

УДК 537.623

СИНТЕЗ, МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЕРЕМАГНИЧИВАНИЯ ИСКУССТВЕННОГО АНТИФЕРРОМАГНЕТИКА НА БАЗЕ $L1_0$ -PdFe

© 2024 г. М. В. Пасынков^{1,*}, И. В. Янилкин¹, А. И. Гумаров¹, А. В. Петров¹, Л. Р. Тагиров^{1,2}, Р. В. Юсупов¹

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования “Казанский (Приволжский) федеральный университет”, Институт физики, Казань, Россия

²Казанский физико-технический институт имени Е.К. Завойского – обособленное структурное подразделение Федерального государственного бюджетного учреждения науки «Федеральный исследовательский центр «Казанский научный центр Российской академии наук», Казань, Россия

* E-mail: mike_p95@mail.ru

Поступила в редакцию 19.02.2024

После доработки 18.03.2024

Принята к публикации 29.03.2024

Представлены результаты экспериментальных исследований статических магнитных свойств и моделирование процессов перемагничивания эпитаксиальной тонкой пленки фазы $L1_0$ соединения PdFe и гетероструктуры PdFe/W/PdFe на подложках MgO (001). Показано, что гетероэпитаксиальная структура PdFe/W/PdFe при толщине слоя α -W ~ 0.7 нм является искусственным антиферромагнетиком с перпендикулярной магнитной анизотропией и величиной обменного интеграла $J \simeq 1.7 \cdot 10^{-3}$ Дж/м². Микромагнитное моделирование равновесной доменной структуры и ее эволюции во внешнем магнитном поле позволили удовлетворительно описать кривые перемагничивания исследованной тонкопленочной гетероструктуры.

Ключевые слова: искусственный антиферромагнетик, $L1_0$ фаза, перпендикулярная анизотропия, микромагнитное моделирование

DOI: 10.31857/S0367676524070112, EDN: PBDUNP

ВВЕДЕНИЕ

Благодаря развитию технологий, начиная с конца 1980-х годов, появилась возможность создания многослойных структур, состоящих из магнитных материалов толщиной всего в несколько нанометров. Комбинации магнитных и немагнитных слоев такой толщины привели к получению качественно новых синтетических материалов и открыли множество потенциальных областей применения тонкопленочных гетероструктур. Первые эксперименты проводились с такими металлами, как Fe, Ni, Co, Cr, и сплавами на их основе. Исследования выявили ключевую особенность таких гетероструктур — возникновение связи между двумя магнитными слоями, разделенными немагнитной прокладкой [1–4].

Реализация гетероструктур с различными взаимными ориентациями намагниченностей слоев и возможности контроля их магнитных конфигураций позволяют рассматривать синтетические ферро-, ферри- и антиферромагнетики с различными толщинами и количеством слоев в качестве перспективных материалов для элементов магниторезистивной

памяти (MRAM), микроэлектромеханических систем (MEMS), спиновых клапанов, датчиков магнитного поля, магниторезистивных головок записи/чтения современных жестких дисков и др. [5–9]. Примерами таких материалов являются интерметаллические соединения на основе платины и палладия со структурой тетрагональной $L1_0$ -фазы. Это ферромагнетики, перспективные для использования в магнитных носителях с высокой плотностью записи и в устройствах памяти с произвольным доступом на основе магниторезистивного эффекта. Синтетические антиферромагнетики, полученные на их основе, могут иметь направление оси легкого намагничивания, перпендикулярное плоскости пленки, при соблюдении ряда условий в процессе синтеза [7,10].

СИНТЕЗ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Тонкая пленка $L1_0$ -FePd и трехслойная гетероструктура $L1_0$ -FePd/W/FePd синтезированы методом молекулярно-лучевой эпитаксии в сверхвысоковакуумной камере путем соиспарения металлических Pd

