

УДК 539.8

СТРУКТУРА ТОНКИХ ПЛЕНОК Co/Pd С ПЕРПЕНДИКУЛЯРНОЙ МАГНИТНОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ

А.А. Максименко

Институт ядерных проблем Белорусского государственного университета, Минск

STRUCTURE OF Co/Pd THIN FILMS WITH PERPENDICULAR MAGNETIC ANISOTROPY

A.A. Maximenko

Institute for Nuclear Problems of Belarusian State University, Minsk

Исследовано влияние отжига и присутствия буферного слоя Pd на изменение структуры границ раздела и кристаллической структуры многослойных тонких пленок Co/Pd, осажденных методом термического распыления с толщинами слоев Co ($t_{Co} = 0,2-0,4$ нм) и Pd ($t_{Pd} = 0,6-1,0$ нм), при которых ожидается максимальная перпендикулярная магнитная анизотропия.

Ключевые слова: тонкие пленки Co/Pd, перпендикулярная магнитная анизотропия, интерфейсы многослойных тонких пленок, кристаллическая структура тонких пленок, рентгеновская рефлектометрия, рентгеноструктурный анализ тонких пленок, рентгеноструктурный анализ тонких пленок с наклоном вектора дифракции относительно нормали к поверхности.

We investigate the effects of annealing and presence of the Pd buffer sublayer on the modifications of interfaces and crystal structure of multilayered Co/Pd thin films deposited by the thermal evaporation method and with the thicknesses of Co 0.2–0.4 nm and Pd 0.6–1.0 nm at which one can expect the maximum magnetic anisotropy.

Keywords: Co/Pd thin films, perpendicular magnetic anisotropy, interfaces of multilayered thin films, crystal structure of thin films, X-ray reflectivity, thin films analysis by X-ray diffraction, X-ray diffraction of thin films with inclination of diffraction vector with respect to the surface normal.

Введение

Значения эффективной константы магнитной анизотропии тонких сплошных магнитных пленок могут варьироваться в широком диапазоне значений [1]–[9]. При этом направление оси лёгкого намагничивания в данных пленках может быть направлено как параллельно (плоскостная магнитная анизотропия) так и перпендикулярно (перпендикулярная магнитная анизотропия, ПМА) плоскости пленки. Пленки с ПМА, к числу которых относятся пленки сплавов Fe (Pd, Pt) с упорядоченной структурой $L1_0$ и многослойные пленки Co/(Pd, Pt) [1], [6], [10], уже несколько десятилетий остаются в авангарде академических и промышленных исследований, поскольку могут использоваться при проектировании магнитных датчиков, магнитных логических устройств и как материал для создания магнитных носителей информации с высокой плотностью записи [6], [11]–[13].

В целом, анизотропия магнитных материалов может формироваться за счет нескольких вкладов [1], [14], [15], к числу которых относятся магнитокристаллическая анизотропия, анизотропия формы либо деформации (магнитоупругая анизотропия), поверхностная анизотропия Нееля и др.

Полная анизотропия тонких пленок может быть представлена как суперпозиция всех типов

анизотропий. В этом случае магнитная анизотропия может быть феноменологически охарактеризована эффективной константой магнитной анизотропии

$$K_{эфф} = K_V + 2K_S / t,$$

где K_V содержит вклады от анизотропии формы, магнитокристаллической и магнитоупругой анизотропии, а K_S интерпретируется как магнитная анизотропия на интерфейсе, определяемая анизотропией Нееля и магнитоупругой анизотропией [2], [3], t – это толщина магнитного слоя.

