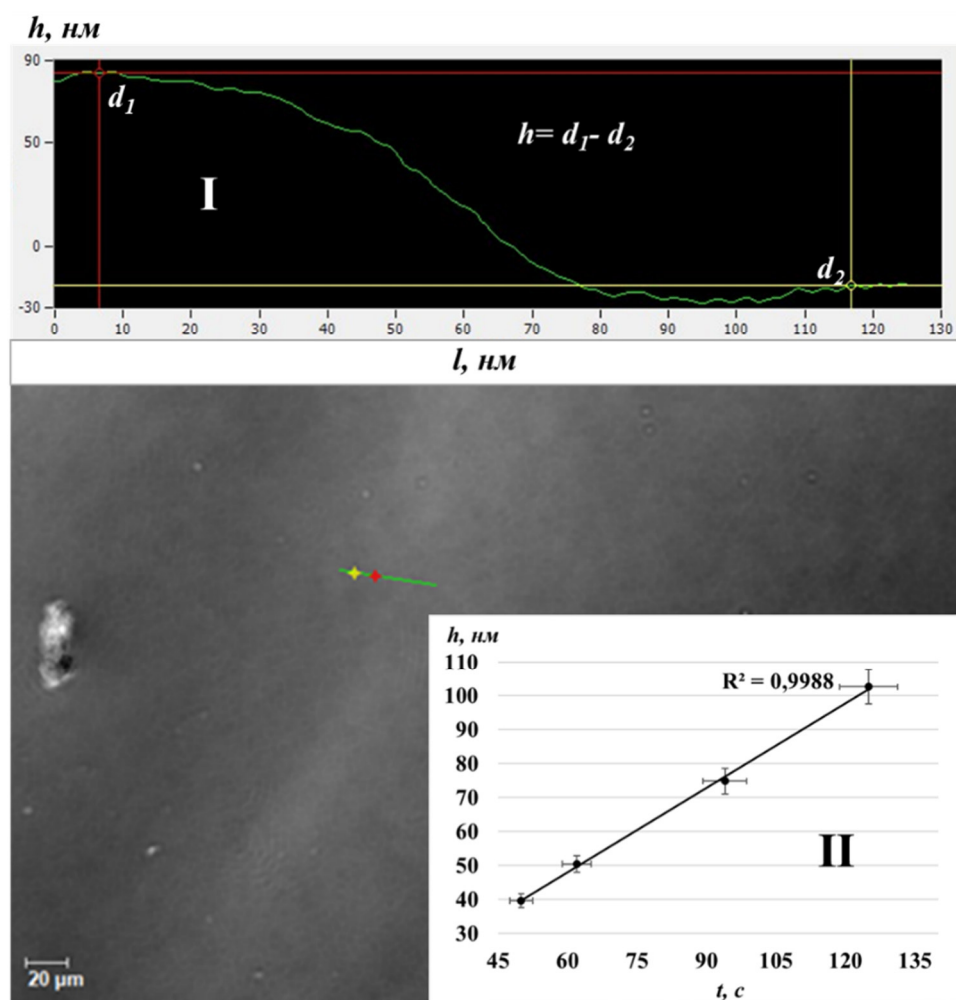


Рис. 1. Изображение «ступеньки» МНП Ni толщиной 102 нм и ее профиль (вставка I), полученные на голографическом микроскопе. Здесь же (вставка II) показана зависимость роста пенки от времени напыления

Fig. 1. An image of a 102 nm thick Ni МНП "step" and its profile (Insert I) obtained using a holographic microscope. Also shown here (Insert II) is the dependence of foam growth on deposition time

На вставке II рисунка 1 представлена линейная зависимость толщины пленки от времени распыления. Она типична для МР. Достоверность линейной корреляции $R^2 \approx 1$. Расчетная скорость роста никеля составила $(0,8 \pm 0,2)$ нм/мин, что соответствовало данным [13] и отвечало стабильному технологическому режиму осаждения МНП с высоким уровнем воспроизводимости толщины в серии образцов.

Морфология поверхности подложек до и после нанесения пленок исследованы методом атомно-силовой микроскопии.

На рисунке 2 представлены типичные изображения поверхности МНП для области 5×5 мкм² с профилями шероховатости на отмеченных участках, построенные с использованием программного пакета Gwyddion [17]. Здесь же приведено картированное изображение галлия и мышьяка на поверхности подложки, свидетельствующее о высоком уровне ее однородности и качестве полировки.

