

Влияние морфологии поверхности монокристаллических подложек Si(111) на магнитные свойства эпитаксиальных пленок Co

© К.С. Ермаков¹, Ю.П. Иванов^{1,2}, Л.А. Чеботкевич^{1,2}

¹ Институт физики и информационных технологий Дальневосточного государственного университета, Владивосток, Россия

² Институт автоматизации и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия

E-mail: lach@phys.dvgu.ru

(Поступила в Редакцию 8 февраля 2010 г.

В окончательной редакции 15 мая 2010 г.)

Эпитаксиальные пленки Co(111)/Cu(111)-R30°/Si(111) выращены на атомарно-гладкой и вицинальной поверхностях Si(111). Методом сканирующей туннельной микроскопии определены шероховатости подложки и пленки Co. Исследована зависимость коэрцитивной силы от азимутального угла. Установлена зависимость магнитной анизотропии и величины коэрцитивной силы от шероховатости поверхности. Показано, что в эпитаксиальных пленках Co, осажденных на атомарно-гладкие поверхности Si, кристаллографическая анизотропия типа $\langle 110 \rangle$ приводит к изотропности процессов перемагничивания. При осаждении на вицинальные поверхности реализуется одноосная анизотропия, наведенная ступенькой. В пленках, осажденных на атомарно-гладкие поверхности, наблюдается сложная доменная структура.

Работа поддержана программой „Развитие потенциала высшей школы“ (№ 2.1.1/3005), грантами РФФИ № 08-02-00587-а, 08-02-99073-р-офи, Госконтрактом 02.740.11.0111, ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России“ (грант П577).

1. Введение

В последние годы наблюдается повышенный интерес к магнитным пленкам, выращенным на полупроводниковых кристаллах. Этот интерес обусловлен перспективами практического использования таких систем в качестве базовых элементов спинтроники [1–4] и с точки зрения фундаментальных исследований эпитаксиальных структур (коэрцитивной силы и магнитной анизотропии).

Процесс формирования эпитаксиальных пленок Co на монокристаллических подложках Si осложняется образованием силицидов [5–8]. Чтобы избежать образования силицидов Co, используют буферные слои. Наиболее подходящим материалом буферного слоя для Co является Cu, так как несоответствие параметров решеток Cu и Co порядка 2%, что позволяет получать структурно-совершенные эпитаксиальные пленки Co на Cu, а крайне низкая взаимная растворимость компонентов системы дает возможность реализовать резкую межфазную границу Co/Cu [9].

При формировании медного слоя буфера на Si важную роль играет ориентация подложки. Для образования устойчивого хорошо упорядоченного слоя Cu(111) на Si(111) одни авторы считают, что достаточно четырех монослоев Cu [10], а другие полагают, что толщина медной пленки должна быть больше восьми монослоев [11–13].

Коэрцитивную силу пленок Co, осажденных на монокристаллические подложки Si, покрытые слоем буфера Cu, исследовали в работах [14–17], в которых показано, что коэрцитивная сила составляет величину порядка 100 Oe и более.

Коэрцитивная сила в пленках обусловлена взаимодействием доменных границ с дефектами, образующимися в процессе формирования пленки. Такими дефектами в поликристаллических пленках являются межзеренные границы, дисперсия легких осей кристаллографической анизотропии и шероховатость поверхности [18]. В эпитаксиальных пленках, полученных в сверхвысоком вакууме, возможными дефектами будут дислокации и шероховатости поверхности. Другим важным параметром является магнитная анизотропия. Для эпитаксиальных пленок характерно наличие нескольких видов магнитной анизотропии [9,19,20]: кристаллографической, наведенной ступенями подложки и формой образца (анизотропия формы).

В настоящей работе исследованы структура эпитаксиальных пленок Co, осажденных на монокристаллические подложки Si(111), и ее влияние на магнитные свойства (коэрцитивную силу и магнитную анизотропию), а также особенности магнитной структуры пленок Co с трехосной магнитной анизотропией типа $\langle 110 \rangle$.