С точки зрения структурных особенностей ПМА непосредственно в пленках Co/Pd определяется многими факторами. К их числу относятся, прежде всего, кристаллическая структура пленок [2], [16], [17], где наибольшие значения ПМА наблюдаются для Co/Pd с предпочтительной ориентацией (111), другими словами текстурой (111). Кроме того, ПМА зависит от толщины слоев Co и Pd [3], [18]–[20], причем ПМА в пленках наблюдается при $t_{Co} < 2,0-2,5$ нм (для пленок с текстурой (111)). Следует также отметить, что наличие перпендикулярной анизотропии в многослойных системах более чувствительно к изменению толщины кобальта, чем палладия. Так, для случаев поликристаллических пленок, перпендикулярная анизотропия фиксируется для $t_{Pd} < 2,5$ нм с максимум константы одноосной магнитной анизотропии в диапазоне

0,6–1,2 нм, в то время как для поликристаллических пленок ПМА исчезает при $t_{\text{Co}} > 1,1$ нм. В работе [21] было показано, что ПМА для пленок Co/Pd наблюдается и при $t_{\text{Pd}} = 6,6$ нм. Фактором, влияющим на магнитоанізотропные свойства пленок, является и количество бислоев Co/Pd, где оптимальное значение лежит между 6–20 бислоями [22]–[24]. Рост количества повторов увеличивает вклад магнитостатической энергии, что приводит к понижению ПМА. На эффективность анизотропии влияют также присутствие буферного слоя, который влияет на кристаллическую структуру пленок Co/Pd [18], [25], [26] и качество границы раздела между слоями [15], [27]–[29], то есть, их шероховатость, а также перемешивание атомов Co и Pd на интерфейсе.

Кристаллическая структура пленок Co/Pd а также структура их интерфейсов определяется способом осаждения тонких пленок и структурой подложек. Поэтому магнитные свойства многослойных пленок Co/Pd с тем же составом, но нанесенных различными методами, могут заметно отличаться.

В данной работе рассматриваются многослойные пленки Co/Pd, синтезированные методом термического осаждения, с толщинами слоев Co ($t_{\text{Co}} = 0,2\text{--}0,4$ нм) и Pd ($t_{\text{Pd}} = 0,6\text{--}1,0$ нм) при которых ожидается максимальная перпендикулярная магнитная анизотропия. Систематически исследуется как изменяется кристаллическая структура пленок с увеличением толщин Co и Pd и с ростом степени перемешивания между осажденными слоями в процессе отжига пленок, а также при использовании буферного слоя Pd при их синтезе.

1 Методика эксперимента

Предметом исследования являются многослойные тонкие пленки $[\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{t_{\text{Pd}}}] \times 15$ перед и после их отжига в вакууме при температуре 300°C , а также многослойные тонкие пленки с палладиевым буферным слоем $\text{Pd}_{10\text{нм}} [\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{t_{\text{Pd}}}] \times 15 / \text{Pd}_{2\text{нм}}$ ($t_{\text{Co}} = 0,2$ нм; $0,3$ нм; $0,4$ нм и $t_{\text{Pd}} = 0,6$ нм; $1,0$ нм). Пленки осаждались на плоские кремниевые подложки Si (100), покрытые аморфным слоем оксида (SiO_2) толщиной 100 нм. Выбор данного типа подложки позволяет исключить влияние ее кристаллической структуры на структуру пленок. Все исследуемые пленки характеризуются перпендикулярной магнитной анизотропией.

Качество осаждаемых сплошных пленок и их параметры (толщина слоев, плотность, шероховатость) оценивались методом рентгеновской рефлектометрии. Измерения рентгеновской рефлектометрии выполнялись на лабораторном дифрактометре Panalytical X'Pert Pro с использованием рентгеновской лампы с медным анодом ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,154$ нм) и работающей при 40 кВ и 30 мА. Оптика падающего пучка состояла из никелевого

фильтра, который ограничивал интенсивность излучаемого трубкой рентгеновского излучения и поглощал линию Cu K_β ($\lambda = 0,139$ нм), щели Соллера ($0,04$ рад), программируемой щели, которая фиксировала угловой размер пучка до $1/32^\circ$ и 5 мм маски, которая ограничивала поперечную ширину пучка. Отраженное излучение фокусировалось щелью Соллера ($0,04$ рад), параллельным пластинчатым коллиматором ($0,18$ град), приемной щелью ($0,4$ мм) и фиксировалось пропорциональным счетчиком. Во время измерения образец помещался на стол с регулируемой высотой. Измерения проводились в угловом диапазоне $\omega = 0,2\text{--}5,0^\circ$ с шагом $0,004^\circ$ и статистикой 30 сек/шаг.