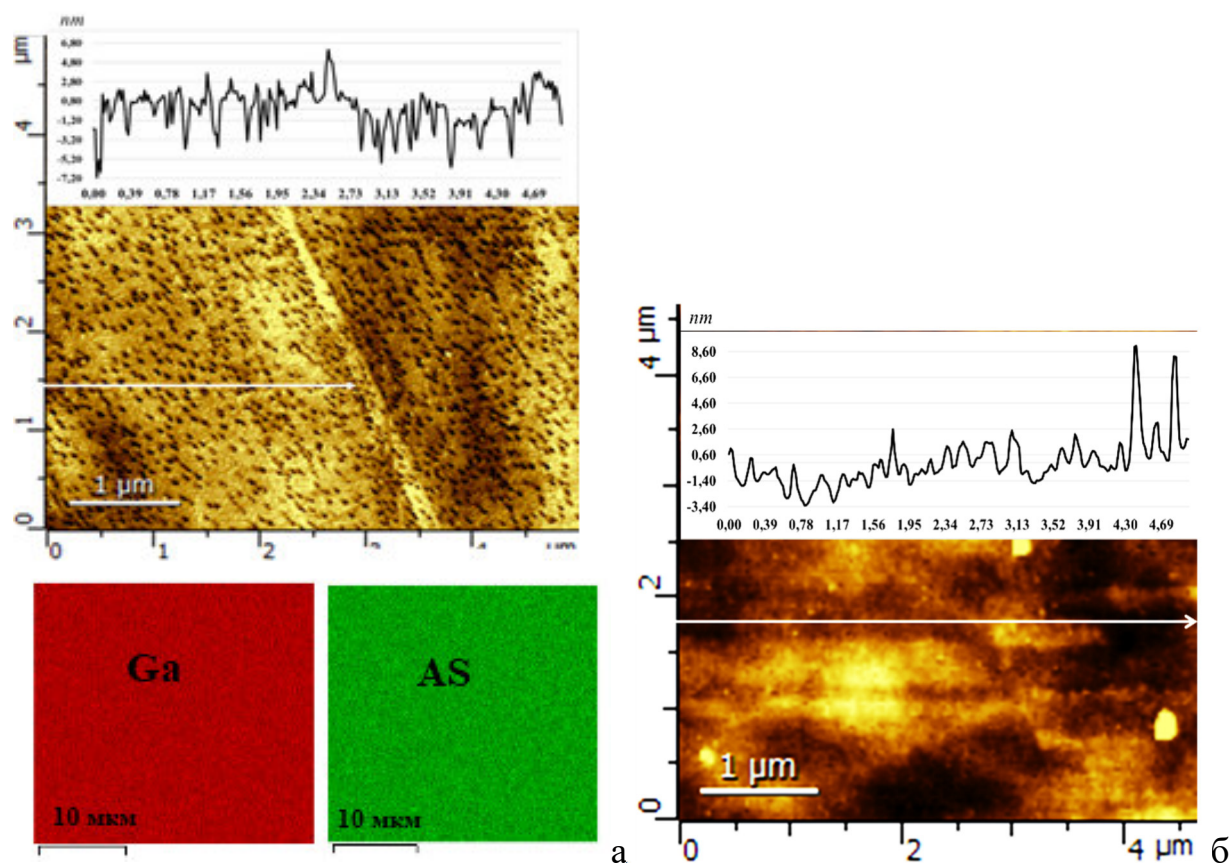


Рис. 2. Атомно-силовые микроскопические изображения поверхности GaAs до напыления (а) и с нанопленкой Ni толщиной 100 нм (б) (на вставке показан профиль шероховатости)

Fig. 2. Atomic force microscopy images of the GaAs surface before deposition (a) and with a 100 nm thick Ni nanofilm (b) (the inset shows the roughness profile)

Полученные значения R_a и R_q сведены в таблицу 2. Во всех случаях отмечалось их снижение с уменьшением толщины МНП. Это означало, что пленки с малой толщиной характеризовались более однородной структурой и имели меньшую дефектность. В этих условиях упорядочение доменных структур и их форма приближалась к форме отдельных островков и границ между ними, т. е. повышалась бы стабильность их магнитных свойств в соответствии с выводами [18].

Линейность зависимости толщины получаемых МНП от времени магнетронного распыления отвечала требованиям по

воспроизводимости технологического процесса и подтверждала эффективность выбранных режимов МР, как это ранее продемонстрировано на примере перспективного термоэлектрического материала в виде магнетронных нанопленочных структур из полупроводникового теллурида висмута с электронной проводимостью [19].

Для систематического исследования влияния геометрии на магнитные свойства методом МР была синтезирована серия никелевых пленок с толщиной от 5 до 100 нм, частично представленные в таблице 2.

Таблица 2. Морфологические и структурные характеристики магнетронных никелевых пленок на GaAs**Table 2.** Morphological and structural characteristics of magnetron nickel films on GaAs

Толщина пленки Ni	R_a , нм	R_q , нм	$d_{aver\pm\Delta d}$, нм	D
До напыления	1,787611	2,330944	-	-
100 нм	1,279794	1,952749	596±300	2,597
75 нм	1,426045	1,995911	257±24	2,627
50 нм	0,908728	1,182933	186±24	2,556
40 нм	0,814308	1,06171	200±20	2,516

Методом магнитно-силовой микроскопии были изучены особенности их магнитной структуры в виде доменов. По аналогии с [21] регистрировался градиент магнитного поля, создаваемого МНП. Измерения выполнены на специализированных кантилеверах TipsNano с длиной балки 125 мкм. Показано, что устойчивые магнитные домены наиболее четко начинали формироваться лишь при толщинах нанопленок, превышающих 40 нм. На более тонких образцах (5–30 нм) регистрируемый фазовый контраст-сигнал не был нестабильным, что, возможно, было обусловлено недостаточным уровнем разрешения, характерным для данного типа кантилеверов. По этой причине в таблице 2 представлены результаты только для МНП с толщинами 40, 50, 75 и 100 нм. В этих нанопленках удалось зарегистрировать отчетливые доменные структуры и изучить их эволюционные изменения с ростом толщины.

Согласно рисунку 2, б доминирующим механизмом роста магнетронных нанопленок из Ni на GaAs отвечала островковая модель Вольмера – Вебера [20]. Из адатомов и нанокластеров из Ni не образовывались сплошные слои. Наблюдалась только их коалесценция с образованием отдельных островков. С ростом толщины МНП эти островки коагулировали,

укрупняясь и частично разрушаясь, отвечая условиям минимизации поверхностной энергии системы. Такой сценарий формирования МНП реализовывался при толщине покрытия 40–50 нм, когда на стадии начального объединения островков из осажденных адатомов и нанокластеров поверхность имела наиболее низкий уровень шероховатостей, что подтверждено величинами R_a и R_q (см. табл. 2).

Для измерений методом МСМ перед переходом в режим двухпроходного сканирования проводилось полуконтактное исследование поверхности, устанавливающее гладкость исследуемой области по ее топологии. Второй проход осуществлялся на высоте 60–100 нм, когда короткодействующие ван-дер-ваальсовские силы практически уже не влияли на зонд, а дальнедействующие магнитные взаимодействия становились определяющими при измерении фазового контраста, согласно [21]. Таким образом, в пленках с толщинами выше 40 нм наблюдалось доменообразование с формированием лабиринтной структуры из полосовых доменов, отвечающее минимуму характерных для этой МНП из Ni энергий.

Иллюстрация изменений в доменном структурировании, наблюдаемом методом МСМ в МНП из Ni с разными толщинами в области 5×5 мкм, приведена на рисун-

ке 3: показана серия изображений лабиринтной доменной структуры в образцах с толщинами 100, 75, 50 и 40 нм. По этим МСМ-изображениям был проведен анализ распределения латеральных размеров доменов d в лабиринтной структуре $N(d)$, показанное на вставках к рисунку 3. Анализ $N(d)$ по среднему размеру и его разбросу на уровне 0,5 (FWHM) $d_{aver} \pm \Delta d$ представлен в таблице 2. Для пленок с толщинами

100 и 57 нм форма $N(d)$ отвечала логнормальному распределению. Форма $N(d)$ для пленок с толщинами 50 нм существенно усложнилась и описывалась многочленной полиномиальной зависимостью, тогда как для пленки 40 нм отмечался переход к нормальному гауссовому распределению $N(d)$.