и Fe с заданными скоростями. Промежуточный слой вольфрама (W) наносился методом испарения материала электронным пучком. Сразу после осаждения, слой PdFe отжигались в высоковакуумной камере при 650 °C в течение одного часа [11]. На каждом этапе синтеза производился контроль кристаллической структуры напыляемых слоев методом дифракции низкоэнергетических электронов (ДНЭ). По данным ДНЭ и рентгеноструктурного анализа (здесь не приводятся), все три слоя несут эпитаксиальный характер. При этом наблюдение дифракционного максимума (001) для слоев PdFe свидетельствует об успешном формировании фазы $L1_0$, имеющей тетрагональную симметрию и направление оси c вдоль нормали к плоскости слоя. Слой вольфрама имеет структуру кубической фазы α -W, при этом кристаллографическое направление [110] направлено также вдоль нормали, а слой представлен двумя типами структурных доменов с ориентациями направлений $\langle 011 \rangle$ в плоскости пленки, различающимися на 90 градусов. Таким образом, была получена гетероэпитаксиальная структура с двумя слоями PdFe в тетрагональной $L1_0$ -фазе с осью c , сонаправленной с нормалью к плоскости структуры. Такая кристаллическая структура создает предпосылку к образованию искусственного антиферромагнетика с перпендикулярной анизотропией при условии должного знака и достаточной силы межслоевого обменного RKKY-взаимодействия.

Каждый из слоев PdFe в синтезированной гетероструктуре имел заданную при осаждении толщину в 7 нм, обеспечивающую, согласно нашему опыту, сплошное конформное покрытие соединением PdFe с монокристаллической структурой [11–13]. Толщина слоя вольфрама составила 0.7 нм, что соответствует ожидаемому экстремуму осциллирующей зависимости величины и знака обменной RKKY-связи от толщины немагнитного слоя, отвечающему максимальному антиферромагнитному взаимодействию между слоями PdFe [14].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Петли магнитного гистерезиса были зарегистрированы методом вибрационной магнитометрии на установке PPMS-9 (Quantum Design, США) в магнитных полях, приложенных перпендикулярно к плоскости образцов и в их плоскости. Квазистатическая кривая перемагничивания однослойной пленки $L1_0$ -PdFe имеет форму близкую к прямоугольной (рисунок 1) с величиной коэрцитивного поля ~ 0.025 Тл и полями насыщения ~ 0.07 Тл. Кривая перемагничивания трехслойной гетероструктуры FePd/W/FePd кардинально отличается как в качественном, так и количественном плане (рисунок 2). Она имеет двухпетлевую бабочко-подобную форму с квазиобратимым ходом вблизи нулевого значения магнитного поля. Кривая намагничивания выходит на насыщение в поле ~ 0.5 Тл. Кривые перемагничивания как для пленки, так и для гетероструктуры при направлении магнитного поля в плоскости пленки

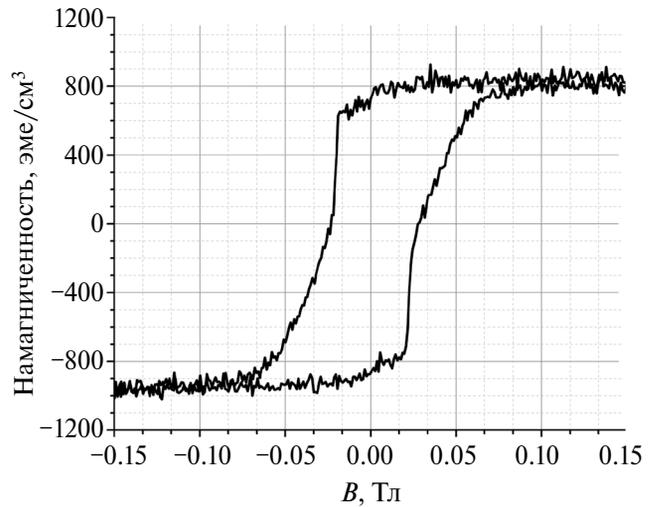


Рис. 1. Кривая перемагничивания одиночной тонкой эпитаксиальной пленки $L1_0$ -фазы соединения PdFe в поле, приложенном по нормали к плоскости образца.