2. Эксперимент

Пленки Co осаждали на монокристаллы Si(111) в сверхвысоком вакууме. Базовое давление составляло $P = 5 \cdot 10^{-11}$ Торр. Предварительную дегазацию подложек Si осуществляли косвенным прогревом в течение 8 h при температуре 500–550°. Для получения атомарно-чистой поверхности удаляли слой естественного окисла (SiO₂) прогревом при температуре $\sim 1200^\circ\text{C}$, для чего пропускали постоянный ток через образец в течение 1 min. При последующем охлажде-

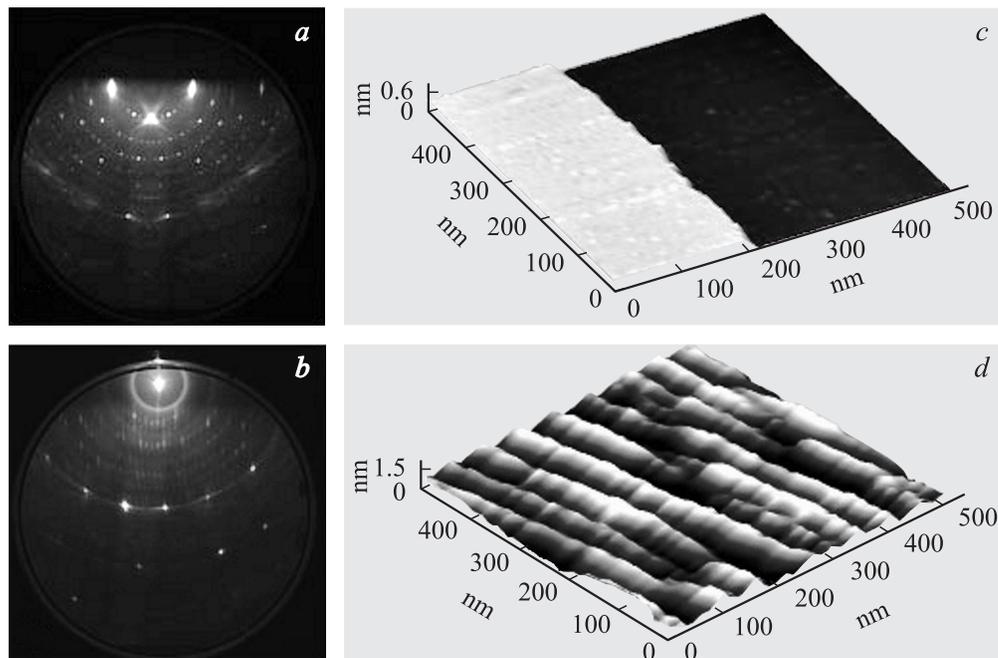


Рис. 1. Картины ДБЭ (*a, b*) и СТМ (*c, d*) Si(111). *a, c* — атомарно-гладкая поверхность, *b, d* — вицинальная поверхность.

нии образцов формировалась поверхностная реконструкция Si(111) 7×7 . Co и Cu испаряли из эффузионных ячеек.

Перед осаждением Co на монокристаллической подложке формировали буферный слой Cu толщиной 2.4 nm. Скорость осаждения Cu была 0.9 nm/min, а скорость осаждения Co — 0.3 nm/min. Толщина пленок Co равна 10 nm. Для предотвращения окисления пленки Co покрывались слоем Cu толщиной 3 nm. Толщина пленок контролировалась кварцевым измерителем толщин. Было приготовлено две серии пленок: 1) пленки Co/Cu, осажденные на атомарно-гладкую поверхность Si(111); 1) пленки Co/Cu, осажденные на вицинальную поверхность Si(111). Образцы имели форму квадратов 3×3 mm и прямоугольников 2×7 mm. Длинная сторона образца параллельна $[\bar{1}10]_{\text{Si}}$. Структура пленок исследовалась *in situ* методами дифракции быстрых электронов (ДБЭ) с энергией электронного пучка 15 keV и сканирующей туннельной микроскопией (СТМ). Магнитная структура пленок исследовалась с помощью магнитной силовой микроскопии (МСМ), петли гистерезиса — с помощью продольного магнитооптического эффекта Керра. Все измерения были выполнены при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Структурный анализ эпитаксиальных пленок Co. Картины ДБЭ от атомарно-гладкой поверхности Si(111) 7×7 имеют четкие, яркие рефлексы на отражение (рис. 1, *a*). СТМ-изображения поверхности монокристаллического кремния показали, что ширина террас 500–600 nm, а высота ступенек 0.3 nm (рис. 1, *c*).

