

УДК 537.623

## ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНОЙ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК Tb–Co С ПЕРПЕНДИКУЛЯРНОЙ МАГНИТНОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ

© 2019 г. З. В. Гринина<sup>1,2, \*</sup>, Н. А. Кулеш<sup>1</sup>, А. С. Болячкин<sup>1</sup>,  
В. Н. Лепаловский<sup>1</sup>, В. О. Васьковский<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования  
“Уральский федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина”, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов  
имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия

\*E-mail: zlatagrinina@ya.ru

Поступила в редакцию 07.09.2018 г.

После доработки 31.01.2019 г.

Принята к публикации 27.03.2019 г.

Исследованы процессы перемагничивания тонких пленок Ta/Tb<sub>29</sub>Co<sub>71</sub>/Ta с различными типами наноструктурирования. Для осаждения пленок использовались структурирующие подложки анодированного алюминия: необработанная поверхность, полированная поверхность и барьерный слой. Наличие наноразмерных отверстий приводит приблизительно к трехкратному увеличению коэрцитивной силы, что предположительно является следствием пиннинга доменных границ. Для сплошных и наноперфорированных пленок показано существенное влияние наноразмерных выпуклостей на наклон ветвей петель гистерезиса. Наличие таких особенностей поверхности может быть одной из главных причин ослабления перпендикулярной анизотропии в пленках, осажденных на поверхность пористых подложек.

DOI: 10.1134/S0367676519070196

### ВВЕДЕНИЕ

Магнитные пленки с упорядоченной дефектной структурой в виде наноразмерных отверстий (наноперфорированные пленки) являются объектом интенсивных исследований [1–8]. Общей целью последних выступает контролируемое изменение магнитных свойств пленок за счет варьирования геометрических параметров дефектной структуры, например, диаметра круглых отверстий, расстояния между ними и других параметров. Чаще всего для исследований выбирались тонкие пленки с плоскостным типом магнитной анизотропии [1–6]. Значительно меньше внимания уделено наноперфорированным пленкам с перпендикулярной магнитной анизотропией.

В большинстве работ рассмотрено влияние наноразмерных отверстий на магнитные свойства многослойных пленок Co/Pt [7] и пленок PdCo и FePdCo структурой L1<sub>0</sub> [8]. В первом случае как сплошные, так и перфорированные пленочные структуры имели низкую остаточную намагниченность и сравнительно невысокую коэрцитивную силу, во втором случае появление пор привело к существенной деградации перпендикуляр-

ной анизотропии. Даже в случае многослойных пленок GdFe с относительно низкой намагниченностью насыщения [9] наблюдался переход от прямоугольной петли гистерезиса для сплошных пленок к наклонным петлям для перфорированных пленок. Стоит отметить, что в большинстве работ отсутствует анализ качества поверхности использованных подложек и осажденных на них пленок, что, на наш взгляд, может оказывать существенное влияние на магнитную анизотропию и гистерезисные свойства.

В данной работе были исследованы наноперфорированные пленки Tb<sub>29</sub>Co<sub>71</sub>, обладающие перпендикулярной магнитной анизотропией [10–12]. Дефектная структура пленок в виде гексагонально упорядоченных отверстий или выпуклостей была задана путем осаждения магнитного материала на поверхность пористых подложек анодированного алюминия. Основной целью проведенного исследования был анализ влияния различного рода дефектов на магнитную анизотропию и процессы перемагничивания в пленках сплавов редкоземельных и 3d-металлов, обладающих сильной перпендикулярной анизотропией.