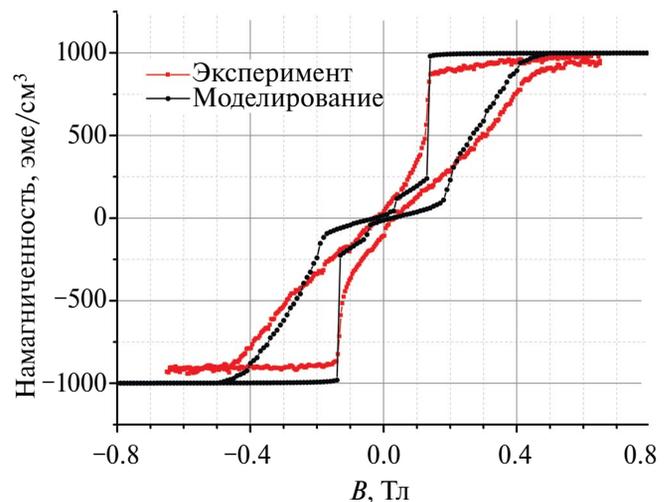


Рис. 2. Кривая перемагничивания тонкопленочной эпитаксиальной гетероструктуры PdFe/W/PdFe в поле, приложенном по нормали (красные символы) и результат ее микромагнитного моделирования (черная кривая).

имеют обратимый характер и испытывают насыщение в полях, заметно превышающих поле насыщения вдоль нормали (~ 0.7 Тл и ~ 1.3 Тл, соответственно). Эти результаты однозначно свидетельствуют в пользу перпендикулярной магнитной анизотропии обоих образцов и антиферромагнитной связи в гетероструктуре. Последнее основано на наблюдении, что для достижения насыщения в трехслойном образце требуется гораздо большее магнитное поле из-за препятствования обменным взаимодействием установлению параллельной магнитной конфигурации $\vec{M}_1 \uparrow \uparrow \vec{M}_2$.

Объемная плотность энергии E_V для пленки PdFe описывается выражением

$$E_V = E_Z + E_{A1} + E_{A2}, \quad (1)$$

которое включает в себя энергию Зеемана E_Z и энергию магнитокристаллической анизотропии первого E_{A1} и второго E_{A2} порядка:

$$E_Z = -\bar{B}_{ext} \cdot \bar{M}, \quad (2)$$

$$E_{A1} = (K_{u1} - 2\pi M_s^2) \sin^2 \theta, \quad (3)$$

$$E_{A2} = K_{u2} \sin^4 \theta. \quad (4)$$

Здесь \bar{B}_{ext} — индукция внешнего магнитного поля, \bar{M} — намагниченность, K_{u1} и K_{u2} — константы магнитокристаллической анизотропии первого и второго порядка, соответственно, M_s — намагниченность насыщения, θ — угол между вектором намагниченности и осью c материала пленки (в нашем случае — с нормалью к пленке). Учет слагаемого (4) потребовался ввиду нелинейного характера кривой перемагничивания пленки PdFe в магнитном поле, лежащем в плоскости пленки (рисунок 3). Для трехслойной структуры типа F/N/F учитывалась также плотность поверхностной энергии E_S , которая складывается из энергий двух магнитных слоев по отдельности $t_i E_{Vi}$ и энергии обменного взаимодействия:

$$E_S = t_1 E_{V1} + t_2 E_{V2} + J \frac{\bar{M}_1 \cdot \bar{M}_2}{M_1 M_2}. \quad (5)$$

Выражение для вычисления величины интеграла обменного взаимодействия J можно получить из условия достижения насыщения намагниченности для трехслойной структуры:

$$\left(\frac{\partial E_S}{\partial \theta} \right)_{\theta=\pi/2} = 0. \quad (6)$$

Условие (6) записано с учетом симметричной структуры нашего трехслойного образца, $t_1 = t_2 = t$, что ведет к равенству углов $\theta_1 = \theta_2 = \theta$. Используя выражение (5) для энергии E_S , получим:

$$J = \frac{t M_s (B_{sJ} - B_{s1})}{2}, \quad (7)$$

где B_{sJ} и B_{s1} — величины полей, при которых кривая перемагничивания для поля, лежащего в плоскости образца, достигает насыщения в одиночной пленке PdFe и трехслойном образце PdFe/W/PdFe, соответственно (рисунок 3). Используя значения $B_{sJ} = 1.3$ Тл, $B_{s1} = 0.7$ Тл и $M_s = 8 \cdot 10^5$ А/м, получаем оценку величины обменного интеграла $J \simeq 1.7 \cdot 10^{-3}$ Дж/м².