На рис. 1, *b* приведена картина ДБЭ от монокристаллической вицинальной подложки Si(111). СТМ-изображения показали, что ширина террас таких подложек 30–40 nm, а высота ступенек 2.4 nm (рис. 1, *d*).

При осаждении Cu на атомарно-гладкую поверхность Si(111) (первая серия пленок) наблюдалось формирование эпитаксиальной пленки с поверхностной реконструкцией 1×1 Cu(111)-R30°. Осцилляции интенсивности зеркально отраженного пучка электронов ДБЭ (рис. 2) свидетельствуют о послойном росте Cu. Картины ДБЭ пленок Co, полученных оса-

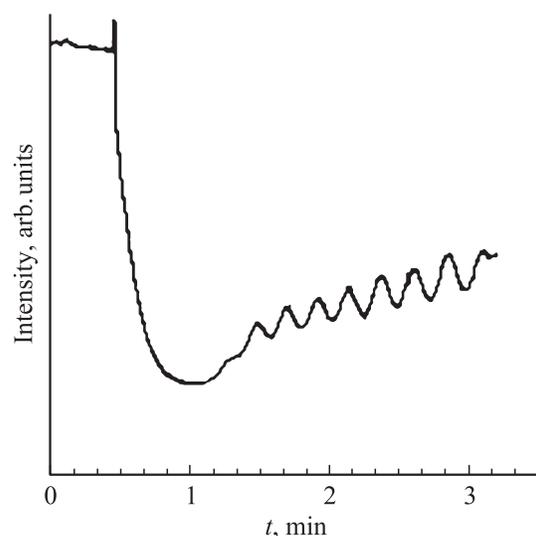


Рис. 2. Осцилляции интенсивности зеркально отраженного пучка электронов ДБЭ от эпитаксиальных слоев Cu при осаждении.

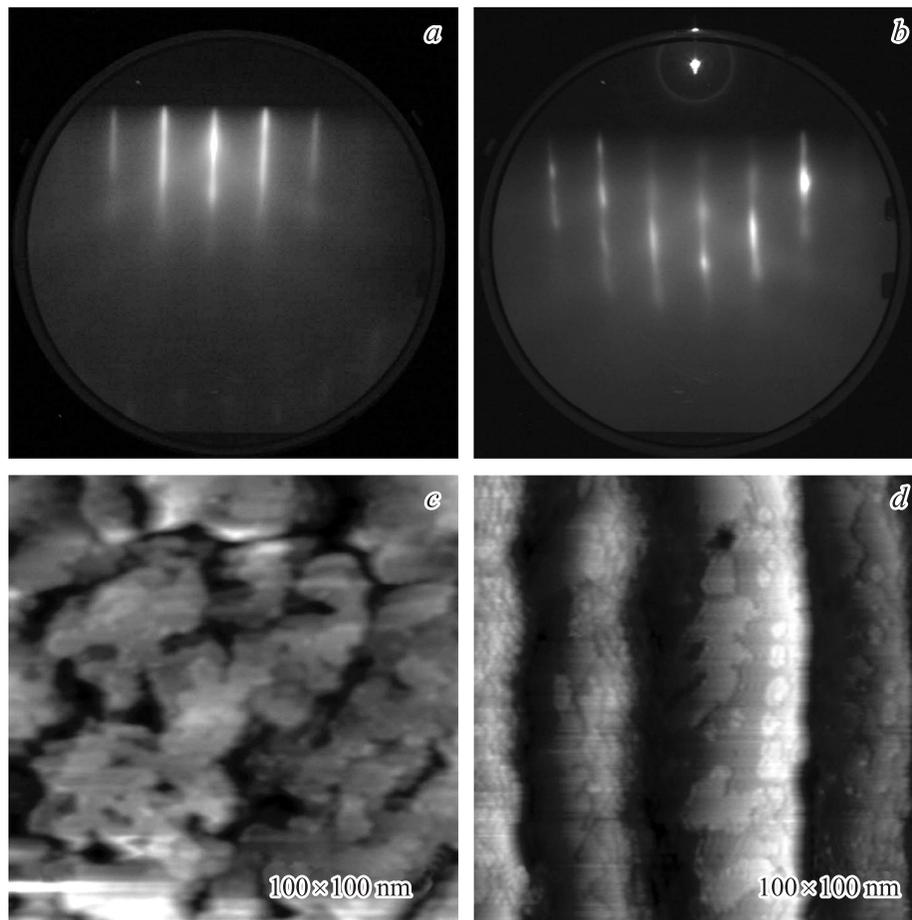


Рис. 3. Картины ДБЭ (*a, b*) и СТМ (*c, d*) пленок $\text{Co}(111)/\text{Cu}(111)\text{-R}30^\circ/\text{Si}(111)$. *a, c* — пленка первой серии, *b, d* — пленка второй серии.