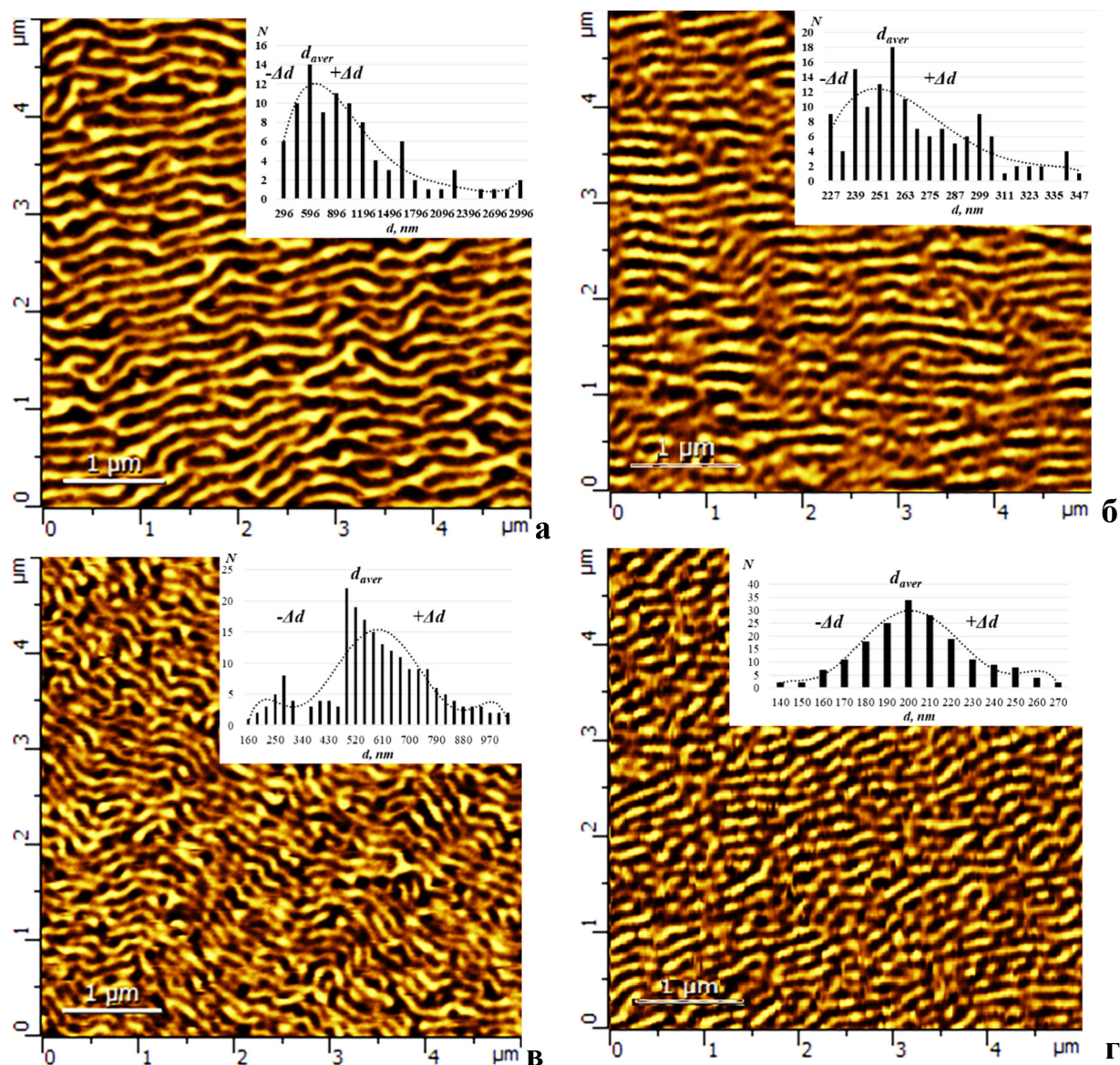


Рис. 3. МСМ-изображения лабиринтных доменных структур в МНП из никеля толщиной: а – 100 нм; б – 75 нм; в – 50 нм; г – 40 нм (на вставках приведены их профили)

Fig. 3. MFM images of labyrinthine domain structures in nickel MNPs with thickness: а – 100 nm; б – 75 nm; в – 50 nm; г – 40 nm (their profiles are shown in the insets)

Начиная с толщины 30 нм и вплоть до 5 нм лабиринтное магнитное упорядочение не наблюдалось (рис. 4, а – е). Судя по этим МСМ-изображениям, вместо лабиринтного доменообразования происходило микроструктурирование магнитных фаз, сопровождающееся формированием цилиндрических магнитных доменов без

внешнего магнитного поля (рис. 4, б и д). Под воздействием внешнего магнитного поля (в 0,1 Тл) в образце с толщиной 30 нм эти структуры приобретали более четкие очертания. В этих же условиях в образце с толщиной 5 нм отмечалось формирование полосовой доменной структуры.