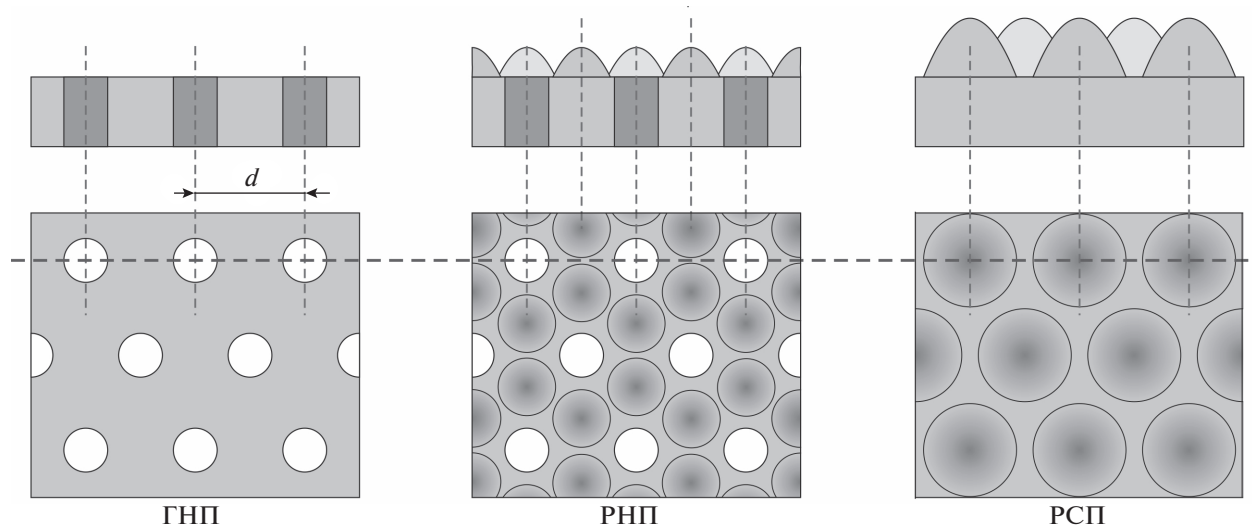


Рис. 1. Схематические изображения поверхности гладких наноперфорированных пленок (ГНП), рельефных наноперфорированных пленок (РНП) и рельефных сплошных пленок (РСП)  $Tb_{29}Co_{71}$ , полученных в данной работе.

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Подложки для пленок были изготовлены с использованием фольги алюминия (99.995%), прошедшей двухэтапное анодирование [13, 14] в электрохимической ячейке с 0.3 М раствором щавелевой кислоты и платиновым катодом при 20°C. После данной процедуры поверхность анодированного оксида алюминия (АОА) имела самоорганизованное гексагональное упорядочение круглых отверстий диаметром 35 нм, отстоящих друг от друга на расстояние  $d = 105$  нм. Далее путем травления в 5% фосфорной кислоте в течение 80 минут диаметр отверстий был увеличен до 75 нм. Обратная сторона оксидного слоя представляла собой массив выпуклостей диаметром около 105 нм. Для использования последней в качестве подложки было применено селективное травление слоя металлического алюминия. Указанные размеры были подтверждены данными сканирующей электронной и атомно-силовой микроскопии. Для дальнейшего сравнительного анализа ряд подложек подвергся механической полировке.

Были получены следующие типы тонких пленок  $Tb_{29}Co_{71}$ : рельефные наноперфорированные пленки (РНП) на исходных подложках АОА; гладкие наноперфорированные пленки (ГНП) на полированных подложках АОА; гладкие сплошные пленки (ГСП) на стеклянных подложках Corning (референтный образец); рельефные сплошные пленки (РСП), осажденные на обратную сторону барьерного слоя АОА (рис. 1). Все пленки имели толщину 30 нм и были получены в едином цикле методом магнетронного распыления на установке АТС Orion 8 UHV в присутствии однородного магнитного поля напряженностью 250 Э, приложенного вдоль плоскости подложек.

Давление остаточных газов в вакуумной камере составляло  $10^{-7}$  мм. рт. ст., давление рабочего газа Ag при получении пленок —  $10^{-3}$  мм. рт. ст. Слои тантала, имевшие номинальную толщину 5 нм, служат защитой магнитных слоев от окисления.

Для аттестации магнитных свойств использовались магнитооптический керр-микроскоп Evi-co Magnetics и магнитоизмерительный комплекс на основе СКВИД MPMS XL 7 ЕС.

### РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 2а представлены магнитооптические петли гистерезиса пленок  $Tb_{29}Co_{71}$  на сплошной и наноструктурированных подложках при приложении поля перпендикулярно плоскости пленки. Полярная компонента намагниченности при данной ориентации поля, которая соответствует оси легкого намагничивания (ОЛН), демонстрирует прямоугольные петли гистерезиса. Наблюдение доменной структуры на керр-микроскопе позволило установить, что перемагничивание осуществляется преимущественно за счет движения доменных стенок. Сравнение петель гистерезиса РСП и ГСП позволяет заключить, что пленки, осажденные на барьерный оксидный слой, имеют коэрцитивную силу  $H_c$  при приложении поля перпендикулярно плоскости пленки практически идентичную референтному образцу. ГНП и РНП имели повышенную коэрцитивную силу  $H_c$  (4.5 и 5.3 кЭ соответственно против 1.5 кЭ у сплошной пленки). Это может быть следствием наличия наноразмерных центров пиннинга доменных границ в пористых пленках. Наклон ветвей петель гистерезиса появляется для пленок, имеющих наноразмерные выпуклости

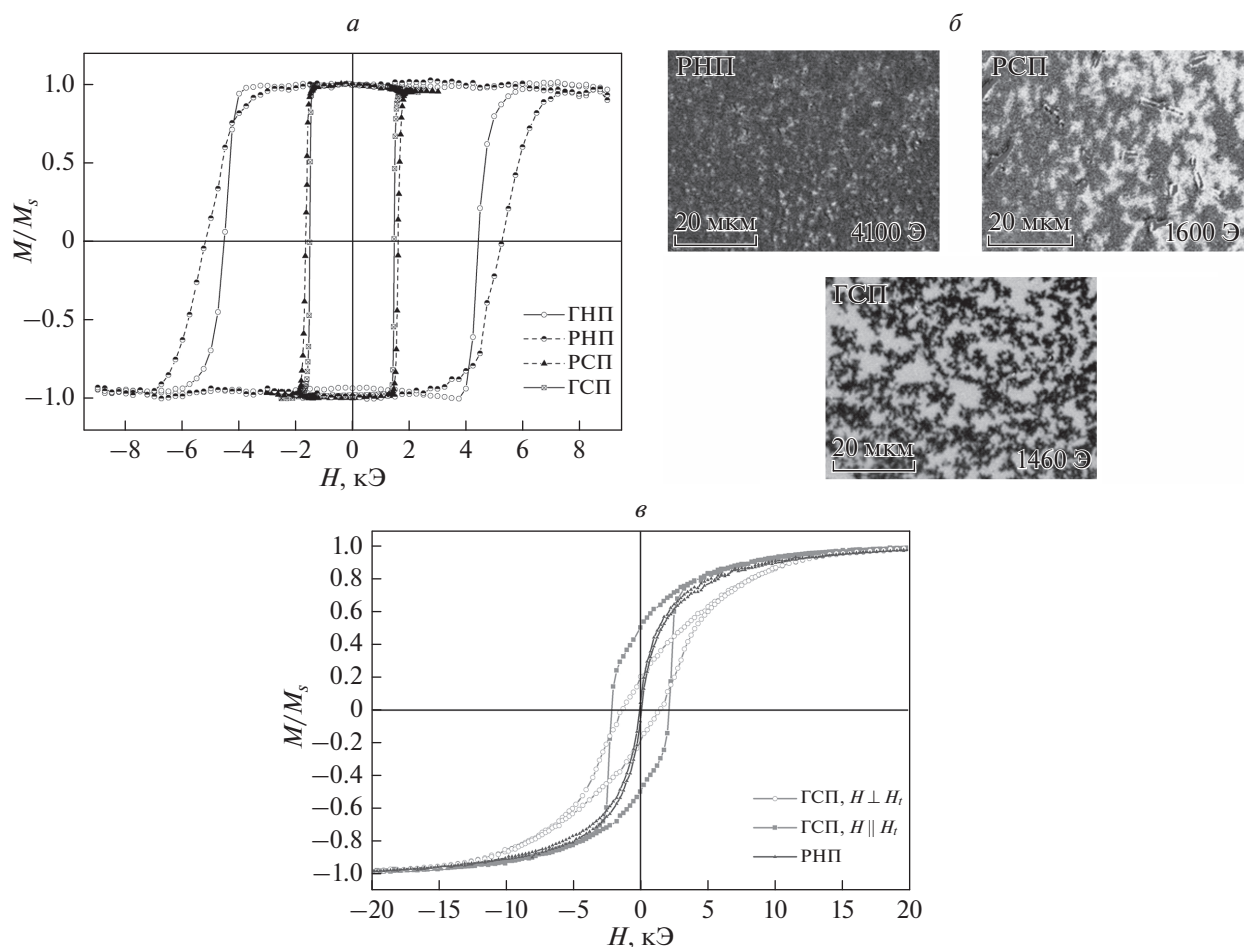


Рис. 2. Петли магнитного гистерезиса, измеренные перпендикулярно (а) и параллельно (в) плоскости пленок  $Tb_{29}Co_{71}$  с разным типом наноструктурир; б – доменная структура пленок в магнитном поле, близком к коэрцитивной силе.

(ГНП и РНП). Эффекты, обусловленные наличием отверстий и кривизны поверхности, в случае образца на неполированной подложке (РНП) оказались аддитивными. Можно предположить, что кривизна поверхности, возникающая благодаря наличию наноразмерных выпуклостей или из-за особенностей роста пленки на перемычках [15], вносит существенный вклад в наклон петель гистерезиса как в настоящей работе, так и в упомянутых выше исследованиях других авторов.