ждением на буферный слой Cu , показали, что решетка ГЦК-кобальта имеет такую же ориентацию, как и буферный слой Cu : $\text{Co}(111)/\text{Cu}(111)\text{-R}30^\circ/\text{Si}(111)$ и $[\bar{1}10]^{\text{Co}} \parallel [\bar{2}11]^{\text{Si}}$ (рис. 3, *a*). Картины СТМ (рис. 3, *c*), полученные для данной пленки, также свидетельствуют о послойном росте $\text{Co}(111)$ на $\text{Cu}(111)$. Среднеквадратичная шероховатость поверхности таких пленок, определенная из картин СТМ площадью $1000 \times 1000 \text{ nm}^2$, равна $\sim 0.4 \text{ nm}$, а период шероховатости $\sim 400 \text{ nm}$.

На картинах ДБЭ от пленки Co , осажденной на вицинальные подложки $\text{Si}(111)$ (вторая серия пленок), помимо $(0,1)$ вытянутых рефлексов от плоских участков поверхности Co с 1×1 -структурой также были идентифицированы рефлексы дифракции на просвет. Картины СТМ (рис. 3, *d*) показали, что поверхность Co состоит из эшелонов ступеней, причем в пределах террасы осуществляется послойный рост $\text{Co}(111)$ на $\text{Cu}(111)$. Картины ДБЭ также показывают, что пленки ГЦК- Co имеют такую же ориентацию, как и слой меди $\text{Co}(111)/\text{Cu}(111)\text{-R}30^\circ/\text{Si}(111)$ и $[\bar{1}10]^{\text{Co}} \parallel [\bar{2}11]^{\text{Si}}$ (рис. 3, *b*). Среднеквадратичная шероховатость поверхности таких пленок, определенная из картин СТМ площадью $1000 \times 1000 \text{ nm}^2$, равна 1 nm , период шероховатости 100 nm .

3.2. Магнитные свойства эпитаксиальных пленок Co . На рис. 4 приведены зависимости коэрцитивной силы H_C и нормированной остаточной намагниченности M_r/M_S от азимутального угла φ , где M_r — остаточная намагниченность, M_S — намагниченность насыщения, φ — угол между направлением внешнего магнитного поля и заданным направлением в плоскости образца. На кривой $H_C = f(\varphi)$ пленок первой серии квадратной формы кристаллографические оси типа $\langle 110 \rangle$ соответствуют углам $\varphi = 60, 120, 180^\circ$ (рис. 4, *a*). Отношение M_r/M_S для этой пленки при варьировании угла φ от 0 до 360° изменяется в пределах $0.87\text{--}0.93$, т.е. пленка практически изотропна.

Для пленок этой же серии, но прямоугольной формы кривая $H_C = f(\varphi)$ имеет иной вид (рис. 4, *b*). Когда магнитное поле приложено вдоль длинной стороны образца ($\varphi \approx 90$ и 270°), петли гистерезиса имеют прямоугольную форму $M_r/M_S = 1$. Это направление оси легкого намагничивания (ОЛН), наведенное анизотропией формы. Когда магнитное поле приложено вдоль короткой стороны образца, на кривой $H_C = f(\varphi)$ наблюдаются глубокие минимумы ($\varphi = 0$ и 180°), соответствующие оси трудного намагничивания (ОТН), петли гистерезиса узкая $M_r/M_S = 0.3$. Поле анизотропии,