Для тонких пленок миллиметровых латеральных размеров, обладающих сильной перпендикулярной магнитной анизотропией, характерно формирование весьма мелкомасштабной доменной структуры, а процессы перемагничивания существенно определяются динамикой магнитных доменов. Задачи численного моделирования такого рода процессов эффективно решаются в рамках

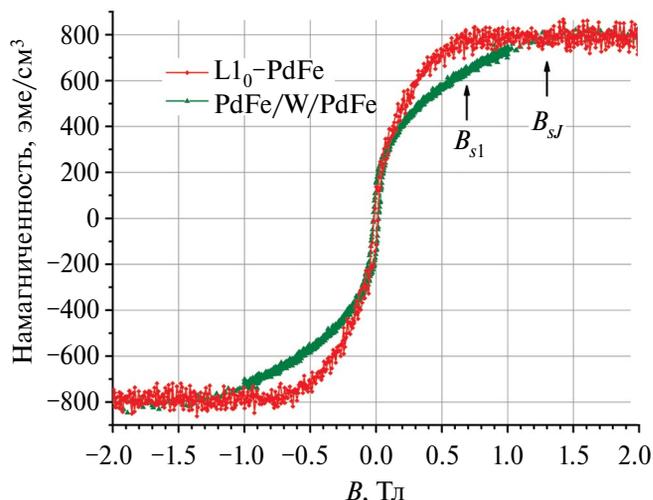


Рис. 3. Кривые намагничивания одиночной тонкой пленки PdFe (показана красным цветом) и гетероэпитаксиальной структуры PdFe/W/PdFe (зеленая кривая), измеренные в поле, лежащем в плоскости образцов.

микромагнитно-макроскопического подхода. В нашем случае для расчетов использовался программный продукт Mumax3 [15]. Для моделирования как равновесной доменной структуры, так и процесса перемагничивания тонкопленочной гетероэпитаксиальной структуры PdFe/W/PdFe расчет велся для области с латеральными размерами 256×256 нм² с суммарной толщиной 15 нм. Толщина каждого из ферромагнитных слоев выбиралась равной 7 нм соответственно объекту исследования, шаг сетки разбиения в каждом из трех направлений составлял 0.5 нм. При моделировании использовались следующие величины параметров: обменная жесткость $A = 5 \cdot 10^{-13}$ Дж/м, константа одноосной анизотропии $K_u = 8 \cdot 10^5$ Дж/м³, намагниченность насыщения $M_s = 8 \cdot 10^5$ А/м, начальная величина обменного интеграла выбиралась равной $J \simeq 1.7 \cdot 10^{-3}$ Дж/м² согласно приведенной выше оценке из экспериментальных данных. Далее величины параметров варьировались в небольших (не более 20%) пределах для достижения наилучшего количественного согласия с экспериментом.

Рассчитанная кривая перемагничивания гетероэпитаксиальной структуры как на качественном, так и количественном уровнях неплохо воспроизводит форму измеренной петли гистерезиса при комнатной температуре (рисунок 2). Проявляющиеся различия, вероятно, связаны с модельным приближением $T = 0$ К.

На рисунке 4а показана рассчитанная равновесная доменная структура двух антиферромагнитно-связанных слоев PdFe, обладающих перпендикулярной магнитной анизотропией, в нулевом магнитном поле. Темные и светлые области соответствуют намагниченному вверх и вниз (вдоль нормали к плоскости гетероэпитаксиальной структуры) доменам. Области градиентной