Состав и последовательность слоев в пленке определялись путем анализа критического угла ω_c и аппроксимации экспериментальных кривых с помощью программного обеспечения X'Pert Reflectivity от PANalytical. Компьютерный код этого программного обеспечения основывается на оптическом формализме Паррата, а согласованность аппроксимации проводится на основе метода наименьших квадратов. Аппроксимация экспериментальных кривых позволяет определить приближенные значения плотности, толщины и шероховатости осажденных плоских пленок. При аппроксимации начальные значения плотностей для металлов и сплавов принимались равными плотностям для сплошных материалов ($\rho_{\text{Co}} = 8,90$ г/см³ и $\rho_{\text{Pd}} = 12,02$ г/см³), начальные значения толщин слоев определялись на основе показаний кварцевых детекторов в процессе напыления пленок, а начальные значения шероховатостей пленок принимались равными 30% от толщины осаждаемых пленок. Также учитывалось, что плоские подложки кремния ($\rho_{\text{Si}} = 2,33$ г/см³) покрыты пленкой оксида толщиной 100 нм и $\rho_{\text{SiO}_2} = 2,64$ г/см³, согласно данным представленными производителем подложек (CrysTec GmbH). Величины плотности осажденных пленок подбирались в диапазоне $\pm 3\text{--}4\%$ от начальных значений. Значения толщины и шероховатости подбирались в диапазонах $\pm 20\%$ и $\pm 80\%$ начальных значений, соответственно. Значения плотностей, толщин и шероховатостей аппроксимировались независимо друг от друга. Параметрами аппроксимации были также фон измерения и рассеяние пучка рентгеновского излучения. Плотность кремния не аппроксимировалась.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) сплошных пленок, представленный в данной работе, был выполнен с использованием лабораторного дифрактометра Panalytical X'Pert Pro. Измерения проводились в стандартной геометрии $\theta\text{--}2\theta$ с использованием рентгеновской лампы с медным анодом ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,154$ нм), работающей при 40 кВ и 30 мА. Рентгеновский пучок, излучаемый рентгеновской трубкой, фокусировался в параллельный пучок с помощью разрезной щели с

фиксированной высотой в $1/2^\circ$, параболическим градуированным зеркалом W/Si с экваториальной дивергенцией менее $0,05^\circ$, коллиматора с щелью Соллера ($0,04$ рад) и маской шириной 5 мм, которая ограничивает ширину пучка. Оптика дифрагированного пучка состояла из приемной щели высотой $8,7$ мм, коллиматора с щелью Соллера ($0,04$ рад), изогнутого графитового монокроматора для удаления вклада от излучения K_β и полосового полупроводникового детектора с ограничением регистрации угла $2,122^\circ$. Во время измерения образец помещался на стол с регулируемой высотой. Дифрактограммы измерялись с шагом $0,05^\circ$ и статистикой 10000 сек/шаг.

Для получения информации о микроструктуре кристаллитов с плоскостями решетки (hkl) проведены измерения с наклоном вектора дифракции относительно нормали к поверхности (ψ) [30]. Для измерений РСА- ψ образец монтировали на подставку Эйлера и проводили стандартные измерения $\theta-2\theta$ при фиксированном угле ψ . Подставка Эйлера позволяла наклонять образец по линии, соединяющей рентгеновскую трубку и детектор при $2\theta = 0^\circ$. Угол ψ в данных измерениях варьировался от 0 до 70° , а размер рентгеновского пучка не превышал 4×4 мм², что обеспечивало незначительную инструментальную потерю интенсивности [31].