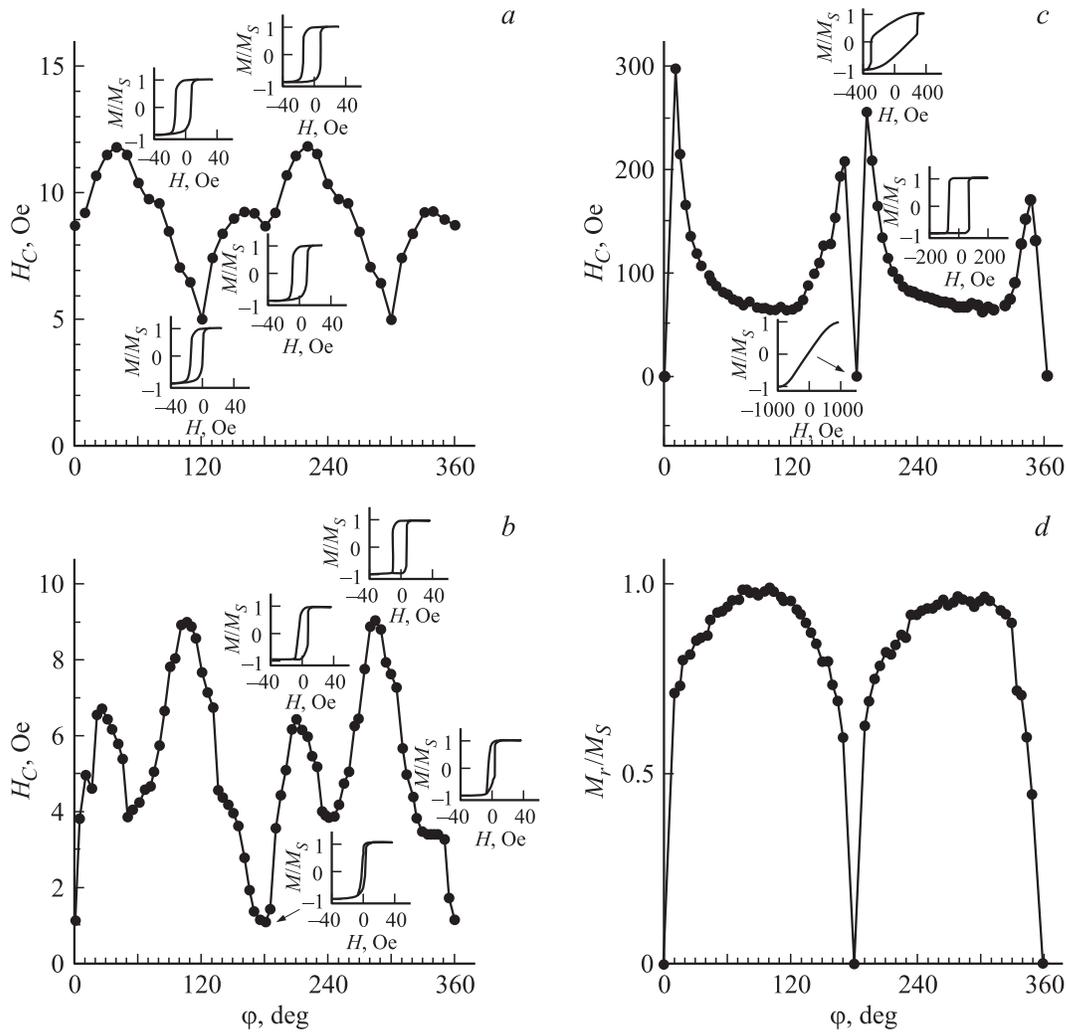


Рис. 4. Зависимость коэрцитивной силы H_C ($a-c$) и нормированной остаточной намагниченности M_r/M_s (d) пленок $\text{Co}(111)/\text{Cu}(111)\text{-R}30^\circ/\text{Si}(111)$ от азимутального угла φ . a, b — пленки первой серии, c, d — пленка второй серии. a — пленка квадратной формы, b — пленка прямоугольной формы.