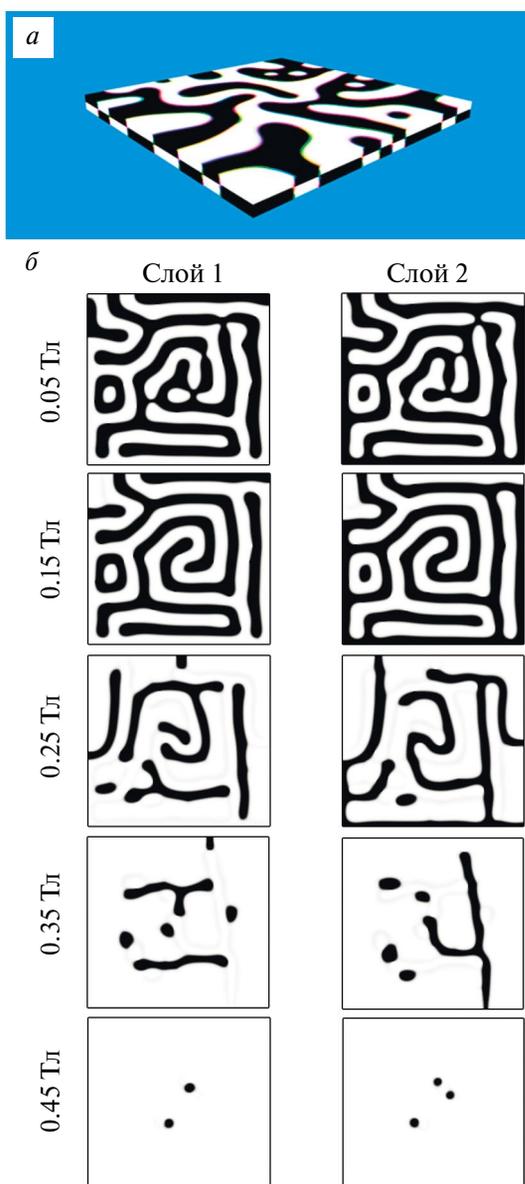


Рис. 4. Равновесная доменная структура тонкопленочной гетероэпитаксиальной структуры FePd/W/FePd в нулевом магнитном поле (а) и ее эволюция в приложенном магнитном поле (б). Два столбца панели (б) иллюстрируют распределение нормальной компоненты намагниченности в середине (по толщине) каждого из двух магнитных слоев; черный и белый цвета соответствуют направлениям намагниченности вниз и вверх вдоль нормали к плоскости образца, соответственно.

окраски на границах доменов визуализируют доменные стенки. Масштаб и характер моделируемой доменной структуры хорошо согласуются с опубликованными результатами магнитно-силовой микроскопии тонких пленок $L1_0$ -фазы соединения PdFe [10]. В частности, характерная ширина доменов составляет 50–70 нм.

Микромагнитное моделирование позволило также отследить процессы формирования доменов и их

эволюции при варьировании магнитного поля, приложенного к образцу. Изменяя его значение от 0 Тл до насыщения в положительную сторону, а затем в обратном направлении, были изучены форма и структура магнитных доменов трехслойной гетероструктуры. Так, на рисунке 4б показано изменение доменной структуры в каждом из ферромагнитных слоев в меняющемся магнитном поле. В частности, видно, как идеально-зеркальная относительно немагнитного слоя-прокладки доменная структура системы испытывает постепенный отход от баланса нормальной компоненты намагниченности к заметному нарушению в пользу и, далее, доминированию площади светлых доменов. Более подробный анализ и обсуждение процессов, происходящих при перемагничивании синтезированного нами искусственного антиферромагнетика с перпендикулярной магнитной анизотропией PdFe/W/PdFe лежит за рамками настоящего сообщения и будет представлен в отдельной работе.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые синтезирован искусственный сверхтонкопленочный антиферромагнетик PdFe(7 нм)/W(0.7 нм)/PdFe(7 нм) с перпендикулярной магнитной анизотропией на базе тетрагональной $L1_0$ -фазы интерметаллидного соединения PdFe. Измеренная кривая перемагничивания в поле, приложенном перпендикулярно плоскости пленки, проявляет специфическую двухпетлевую (бабочко-подобную) форму, а намагниченность стремится к нулю при нулевых полях, что характерно для антиферромагнетика. Из экспериментальных данных по перемагничиванию одиночной пленки PdFe и гетероструктуры PdFe(7 нм)/W(0.7 нм)/PdFe(7 нм) получена оценка величины интеграла обменного межслоевого взаимодействия $J \approx 1.7 \cdot 10^{-3}$ Дж/м². В рамках микромагнитно-макроскопического подхода выполнено моделирование эволюции доменной структуры слоев в меняющемся магнитном поле.