2 Структура границ раздела в многослойных тонких пленках Co/Pd

Экспериментальные рентгеновские рефлектограммы исходных пленок $[\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{t_{\text{Pd}}}] \times 15$ и пленок после отжига в вакууме при температуре 300°C , а также пленок $\text{Pd}_{10\text{нм}} / [\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{t_{\text{Pd}}}] \times 15 / \text{Pd}_{2\text{нм}}$ ($t_{\text{Co}} = 0,2$ нм; $0,3$ нм; $0,4$ нм и $t_{\text{Pd}} = 0,6$ нм; $1,0$ нм), показанные на рисунке 2.1, указывают на присутствие типичных осцилляций Киссига, которые свидетельствуют о равномерной толщине пленки.

Следует отметить, что для пленок с фиксированной толщиной t_{Pd} величина измеренного критического угла ω_c уменьшалась с $\sim 0,47^\circ$ до $\sim 0,45^\circ$ с ростом толщины кобальта t_{Co} , что обусловлено уменьшением средней плотности пленок. Для пленок после отжига число наблюдаемых осцилляций Киссига увеличивается по сравнению с пленками перед отжигом, что свидетельствует об уменьшении суммарной шероховатости пленки. На рефлектограммах пленок с буферным слоем Pd можно наблюдать большее количество осцилляций Киссига с меньшим периодом их появления по сравнению с рефлектограммами пленок без буферного слоя. Это указывает на большую суммарную толщину исследуемых пленок. Также для пленок с $t_{\text{Co}} = 0,4$ нм перед отжигом и с палладиевым буферным слоем