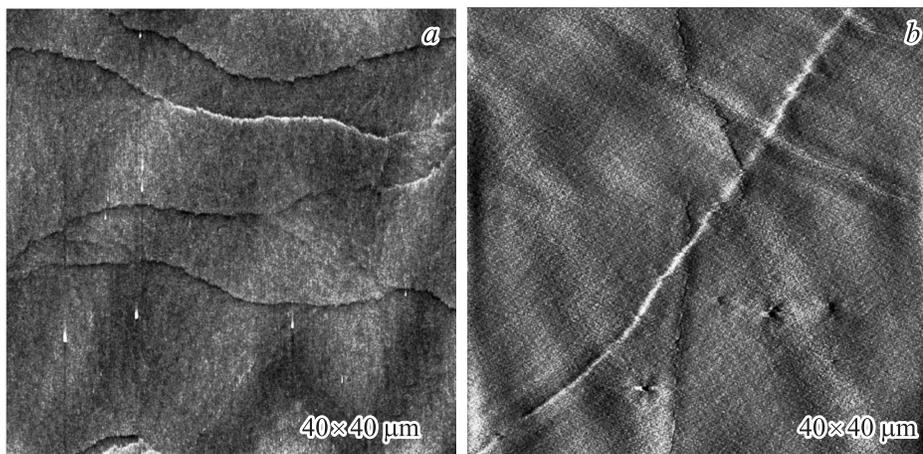


Рис. 5. Изображение МСМ доменной структуры пленок $\text{Co}(111)/\text{Cu}(111)\text{-R}30^\circ/\text{Si}(111)$. a — первая серия, b — вторая серия.

определенное из петли гистерезиса, равно $H_a \approx 20$ Ое. Кристаллографические оси $\langle 110 \rangle$ соответствуют углам $\varphi = 0, 60, 120, 180^\circ$.

Была оценена компонента H_C , обусловленная шероховатостью поверхности [21],

$$H_C = 9.8 \frac{Mh}{l^{4/3}} d^{1/3},$$

где h — среднеквадратичная шероховатость, l — период шероховатостей, d — толщина пленки Со. Подставляя $h = 0.4$ nm, $l = 400$ nm, $d = 10$ nm, $M_S = 1400$ G, получили $H_C \approx 4$ Ое, что по порядку величины согласуется с экспериментальными данными.

На кривой $H_C = f(\varphi)$ пленок второй серии в направлении, перпендикулярном ступеням ($\varphi = 0$ и 180°), наблюдается безгистерезисная петля ОТН (рис. 4, *c*). Поле анизотропии, определенное из этой петли, равно $H_a = 1000$ Ое. Когда магнитное поле приложено вдоль ступени ($\varphi = 90$ и 270°), наблюдается прямоугольная петля гистерезиса. Анизотропия, наведенная ступенями ($K_u = (H_a M_S)/2 \approx 7 \cdot 10^5$ erg/cm³), является определяющей в пленках Со второй серии и подавляет кристаллографическую анизотропию типа $\langle 110 \rangle$. Анализ кривой $M_r/M_S = f(\varphi)$ (рис. 4, *d*) также показывает, что для этих пленок характерна одноосная анизотропия ($M_r/M_S = 1$), наведенная ступенями.

Для $h = 1$ nm, $l = 100$ nm оценки дают $H_C \approx 130$ Ое, что согласуется с экспериментально определенным значением H_C .

Доменная структура пленок Со(111)/Cu(111)-R30°/Si(111) первой и второй серий приведена на рис. 5. На изображении МСМ магнитной структуры пленки второй серии (рис. 5, *b*) видна протяженная 180° доменная граница, что подтверждает наличие в пленке одной ОЛН. Более сложная доменная структура реализуется в пленке первой серии прямоугольной формы (рис. 5, *a*). На изображении МСМ доменной структуры также видны 180° доменные границы. Однако внутри доменов видна тонкая магнитная структура, что нехарактерно для эпитаксиальных пленок. Наличие тонкой сложной магнитной структуры в пленках первой серии можно объяснить следующим образом. Ярко выраженная ОЛН (анизотропия формы) диктует ориентацию вектора намагниченности в домене, а наличие кристаллографических осей типа $\langle 110 \rangle$ приводит к дисперсии вектора намагниченности в домене. Углы дисперсии вектора намагниченности соответствуют углам между менее выраженными кристаллографическими осями $\langle 110 \rangle$.

4. Заключение

В работе исследованы эпитаксиальные пленки Со, осажденные на монокристаллические подложки Si(111). Установлено следующее.

1) В эпитаксиальных пленках Со (в которых отсутствует анизотропия формы), осажденных на атомарно-гладкую поверхность Si(111), трехосная кристаллографическая анизотропия типа $\langle 110 \rangle$ приводит к изотропности процессов намагничивания.