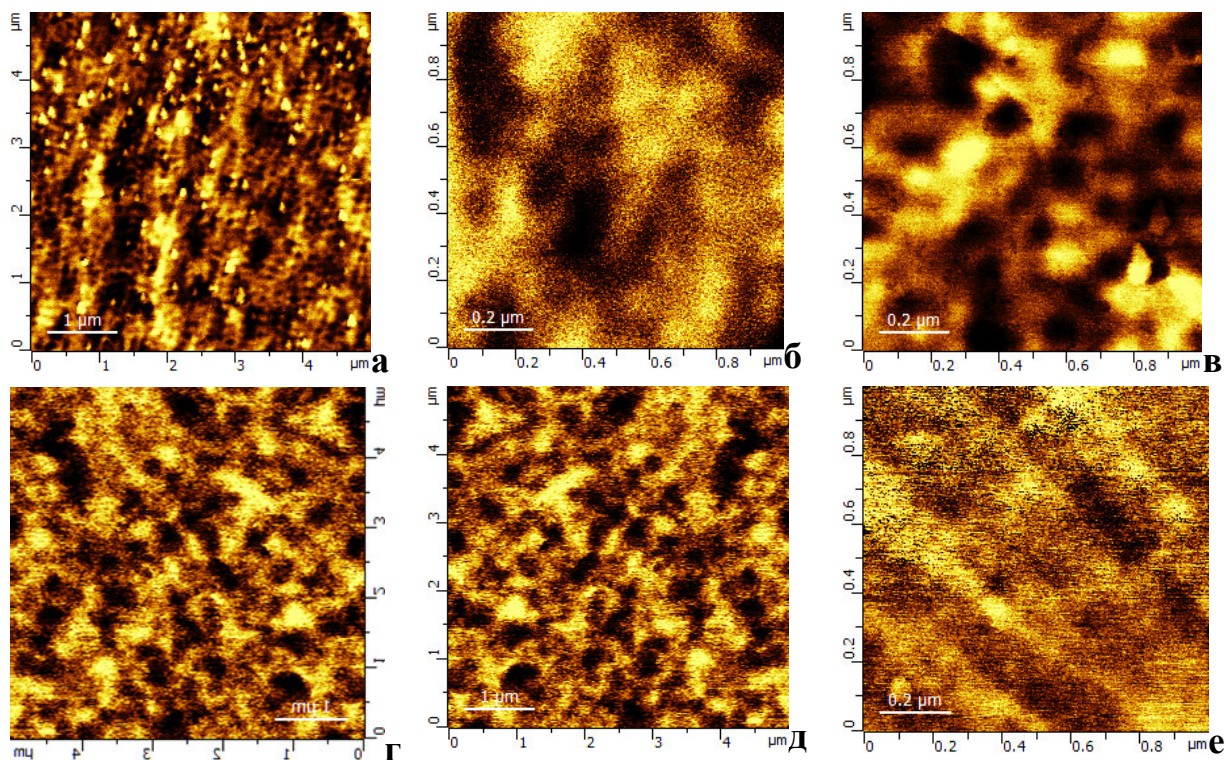


Рис. 4. МСМ-изображения микроразмерного магнитного упорядочения в МНП из Ni толщиной 30 (а–в) и 5 нм (г–е): без магнитного поля (б, д) и с полем (в, е). Видны цилиндрические магнитные домены (б–д) и заметно формирование полосовой доменной структуры

Fig. 4. MFM images of microscale magnetic ordering in Ni MNFs with a thickness of 30 (a–c) and 5 nm (d–e): without a magnetic field (b, d) and with a field (c, f). Cylindrical magnetic domains are visible (b–d) and the formation of a stripe domain structure is noticeable

По характерным МСМ-изображениям поверхностей МНП (см. рис. 4) методом подсчета кубов [19] были рассчитаны (в программе Gwyddion) фрактальные размерности (D) – $D = \lim(\ln N(\delta)/\ln N(1/\delta))$ при $\delta \rightarrow 0$,

где N – количество кубов размером δ , покрывающих поверхность МНП, показанные на рисунке 5.

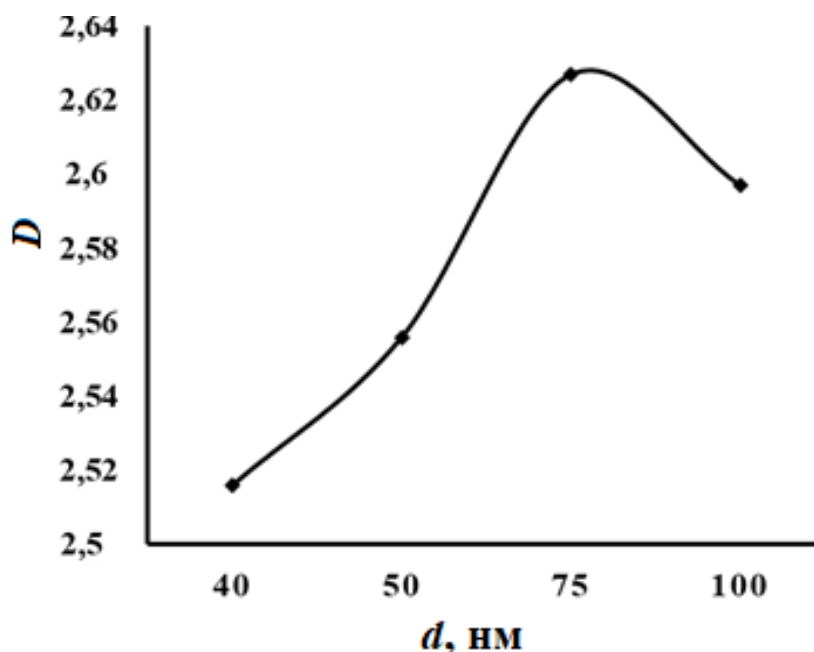


Рис. 5. Фрактальная размерность поверхности никелевых пленок в зависимости от их толщины

Fig. 5. Fractal dimension of the surface of nickel films, depending on their thickness

Рассчитанные величины D для АСМ-изображений МНП, сформированных при всех t , удовлетворяли условию $D > 2$, что свидетельствовало об их трехмерности, и являлись характерным признаком островкового механизма роста [20]. Стоит отметить, что в аналогичных системах, исследованных в работе [22], фиксировался смешанный тип роста. В нашем случае полученные значения фрактальной размерности и ее монотонное изменение с толщиной указывало на преобладание механизма Вольмера – Вебера на всех стадиях осаждения. Это различие может быть обусловлено особенностями подготовки поверхности подложки GaAs и выбранным режимом магнетронного распыления. Таким образом, анализ характера изменений фрактальной размерности подтверждал островковый механизм формирования никелевых нанопленок.

На рисунке 6 на выноске показана дифрактограмма МНП, осажденной в течение 125 с. Из малой толщины исследуемой

магнетронной пленки доминировал, естественно, рефлекс, характерный подложке из GaAs согласно базе ICDD (карта № 96-900-8846), по которой была определена плоскость (040). В этой же базе данных ICDD (карта Ni № 96-901-1604) были идентифицированы рефлексы от плоскостей (111) и (200), характерные для кристаллической структуры никеля в МНП. Наблюдаемое заметное уширение линий свидетельствовало о низком уровне кристалличности этих структур. По формуле Дебая – Шеррера для данной пленки были рассчитаны области когерентности L_{hkl} [7], представленные в таблице 3:

$$L_{hkl} = 0,9\lambda/\beta_{1/2}\cos\theta, \quad (1)$$

где hkl – индексы Миллера; величина $\beta = 0,74$ для ориентации (111) и $\beta = 2,02$ для ориентации (200), которая определена по уровню 0,5 (FWHM), характерная для $\text{Cu } K_\alpha$ с длиной волны рентгеновского излучения $\lambda = 0,1541$ нм.