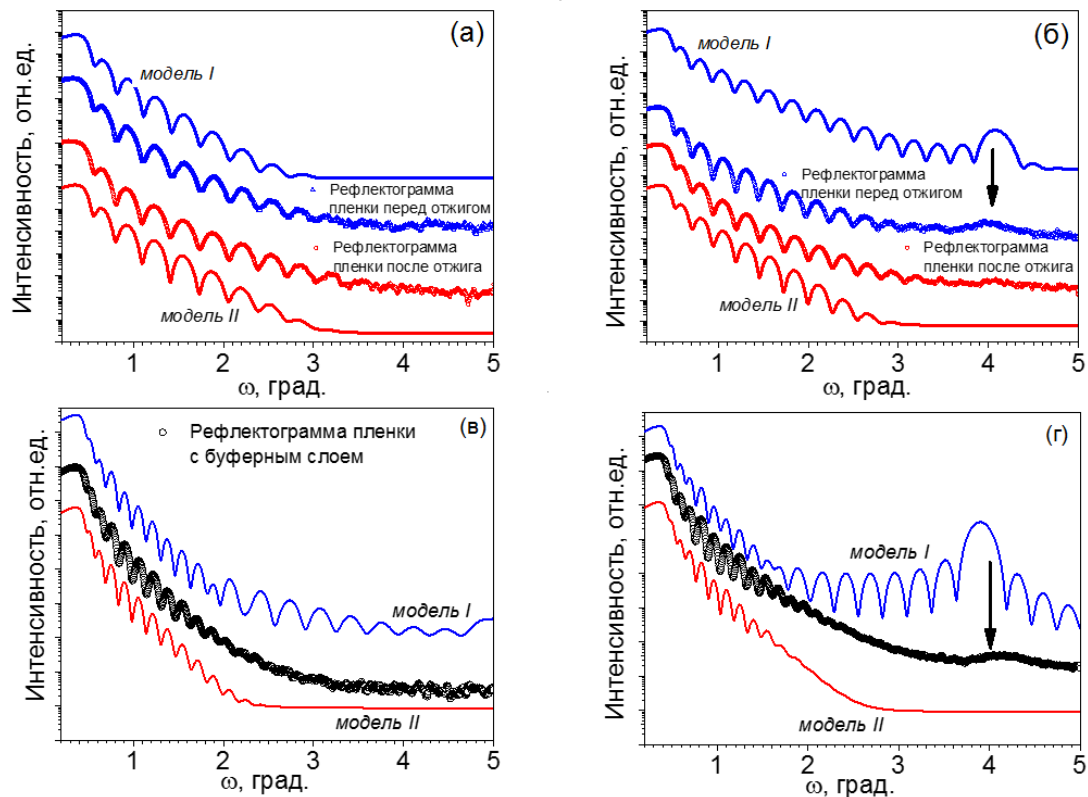


Рисунок 2.1 – Рефлектограммы многослойных пленок $[\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{0,6\text{нм}}] \times 15$, где $t_{\text{Co}} = 0,2$ нм (а) и $0,4$ нм (б) перед и после отжига, а также рефлектограммы многослойных пленок $\text{Pd}_{10\text{нм}} / [\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{0,6\text{нм}}] \times 15 / \text{Pd}_{2\text{нм}}$ ($t_{\text{Co}} = 0,2$ нм (в), $0,4$ нм (г)). Экспериментальные данные представлены точками, результаты аппроксимации – сплошными линиями; кривые симуляции представлены на рисунках с отступом для удобства сравнения. Стрелкой указан пик Брэгга

в области $\omega \approx 3^\circ-4^\circ$ можно наблюдать пик Брэгга (на рисунке 2.1 указан стрелкой). Стоит отметить, что пик Брэгга наблюдается также на рефлектограмме пленки $\text{Pd}_{10\text{нм}} / [\text{Co}_{0,3\text{нм}} / \text{Pd}_{1,0\text{нм}}] \times 15 / \text{Pd}_{2\text{нм}}$. Присутствие данного пика на рефлектограммах может свидетельствовать о сохранении периодичности осажденных слоев, однако его низкая интенсивность свидетельствует о сильно размытой границе раздела между слоями палладия и кобальта. Формализм Паррата, который использовался для аппроксимации полученных рефлектограмм, предполагает, что отдельные слои в многослойных системах имеют непрерывные интерфейсы. Однако пик Брэгга можно наблюдать и для многослойных пленок с прерывистыми интерфейсами [32]. В этом случае многослойную структуру можно представить в виде блоков, состоящих из участков материала с показателем преломления n_1 (участков пленки, обогащенных кобальтом), встроенных в матрицу другого материала с показателем преломления n_2 (участков пленки, обогащенных палладием). Для пленок с толщиной Co, сравнимой с атомным монослоем (~0,2 нм), вероятно, величина областей, обогащенных кобальтом, очень мала и пик Брэгга не наблюдается, что указывает на отсутствие периодических непрерывных интерфейсов. Появление такой периодичности может предполагаться для пленок с $t_{\text{Co}} = 0,4$ нм, для которых наблюдались слабо видимые пики Брэгга. Для

пленок с $t_{\text{Co}} = 0,3$ нм можно предполагать промежуточное состояние, когда наличие фиксируемых периодических непрерывных интерфейсов может наблюдаться при незначительных модификациях системы, например, при использовании буферного слоя. Малая интенсивность пиков Брэгга свидетельствует о сильно прерывистой структуре таких периодических интерфейсов. Это объясняется значительной диффузией атомов кобальта в слои палладия уже при комнатной температуре и формированию твердого раствора Co_xPd_y непосредственно в процессе напыления.

Экспериментальные рефлектограммы для пленок перед отжигом, а также для пленок с буферным слоем были аппроксимированы с точки зрения двух возможных композиций пленок (для удобства сравнения экспериментальные кривые и кривые симуляции на рисунке 2.1 представлены с отступом). В первом случае приближенные кривые моделировались для многослойных систем Co/Pd с периодическими слоями Co и Pd (*модель I*), где параметры каждого слоя подбирались независимо друг от друга. Во втором случае обработка проводилась в предположении образования сплавов CoPd (*модель II*), который образуется при полном перемешивании пленок кобальта t_{Co} с соответствующей толщиной палладия t_{Pd} .

Рефлектограммы пленок после отжига аппроксимировались по *модели II*.