Работа была поддержана программой стратегического академического лидерства Казанского федерального университета («Приоритет-2030»). Работа Гумарова А. И. выполнена за счет субсидии, выделенной Казанскому федеральному университету в рамках государственного задания на научные исследования FZSM-2023-0012.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Grünberg P., Schreiber R., Pang Y. et al. // Phys. Rev. Lett. 1986. V. 57. No.19. P. 2442.
2. Majkrzak C.F., Cable J.W., Kwo J. et al. // Phys. Rev. Lett. 1986. V. 56. No. 25. P. 2700.
3. Heinrich B., Bland J.A.C. Ultrathin magnetic structures II. Measurement techniques and novel magnetic properties. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2005. 361 p.

4. *Bland J.A.C., Heinrich B.* Ultrathin magnetic structures III. Fundamentals of nanomagnetism. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2005. 318 p.
5. *Heinrich B., Bland J.A.C.* Ultrathin magnetic structures IV. Applications of nanomagnetism. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2005. 257 p.
6. *Chappert C., Fert A., Van Dau F.N.* // Nature Mater. 2007. V. 6. No.11. P. 813.
7. *Duine R.A., Lee K.-J., Parkin S.S.P., Stiles M.D.* // Nature Phys. 2018. V. 14. No. 3. P. 217.
8. *Поляков О.П., Поляков П.А., Васильев Д.В. и др.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2023. Т. 87. № 11. С. 1653; *Polyakov O.P., Polyakov P.A., Vasilyev D.V. et al.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2023. V. 87. No. 11. P. 1711.
9. *Воронин К.В., Лобанов И.С., Уздин В.М.* // Письма в ЖЭТФ. 2022. Т. 116. № 3—4. С. 242; *Voronin K.V., Lobanov I.S., Uzdin V.M.* // JETP Lett. 2022. V. 116. No. 3—4. P. 240.
10. *Gehanno V., Marty A., Gilles B., Samson Y.* // Phys. Rev. B. 1997. V. 55. No. 18. P. 12552.
11. *Пасынков М.В., Юсупов Р.В., Янилкин И.В. и др.* // Изв. вузов. Физика. 2018. Т. 61. № 7. С. 62; *Pasyнков M.V., Yusupov R.V., Yanilkin I.V. et al.* // Russ. Phys. J. 2018. V. 61. No. 7. P. 1252.
12. *Янилкин И.В., Гумаров А.И., Головчанский И.А. и др.* // ЖТФ. 2023. Т. 93. № 2. С. 214; *Yanilkin I.V., Gumarov A.I., Golovchanskiy I.A. et al.* // Tech. Phys. 2023. V. 68. No. 2. P. 202.
13. *Esmaeili A., Yanilkin I.V., Gumarov A.I. et al.* // Thin Solid Films. 2019. V. 669. P. 338.
14. *Heys A., Donovan P.E.* // J. Magn. Magn. Mater. 1993. V. 126. No. 1—3. P. 326.
15. *Vansteenkiste A., Leliaert J., Dvornik M. et al.* // AIP Advances. 2014. V. 4. No. 10. P. 107133.

Synthesis, magnetic properties, and modelling of remagnetization of an artificial antiferromagnet based on $L1_0$ -PdFe

M. V. Pasyнков¹, I. V. Yanilkin¹, A. I. Gumarov¹, A. V. Petrov¹, L. R. Tagirov^{1,2}, R. V. Yusupov¹

¹*Institute of Physics, Kazan Federal University, Kazan, 420008, Russia*

²*Zavoisky Physical-Technical Institute, Federal Research Center Kazan Scientific Center of the Russian Academy of Sciences, Kazan, 420029, Russia*

*e-mail: mike_p95@mail.ru

We presented the results of experimental studies of static magnetic properties and modeling of magnetization reversal in an epitaxial thin film of the $L1_0$ -phase of the PdFe compound and the PdFe/W/PdFe heterostructure on MgO (001) substrates. It is shown that the PdFe/W/PdFe heteroepitaxial structure with the α -W layer thickness of ~ 0.7 nm represents an artificial antiferromagnet with perpendicular magnetic anisotropy and an exchange integral value of $J \simeq 1.7 \cdot 10^{-3}$ J/m². Micromagnetic modeling of the equilibrium domain structure and its evolution in an external magnetic field made it possible to satisfactorily describe the magnetization reversal curve of the studied thin-film heterostructure.

Keywords: synthetic antiferromagnet, L10 phase, perpendicular anisotropy, micromagnetic modeling