СКВИД магнитометр, в свою очередь, позволил определить абсолютное значение магнитного момента  $\mu$  пленки, а, зная ее объем, мы можем найти намагниченность насыщения  $M_s = 150$  Гс (значение получено для сплошной пленки).

Доменная структура в области коэрцитивной силы при приложении поля перпендикулярно плоскости пленок  $Ta/Tb_{29}Co_{71}/Ta$ , осажденных на сплошные и наноструктурированные подложки, была исследована на кэрр-микроскопе. Наблюдаемые для сплошной пленки дендритные домены (рис. 2б) типичны для тонких магнитных пленок с сильной перпендикулярной магнитной анизотропией [16].

Домены изначально появляются на дефектах, перемагничивание происходит за счет зародышеобразования обратной магнитной фазы и распространения доменной стенки. Доменная структура в ГНП и РНП имеет схожий вид, но во втором случае агломерации доменов становятся мельче и разрозненнее. И для сплошной, и для наноструктурированных пленок  $Tb_{29}Co_{71}$  доменная структура (а также полностью намагниченное состояние) сохранялись после уменьшения внешнего поля от коэрцитивной силы до нуля.

На рис. 2в представлены петли гистерезиса ГСП и РНП  $Tb_{29}Co_{71}$  при приложении поля в плоскости пленки, полученные на магнитоизмерительном комплексе на основе СКВИД магнитометра. Рассмотрим перемагничивание сплошной пленки  $Tb_{29}Co_{71}$  при приложении поля вдоль и перпендикулярно направлению технологического поля. Различная форма полученных петель гистерезиса свидетельствует о наличии наведенной анизотропии. Для РНП  $Tb_{29}Co_{71}$  при прило-

жении поля в плоскости пленки вдоль и перпендикулярно направлению технического поля петли идентичны. Это говорит о том, что наведенная плоскостная составляющая анизотропии пропадает (предположительно из-за особенностей формируемой микроструктуры, для более основательного заключения требуется проведение дополнительных исследований). Вид петель свидетельствует о том, что преобладают процессы вращения намагниченности.