Таблица 2.1 – Данные о многослойной структуре плоских образцов $[\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{0,6\text{нм}}] \times 15$ ($t_{\text{Co}} = 0,2; 0,4$ нм), полученные из анализа данных рентгеновской рефлектометрии сплошных пленок перед и после отжига

$t_{\text{Co}} = 0,2$ нм					$t_{\text{Co}} = 0,4$ нм				
Модель	$\rho, \text{г/см}^3$	$t, \text{нм}$	$R, \text{нм}$		Модель	$\rho, \text{г/см}^3$	$t, \text{нм}$	$R, \text{нм}$	
<i>модель I</i>	Co	8,6±0,1	0,23±0,02	0,6±0,1	<i>модель I</i>	Co	8,5±0,1	0,43±0,03	0,4±0,1
	Pd	11,7±0,1	0,64±0,02	1,0±0,2		Pd	11,5±0,1	0,65±0,03	0,6±0,1
Суммарная толщина пленки			13,1		Суммарная толщина пленки			16,2	
<i>модель II</i>	$\text{Co}_9\text{Pd}_{20}$	10,8±0,2	13,1±0,2	0,9±0,1	<i>модель II</i>	$\text{Co}_9\text{Pd}_{10}$	10,3±0,1	15,8±0,2	0,8±0,1

Таблица 2.2 – Данные о многослойной структуре сплошных пленок $\text{Pd}_{10\text{нм}} / [\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{0,6\text{нм}}] \times 15 / \text{Pd}_{2\text{нм}}$ ($t_{\text{Co}} = 0,2; 0,4$ нм), полученные из анализа данных рентгеновской рефлектометрии

0,2					0,4				
Модель	$\rho, \text{г/см}^3$	$t, \text{нм}$	$R, \text{нм}$		Модель	$\rho, \text{г/см}^3$	$t, \text{нм}$	$R, \text{нм}$	
<i>модель I</i>	Pd (буферный слой)	11,8±0,2	10,8±0,1	0,6±0,1	<i>модель I</i>	Pd (буферный слой)	12,1±0,1	9,8±0,1	0,6±0,1
	Co	8,4±0,2	0,23±0,01	0,5±0,1		Co	8,6±0,1	0,47±0,01	0,6±0,1
	Pd	11,7±0,1	0,65±0,01	0,4±0,1		Pd	12,1±0,1	0,67±0,01	0,2±0,1
	Pd (защитный слой)	11,8±0,1	0,9±0,1	1,2±0,1		Pd (защитный слой)	11,9±0,1	1,4±0,1	1,1±0,1
<i>модель II</i>	Pd (буферный слой)	11,6±0,1	10,5±0,1	2,0±0,5	<i>модель II</i>	Pd (буферный слой)	11,9±0,2	10,4±0,1	1,1±0,1
	$\text{Co}_9\text{Pd}_{20}$	10,8±0,1	13,5±0,1	0,7±0,2		$\text{Co}_9\text{Pd}_{10}$	10,5±0,1	15,9±0,1	0,9±0,1
	Pd (защитный слой)	11,6±0,1	1,0±0,2	1,3±0,1		Pd (защитный слой)	11,6±0,2	2,0±0,1	1,2±0,1

В таблицах 2.1 и 2.2 представлены результаты аппроксимации (плотность, толщина и шероховатость) пленок, рефлектограммы которых показаны на рисунке 2.1. Значения, определенные из модели I, усреднены для 15 повторений и равны средним значениям величин. Полученные в процессе аппроксимации значения плотностей $\rho_{\text{Co}} \approx 8,6 \text{ г/см}^3$ и $\rho_{\text{Pd}} \approx 11,7 \text{ г/см}^3$ меньше соответствующих значений для сплошных материалов на 3–4%. Это может быть связано с наличием дефектов и микронапряжений в осажденных тонких пленках. Учитывая, что точность измерения толщины слоев в процессе осаждения при помощи кварцевых детекторов составляет порядка 5%, толщины осажденных слоев согласуются с номинальными значениями. Как видно из таблицы для пленок перед отжигом и с буферным слоем, средняя шероховатость слоев кобальта, определенная по модели I, превышает их среднюю толщину. Это подтверждает предположение о существенном перемешивании слоев кобальта и палладия на интерфейсах уже на стадии осаждения [28] и формирование прерывистых интерфейсов. Аппроксимирующие кривые на основе модели II лучше воспроизводят экспериментальные данные для пленок без буферного слоя перед и после отжига, а также для пленок с буферным слоем. Однако, ни одна из используемых моделей не аппроксимирует идеально экспериментальные рефлектограммы для пленок с $t_{\text{Co}} = 0,4 \text{ нм}$. Использование модели I показывает положения пика Брэгга, соответствующее тем, которые наблюдаются на экспериментальных рефлектограммах, однако в этом случае модельная кривая значительно отличается от экспериментальной при углах ω выше $1,5^\circ$. Модель II не воспроизводит слабо видимые пики Брэгга, однако отображает экспериментальные рефлектограммы лучше, чем модель I. Таким образом, осажденные многослойные слои можно рассматривать как твердый раствор Co_xPd_y .