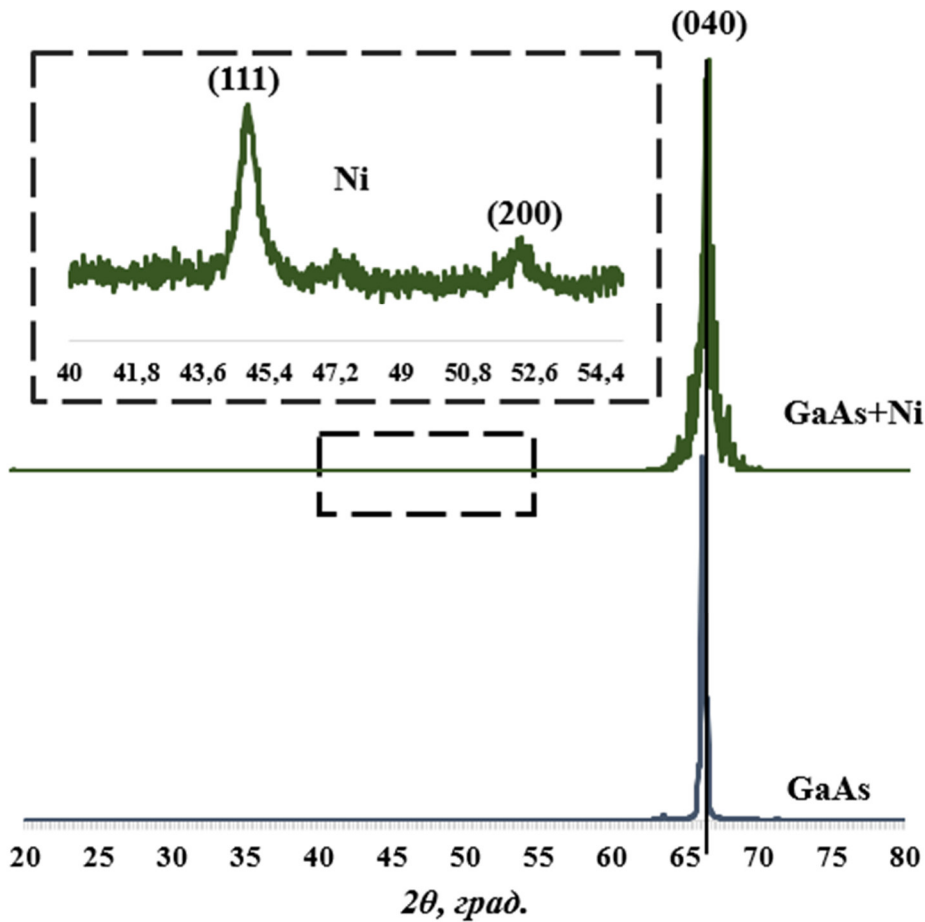


Рис. 6. Дифрактограмма МНП из Ni при осаждении в течение 125 с

Fig. 6. Diffraction patterns of Ni MNPs deposited for 125 s

Таблица 3. Результаты анализа дифрактограммы МНП из Ni: параметры текстуры, межплоскостные расстояния и деформации

Table 3. Results of the diffraction pattern analysis of Ni-based MNPs: texture parameters, interplanar distances and deformations

Плоскость	L_{hkl} , нм	T , %	$a(hkl)$, нм	$a_0(hkl)$, нм	Δa , %	ϵ , о.е.
(111)	0,20	69,623	0,1091	0,1092	-0,0175	0,186
(200)	0,08		0,0974	0,0973	0,0812	

Дополнительно определялись коэффициенты текстуры МНП, учитывающие интенсивности всех рефлексов:

$$T = I_{hkl} / \sum I_i (hkl). \quad (2)$$

Сравнение межплоскостных расстояний $a(hkl)$, вычисленных по формуле Вульфа – Брегга, с эталонными значениями $a_0(hkl)$ позволило оценить относительные деформации в МНП:

$$\Delta a = [(a_{hkl} - a_{0hkl}) / a_{0hkl}] \cdot 100\%. \quad (3)$$

В случаях, когда Δa принимала отрицательные значения, фиксировались сжимающие напряжения. По данным РФА рассчитаны микродеформации по выражению

$$\epsilon = \beta_{hkl} / (4 \tan \theta_{hkl}). \quad (4)$$

Проведенный анализ показал, что с увеличением времени МР уменьшалась

текстурированность и формировались наноструктурированные области, что объясняло аморфизацию дифракционных пиков.

Низкие значения областей когерентности подтверждали предположение о слабой кристалличности пленок. Изменение знака Δa указывало на возникновение сжимающих деформаций. Очевидно, что для исключения термоупругих напряжений при магнетронном распылении необходим либо отжиг, либо поддержание оптимальной температуры подложки в процессе осаждения [13].

Эффективная магнитная анизотропия (K_{eff}) и коэрцитивная сила (H_c) выступали в качестве ключевых параметров, определяющих стабильность и размеры доменных структур [23] в ферромагнитных МНП. В рамках проведенного исследования ввиду отсутствия прямых магнитометрических измерений значения K_{eff} определялись по морфологическим параметрам поверхности с доменной структурой

$$K_{eff} = (\pi^2 A) / \Lambda^2, \quad (5)$$

где Λ – период доменов; A – обменная константа, для никеля $A = 10^{-11}$ Дж/м.

Коэрцитивная сила, в свою очередь, могла аппроксимироваться через аналогичные характеристики, включая среднеквадратичную шероховатость R_q , по выражению

$$H_c = (2K_{eff}) / (\mu_0 M_S), \quad (6)$$

где μ_0 – магнитная постоянная, $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$; M_S – намагниченность насыщения; для никеля, напыленного магнетронным распылением, $M_S = 470 \cdot 10^3$ А/м.