2) При осаждении на вицинальную поверхность Si(111) в эпитаксиальных пленках Со реализуется одноосная анизотропия, наведенная ступенями подложки.

3) Величина коэрцитивной силы эпитаксиальных пленок зависит от шероховатости поверхности.

4) Тонкая магнитная структура в пленках Со, осажденных на атомарно-гладкие поверхности Si, обусловлена наличием кристаллографических осей типа $\langle 110 \rangle$.

Список литературы

- [1] Л. Вихарев. Компоненты и технологии *I2*, 66 (2006).
- [2] H. Boeve, C. Bruynseraede, J. Das, K. Dessen, G. Borghs, J. De Boeck, R. Sousa, L. Melo, P. Freitas. *IEEE Trans. Magn.* **35**, 5, 2820 (1999).
- [3] I. Zutic, J. Fabian, S. DasSarma. *Rev. Mod. Phys.* **76**, 321 (2004).
- [4] D.J. Monsma, J.C. Lodder, Th.J.A. Popma, B. Dieny. *Phys. Rev. Lett.* **74**, 5260 (1999).
- [5] М.В. Гомоюнова, И.И. Пронин, Д.А. Валдайцев, Н.С. Фараджев. *ФТТ* **43**, 3, 549 (2001).
- [6] М.В. Гомоюнова, И.И. Пронин, Н.Р. Галль, С.Л. Молодцов, Д.В. Вялых. *ФТТ* **45**, 8, 1519 (2003).
- [7] R. Stadler, D. Vogtenhuber, R. Podloucky. *Phys. Rev. B* **60**, 24, 17112 (1999).
- [8] J. Vrijmoeth, S. Zaima, E. Vlieg, J.W.M. Frenken. *Phys. Rev. B* **45**, 12, 6700 (1992).
- [9] M. Farle, W. Platow, E. Kosubek, K. Baberschke. *Surf. Sci.* **429**, 146 (1999).
- [10] T.I.M. Bootsma, T. Hibma. *Surf. Sci.* **331**, 636 (1995).
- [11] Z.H. Zhang, S. Hasegawa, S. Ino. *Surf. Sci.* **415**, 363 (1998).
- [12] F.J. Walker, E.D. Specht, R.A. Mc Kee. *Phys. Rev. Lett.* **67**, 20, 2818 (1991).
- [13] K. Pedersen, T.B. Kristensen, T.G. Pedersen, P. Morgen, Z. Li, S.V. Hoffman. *Phys. Rev. B* **66**, 153406 (2002).
- [14] Xu Hai, C.H. Huan, A.T.S. Wee, D.M. Tong. *Solid State Commun.* **126**, 12, 659 (2003).
- [15] S. Maat, M.T. Umlor, D.H. Orgassa, S. Cho, O. Koshkina, H. Fujiwara, G.J. Mankey. *Phys. Rev. B* **61**, 6, 4082 (2000).
- [16] A. Stupakiewicz, A. Fleurence, R. Gieniusz, A. Maziewski, T. Maroutian, P. Gogol, B. Bartenlian, R. Megy, P. Beauvillain. *Mater. Sci. (Poland)* **26**, 4, 1021 (2008).
- [17] S.J. Steinmuller, C.A.F. Vaz, V. Ström, C. Moutafis, D.H.Y. Tse, C.M. Gürtle, M. Kläui, J.A.C. Bland, Z. Cui. *Phys. Rev. B* **76**, 5, 054429 (2007).
- [18] В.Э. Осуховский, Ю.Д. Воробьев, Л.А. Чеботкевич, И.В. Лобов, В.И. Малютин. *ФММ* **57**, 9, 254 (1984).
- [19] R.K. Kawakami, M.O. Boven, H.J. Choi, E.J. Escorcia-Aparicio, Z.Q. Qiu. *Phys. Rev. B* **58**, R 5924 (1998).
- [20] H.P. Oepen, P. Krams, B. Hillerands, G. Güntherodt. *Phys. Rev. B* **49**, 3633 (1994).
- [21] S.P. Li, A. Samand, W.S. Lew, Y.B. Xu, J.A.C. Bland. *Phys. Rev. B* **61**, 10, 6871 (2000).