Из петель гистерезиса, полученных при приложении поля в плоскости образца вдоль оси приложения технологического поля, и намагниченности насыщения  $M_s$  можно оценить величину константы анизотропии  $K_u$ . Тогда по формуле:

$$Q = \frac{K_u}{2\pi M_s^2} \quad (1)$$

можно найти фактор качества  $Q$ , который и для ГСП, и для РНП равен 2.6.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано наличие сильной перпендикулярной магнитной анизотропии как для сплошных, так и для наноструктурированных пленок Tb<sub>29</sub>Co<sub>71</sub>. Дефектная структура практически не повлияла на значение фактора качества  $Q$ , которое для ГСП и РНП составило около 2.6. Проанализированы процессы перемагничивания и характер доменной структуры для пленок на разных подложках. Для пленок, осажденных на пористые подложки, наблюдалось более чем трехкратное увеличение коэрцитивной силы по сравнению со сплошной пленкой, которое сопровождалось уменьшением среднего размера доменов в области коэрцитивной силы. Пленки Tb<sub>29</sub>Co<sub>71</sub>, осажденные на барьерный слой, имели коэрцитивную силу приблизительно равную таковой для сплошной пленки. Наличие наноразмерных выпуклостей привело к появлению наклона ветвей петель гистерезиса как для сплошной пленки, так и для перфорированной. Сильное влияние кривизны поверхности на процессы перемагничивания может быть одной из главных причин ухудшения перпендикулярной анизотропии в пленках, осажденных на пористую поверхность. Указанное влияние структурирующих подложек является следствием специфической микромагнитной структуры и возникающих локальных

полей рассеяния, а также наличия наноразмерных центров пиннинга доменных границ в случае перфорированных структур.

Синтез образцов выполнен при поддержке гранта Президента Российской Федерации для молодых ученых № МК-1891.2018, аттестация магнитных свойств выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (темы “Сплавы” и “Магнит” № АААА-А18-118020290129-5).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Schneider T., Langer M., Alekhina J. et al.* // Sci. Rep. 2017. V. 7. P. 41157.
2. *Gräfe J., Schütz G., Goering E.J.* // J. Magn. Magn. Mater. 2016. V. 419. P. 517.
3. *Proenca M.P., Merazzo K.J., Vivas L.G. et al.* // Nanotechnology. 2013. V. 24. Art. № 475703.
4. *Haering F., Wiedwald U., Nothelfer S. et al.* // Nanotechnology. 2013. V. 24. Art. № 465709.
5. *Gawronski P., Merazzo K.J., Chubykalo-Fesenko O. et al.* // Europhys. Lett. 2012. V. 100. P. 17007.
6. *Merazzo K.J., Castan-Guerrero C., Herrero-Albillos J. et al.* // Phys. Rev. B. 2012. V. 85. Art. № 184427.
7. *Bran C., Gawronski P., Lucas I. et al.* // J. Phys. D: Appl. Phys. 2017. V. 50. Art. № 065003.
8. *Maximenko A., Fedotova J., Marszałek M. et al.* // J. Magn. Magn. Mater. 2016. V. 400. P. 200.
9. *Gräfe J., Weigand M., Träger N. et al.* // Phys. Rev. B. 2016. V. 93. Art. № 104421.
10. *Андреевко А.С., Никитин С.А.* // УФН. 1997. Т. 167. № 6. С. 605.
11. *Васьковский В.О., Балымов К.Г., Свалов А.В. и др.* // ФТТ. 2011. Т. 53. № 11. С. 2161; *Vaskovskiy V.R., Balytsov K.G., Svalov A.V. et al.* // Phys. Sol. St. 2011. V. 53. № 11. P. 2275.
12. *Васьковский В.О., Аданакова О.А., Балымов К.Г. и др.* // ФТТ. 2015. Т. 57. № 6. С. 1125; *Vas'kovskiy V.O., Adanakova O.A., Balytsov K.G. et al.* // Phys. Sol. St. 2015. V. 57. № 6. P. 1142.
13. *Masuda H., Fukuda K.* // Science. 1995. V. 268. № 5216. P. 1466.
14. *Lee W., Park S.J.* // Chem. Rev. 2014. V. 114. № 15. P. 7487.
15. *Garad H., Usmani. S., Barral D. et al.* // Phys. Rev. Mat. 2018. V. 2. Art. № 066001.
16. *Kulesh N.A., Vázquez M., Lepalovskij V.N., Vas'kovskiy V.O.* // Nanotechnology. 2018. V. 29. № 6. Art. № 065301.