Взаимосвязь между K_{eff} и H_c позволила количественно описать магнитную жесткость нанопленки и прогнозировать характер доменного упорядочения. Увеличение этих параметров подтверждено формированием крупных, стабильных доменов в виде лабиринтной структуры, тогда как их снижение сопровождалось образованием цилиндрических и полосовых доменов с повышенной подвижностью.

Таблица 4. Расчетные значения K_{eff} и H_c для пленок различной толщины структуры Ni/GaAs

Table 4. Calculated values of K_{eff} and H_c for films of different thickness of the Ni/GaAs structure

Толщина пленки, нм	H_c , Ое	Λ , нм	K_{eff} , Дж/м ³
100	83,3	200	2,46
75	185	180	5,48
50	239	140	7,04
40	272	123	8,02

Полученные значения, представленные в таблице 4, показали, что рост H_c сопровождался увеличением K_{eff} и магнитной жесткости пленки. В тонких пленках (менее 40 нм) значения K_{eff} ниже, что соответствует более подвижным доменным структурам. При увеличении толщины до 100 нм наблюдается рост обоих параметров, что связано с укрупнением доменов и усилением пиннинга [18].

Анализ полученных данных показал, что увеличение R_q приводило к росту H_c ,

что связано с усилением локальной анизотропии и приводило к снижению подвижности доменных границ [18]. При этом значения K_{eff} демонстрировали прямую зависимость от толщины пленки и степени ее текстурированности, что подтверждено рентгенофазовым анализом.

Выводы

Проведенный комплексный анализ морфологических и магнитных характеристик никелевых нанопленок на GaAs

позволил выявить ключевые закономерности их роста и эволюции доменной структуры. Основные результаты исследования можно сформулировать в следующих выводах:

1. Магнетронные никелевые пленки на GaAs толщиной от 40 до 50 нм формировались по островковому механизму Вольмера – Вебера, однако с ростом толщины (начиная с толщины 75 нм), наблюдалось формирование более однородного слоя.

2. Установлено, что шероховатости (R_a , R_q) снижались по мере утолщения МНП с уменьшением ее дефектности.

3. В диапазоне исследуемых толщин (40–100 нм) размер магнитных доменов линейно зависит от характерного размера формирующихся островков и степени их слияния.

4. Фрактальный анализ показал, что для всех исследованных образцов МНП

фрактальная размерность $D > 2$, что соответствовало трехмерному характеру нанопленок.

5. Выявлена взаимосвязь расчетной эффективной магнитной анизотропии (K_{eff}) с коэрцитивной силой (H_c) и рост магнитной жесткости при увеличении толщины пленки в диапазоне от 40 до 100 нм.

6. Наблюдался размерный эффект магнитного упорядочения в зависимости от толщины МНП, сопровождаемый последовательными переходами в структуре доменов: «лабиринтные – цилиндрические – полосовые».

Полученные результаты подтверждают, что комплексный анализ морфологии и доменообразования позволяет прогнозировать эволюцию доменной структуры и контролируемое управление режимами МР.

Список литературы

1. Emerging spintronic materials and functionalities / L. Guo, S. Hu, X. Gu, R. Zhang, K. Wang, W. Yan [et al.] // *Advanced Materials*. 2024. Vol. 36, 22. P. 2301854. <https://doi.org/10.1002/adma.202301854>.
2. Azovtsev A. A., Pertsev N. A. Acoustically excited magnetic dynamics and spin flow in spin-valve structures // *Physical Review Applied*. 2022. Vol. 17, is. 3. P. 034070. <https://doi.org/10.1103/PhysRevApplied.17.034070>.
3. Magnetic properties and I-V characteristics of DC magnetron sputtered [Co (0.2 nm)/Ni (0.4 nm)]₁₀ thin films / S. Sarkar, R. Hussain, D. Rajbanshi, S. K. Srivastava // *MetalMat*. 2024. Vol. 1, is. 2. P. e29. <https://doi.org/10.1002/metm.29>.
4. Structural and magnetic properties of micropolycrystalline Cobalt thin films fabricated by direct current magnetron sputtering / K. Song, Z. Li, M. Fang, Z. Xiao, Q. Lei // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2024. Vol. 31. P. 384–394. <https://doi.org/10.1007/s12613-023-2715-5>.
5. Abdollahi M., Shams M.H., Hosseini M.H. Enhanced magnetic properties of Ni–Zn ferrite thin films grown on Si using magnetron sputtering // *Indian Journal of Physics*. 2025. Vol. 100. P. 247–256. <https://doi.org/10.1007/s12648-025-03774-y>.
6. Zighem F., Faurie D. A review on nanostructured thin films on flexible substrates: links between strains and magnetic properties // *Journal of physics: Condensed Matter*. 2021. Vol. 33, is. 23. P. 233002. <https://doi.org/10.1088/1361-648X/abe96c>.
7. Яриков С.А. Взаимодействие между магнитными слоями через полуметаллическую прослойку в системе FeNi/Bi/FeNi // Девятнадцатая Всероссийская научная конференция студентов-физиков и молодых ученых (ВНКСФ-19): материалы конференции. Архангельск: Изд-во АСТ Россия, 2013. С. 153–154.

8. Effect of substrate roughness and film thickness on the magnetic properties of CoFeB films on polymer substrate / Y. Ha, J.H. Baeg, S. Park, Y.R. Cho // *Vacuum*. 2021. Vol. 191. P. 110399. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110399>.
9. Химическое травление GaAs, GaSb, InAs И InSb водными растворами системы H₂O₂ – HBr – этиленгликоль / З. Ф. Томашик, И. А. Шелюк, В. Н. Томашик, Г. М. Окрепка, П. Моравец, И. Б. Стратийчук // *Неорганические материалы*. 2012. Т. 48, № 9. С. 985.
10. Wu Y. H., Chang L. Chemical polishing method of GaAs specimens for transmission electron microscopy // *Micron*. 2010. Vol. 41, 1. P. 20–24. <https://doi.org/10.1016/j.micron.2009.07.011>.
11. Самаркин А. И., Козырев В. А. Технология электроэрозионной проволочной резки. Псков: Изд-во ППИ, 2007. 30 с.
12. Micro/nano-particle decorated metal wire for cutting soft matter / W. Zhang, L. Feng, F. Wu, R. Zhang, C. Wu // *Nanotechnology*. 2016. Vol. 27. P. 355708. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/27/35/355708>.
13. Процессы деградации при нагревании на воздухе в магнетронных нанопленках Ni и Cr / А. П. Кузьменко, А. Е. Кузько, Нау Динт, Мью Мин Тан, Р. Т. Кануков // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2016. Т. 19, № 2. С. 153-165.
14. Alfonso J. E., Gamez-Lopez M. E., Montero O. A. A. The thermal, electrical, and magnetic characterization of Nickel thin films deposited via dc sputtering // *Results in surfaces and interfaces*. 2025. Vol. 21. P. 100643. <https://doi.org/10.1016/j.rsurfi.2025.100643>.
15. The high-power impulse magnetron sputtering discharge / J. T. Gudmundsson, N. Brenning, D. Lundin, U. Helmersson // *Journal of Vacuum Science & Technology A*. 2012. Vol. 30, is. 3. P. 030801. <https://doi.org/10.1116/1.3691832>.
16. Aich P., Meneghini C., Tortora L. Advances in structural and morphological characterization of thin magnetic films: a review // *Materials*. 2023. Vol. 16, 23. P. 7331. <https://doi.org/10.3390/ma16237331>.
17. Effect of defects, magnitocrystalline anisotropy, and shape anisotropy on magnetic structure of iron thin films by magnetic force microscopy / K. Xu, D.K. Schreiber, Y. Li, B.R. Johnson, J. McCloy // *AIP Advances*. 2017. Vol. 7, is. 5. P. 056806. <https://doi.org/10.1063/1.4976580>.
18. Magnetic properties affected by structural properties of sputtered Ni/Cu multilayer films with different thicknesses of Ni layers / S. Çölmekçi, A. Karpuz, H. Köçkar // *Korean journal of chemical engineering*. 2022. Vol. 39. P. 1946–1951. <https://doi.org/10.1007/s11814-021-0998-7>.
19. Структурные и морфологические особенности магнетронных пленок теллурида висмута n-типа проводимости ВЧ МР / А. П. Кузьменко, А. И. Колпаков, К. А. Матарыкин, В. В. Родионов, О. Н. Иванов, М. Н. Япрыцев // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2025. Т. 15, № 2. С. 113-131. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2025-15-2-113-131>.
20. Структурные и морфологические особенности магнетронных нанопленок TaN с разной толщиной / А. П. Кузьменко, И. С. Кашкин, А. И. Колпаков, А. И. Жакин, В. М. Емельянов // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2024. Т. 14, № 3. С. 147-164. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-147-164>.
21. Frontiers of magnetic force microscopy / O. Kazakova, R. Puttock, C. Barton, H. Corte-Leon, M. Jaafar, V. Neu [et al.] // *Journal of applied physics*. 2019. Vol. 125, is. 6. P. 060901. <https://doi.org/10.1063/1.5050712>.
22. Структурные и морфологические особенности магнетронных наноплёнок HfN с разной толщиной / А. П. Кузьменко, Е. О. Гусев, В. В. Родионов, А. С. Сизов, Ю. А. Миргород, Мью Мин Тан // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2022. Т. 12, № 4. С. 110-123. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-4-110-123>.
23. Dho J., Kim J. Magnetic domain structure of the ferromagnetic (001) NiCo₂O₄ film with perpendicular magnetic anisotropy // *Thin solid films*. 2022. Vol. 756. P. 139361. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2022.139361>.

References

1. Guo L., Hu S., Gu X., Zhang R., Wang K., Yan W., et al. Emerging spintronic materials and functionalities. *Advanced Materials*. 2023;36(22):2301854. <https://doi.org/10.1002/adma.202301854>.
2. Azovtsev A.A., Pertsev N.A. Acoustically excited magnetic dynamics and spin flow in spin-valve structures. *Physical Review Applied*. 2022;17(3):034070. <https://doi.org/10.1103/PhysRevApplied.17.034070>.
3. Sarkar S., Hussain R., Rajbanshi D., Srivastava S.K. Magnetic properties and I-V characteristics of DC magnetron sputtered [Co(0.2 nm)/Ni(0.4 nm)]₁₀ thin films. *MetalMat*. 2024;1(2):e29. <https://doi.org/10.1002/metm.29>.
4. Song K., Li Z., Fang M., Xiao Z., Lei Q. Structural and magnetic properties of micropolycrystalline Cobalt thin films fabricated by direct current magnetron sputtering. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2024;31:384-394. <https://doi.org/10.1007/s12613-023-2715-5>.
5. Abdollahi M., Shams M.H., Hosseini M.H. Enhanced magnetic properties of Ni-Zn ferrite thin films grown on Si using magnetron sputtering. *Indian Journal of Physics*. 2025;100:247-256. <https://doi.org/10.1007/s12648-025-03774-y>.
6. Zighem F., Faurie D. A review on nanostructured thin films on flexible substrates: links between strains and magnetic properties. *Journal of physics: condensed matter*. 2021;33(23):233002. <https://doi.org/10.1088/1361-648X/abe96c>.
7. Yarikov S.A. Interaction between magnetic layers through a semi-metallic interlayer in the FeNi/Bi/FeNi system. In: *Devyatnadsataya Vserossiiskaya nauchnaya konferentsiya studentov-fizikov i molodykh uchenykh (VNKSF-19): materialy konferentsii = Nineteenth All-Russian scientific conference of physics students and young scientists (VNKSF-19): conference proceedings*. Arkhangelsk: Izd-vo AST Rossiya; 2013. P. 153-154. (In Russ.)
8. Ha Y., Baeg J.H., Park S., Cho Y.R. Effect of substrate roughness and film thickness on the magnetic properties of CoFeB films on polymer substrate. *Vacuum*. 2021;191:110399. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110399>.
9. Tomashik Z.F., Shelyuk I.A., Tomashik V.N., et al. Chemical etching of GaAs, GaSb, InAs and InSb with aqueous solutions of the H₂O₂-HBr-ethylene glycol system. *Inorganic materials*. 2012;48(9):985. (In Russ.)
10. Wu Y.H., Chang L. Chemical polishing method of GaAs specimens for transmission electron microscopy. *Micron*. 2010;41(1):20-24. <https://doi.org/10.1016/j.micron.2009.07.011>.
11. Samarkin A.I., Kozyrev V.A. Technology of electrical discharge wire cutting. Pskov: PPI; 2007. 30 p. (In Russ.)
12. Zhang W., Feng L., Wu F., Zhang R., Wu C. Micro/nano-particle decorated metal wire for cutting soft matter. *Nanotechnology*. 2016;27:355708. <https://doi.org/10.1088/0957-4484/27/35/355708>.
13. Kuz'menko A.P., Kuz'ko A.E., Nau Dint, M'o Min Tan, Kanukov R. T. Degradation processes during heating in air in magnetron nanofilms of Ni and Cr. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2016;19(2):153-165. (In Russ.)
14. Alfonso J.E., Gamez-Lopez M.E., Montero O.A.A. The thermal, electrical, and magnetic characterization of Nickel thin films deposited via dc sputtering. *Results in surfaces and interfaces*. 2025;2:100643. <https://doi.org/10.1016/j.rsurfi.2025.100643>.
15. Gudmundsson J.T., Brenning N., Lundin D., Helmersson U. The high-power impulse magnetron sputtering discharge. *Journal of Vacuum Science & Technology A*. 2012;30(3):030801. <https://doi.org/10.1116/1.3691832>.
16. Aich P., Meneghini C., Tortora L. Advances in structural and morphological characterization of thin magnetic films: a review. *Materials*. 2023;16(23):7331. <https://doi.org/10.3390/ma16237331>.

17. Xu K., Schreiber D.K., Li Y., Johnson B.R., McCloy J. Effect of defects, magnitocrystalline anisotropy, and shape anisotropy on magnetic structure of iron thin films by magnetic force microscopy. *AIP Advances*. 2017;7(5):056806. <https://doi.org/10.1063/1.4976580>.
18. Çölmekçi S., Karpuz A., Köçkar H. Magnetic properties affected by structural properties of sputtered Ni/Cu multilayer films with different thicknesses of Ni layers. *Korean journal of chemical engineering*. 2022;39:1946-1951. <https://doi.org/10.1007/s11814-021-0998-7>.
19. Kuzmenko A.P., Kolpakov A.I., Matarykin K.A., Rodionov V.V., Ivanov O.N., Yaprlyntsev M.N. Structural and morphological features of magnetron films of bismuth telluride of n-type conductivity RF MR. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2025;15(2):113-131. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2025-15-2-113-131>.
20. Kuzmenko A.P., Kashkin I.S., Kolpakov A.I., Zhakin A.I., Yemelyanov V.M. Structural and morphological features of magnetron nanofilms of TaN with different thicknesses. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2024;14(3):147-164. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-147-164>.
21. Kazakova O., Puttock R., Barton C., Corte-Leon H., Jaafar M., Neu V., et al. Frontiers of magnetic force microscopy. *Journal of Applied Physics*. 2019;125(6):060901. <https://doi.org/10.1063/1.5050712>.
22. Kuzmenko A.P., Gusev E.O., Rodionov V.V., Sizov A.S., Mirgorod Yu.A., Than M. Structural and morphological features of HfN magnetron nanofilms with varying thickness. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technology*. 2022;12(4):110-123. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-4-110-123>.
23. Dho J., Kim J. Magnetic domain structure of the ferromagnetic (001) NiCo₂O₄ film with perpendicular magnetic anisotropy. *Thin solid films*. 2022;756:139361. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2022.139361>.

Информация об авторах / Information about the Authors

Родионова Анастасия Алексеевна, аспирант, Елецкий государственный университет имени И. А. Бунина, г. Елец, Российская Федерация, e-mail: nastya97zhidkova@yandex.ru, ORCID: 0009-0000-4051-811X

Anastasiia A. Rodionova, Postgraduate Student, Yelets State University named after I.A. Bunin, Yelets, Russian Federation, e-mail: nastya97zhidkova@yandex.ru, ORCID: 0009-0000-4051-811X

Филиппов Владимир Владимирович, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой физики и биомедицинской техники, Липецкий государственный технический университет; профессор кафедры математики и физики, Липецкий государственный педагогический университет имени П. П. Семенова-Тян-Шанского, г. Липецк, Российская Федерация, e-mail: wwfilippow@mail.ru, ORCID: 0000-0003-4323-351X

Vladimir V. Filippov, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Department of Physics and Biomedical Engineering, Lipetsk State Technical University; Professor of the Department of Mathematics and Physics, Lipetsk State Pedagogical University, named after P.P. Semenov-Tyan-Shansky, Lipetsk, Russian Federation, e-mail: wwfilippow@mail.ru, ORCID: 0000-0003-4323-351X

Кузьменко Александр Павлович, доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник Регионального центра нанотехнологий, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: apk3527@mail.ru, ORCID: 0000-0001-7089-0692

Колпаков Артем Игоревич, аспирант, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: artem.kolpakov.96@mail.ru, ORCID: 0009-0004-8571-8544

Родионов Владимир Викторович, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Регионального центра нанотехнологий, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: vovarodionov2009@yandex.ru, ORCID: 0000-0002-1893-1941

Сапрыкин Иван Сергеевич, студент кафедры нанотехнологий, микроэлектроники, общей и прикладной физики, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: ivan.saprykin.04@mail.ru

Паньков Александр Дмитриевич, студент кафедры нанотехнологий, микроэлектроники, общей и прикладной физики, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: alekxpank26041986@gmail.com

Aleksander P. Kuzmenko, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Chief Researcher of the Regional Center for Nanotechnology, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: apk3527@mail.ru, ORCID: 0000-0001-7089-0692

Artem Ig. Kolpakov, Postgraduate Student, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: artem.kolpakov.96@mail.ru, ORCID: 0009-0004-8571-8544

Vladimir V. Rodionov, Candidate of Science (Physics and Mathematics), Senior Researcher of the Regional Center of Nanotechnology, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: vovarodionov2009@yandex.ru, ORCID: 0000-0002-1893-1941

Ivan S. Saprykin, Student of the Department of Nanotechnology, Microelectronics, General and Applied Physics, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: ivan.saprykin.04@mail.ru

Aleksandr D. Pankov, Student of the Department of Nanotechnology, Microelectronics, General and Applied Physics, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: alekxpank26041986@gmail.com