3 Кристаллическая структура многослойных тонких пленок Co/Pd

На дифрактограммах исследуемых пленок после отжига наблюдаются дифракционные линии при углах $2\theta \approx 40,5\text{--}41,5^\circ$ и дифракционные линии меньшей интенсивности при углах $2\theta \approx 47,3\text{--}48,3^\circ$ (рисунок 3.1). Указанные линии отражения соответствуют дифракционным линиям (111) и (200) твердого раствора Co_xPd_y , имеющего ГЦК структуру. Стехиометрия твердого раствора определяется толщиной слоев кобальта и палладия. Меньшие значения соотношений интенсивностей пиков $A_{(002)} / A_{(111)} < 0,14$ для пленок, по сравнению с объемным материалом ($A_{(002)} / A_{(111)} \approx 0,3$ [33], [34]), свидетельствуют о преимущественной ориентации роста в направлении [111] (присутствие текстуры) для кристаллитов твердого раствора Co_xPd_y .

Для пленок перед отжигом линии отражения при углах $2\theta \approx 40,5\text{--}41,5^\circ$ и $2\theta \approx 47,3\text{--}48,3^\circ$ могут соответствовать кристаллографическим плоскостям (111) и (200) твердого раствора Co_xPd_y с соответствующей стехиометрией, что указывает на существенное перемешивание слоев кобальта и палладия уже в процессе нанесения пленок. Одновременно они могут характеризовать отражения нулевого и +1-го порядков от многослойных периодических структур, то есть, сверхрешеток [35]. Рассчитанные положения сателлитных пиков –1-го порядка относительно отражений нулевого порядка, за которые принимались пики при углах $2\theta \approx 40,5\text{--}41,5^\circ$, лежат в диапазоне углов $2\theta \approx 30,0^\circ\text{--}35,0^\circ$. За период сверхрешеток брались суммы средних толщин слоев кобальта и палладия, определенные из рентгеновской рефлектометрии.

Для пленок $[\text{Co}_{0,4\text{нм}} / \text{Pd}_{0,6\text{нм}}] \times 15$ перед отжигом наблюдается пик при $2\theta = 32,2^\circ$, а для пленок $[\text{Co}_{0,4\text{нм}} / \text{Pd}_{1,0\text{нм}}] \times 15$ при $2\theta = 35,0^\circ$, которые не наблюдаются после отжига, и могут быть интерпретированы, как пики –1-го порядка для системы с периодическими интерфейсами. Этот вывод согласуется с данными рентгеновской рефлектометрии, где пик Брэгга, характерный для периодических структур, присутствует на рефлектограммах пленок $[\text{Co}_{0,4\text{нм}} / \text{Pd}_{\text{Pd}}] \times 15$ ($t_{\text{Pd}} = 0,6 \text{ нм}$ и $1,0 \text{ нм}$) перед отжигом. Пики +1-го порядка для данных систем не наблюдаются. Для пленок перед отжигом $[\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{\text{Pd}}] \times 15$ ($t_{\text{Co}} = 0,2 \text{ нм}$; $0,3 \text{ нм}$ и $t_{\text{Pd}} = 0,6 \text{ нм}$ и $1,0 \text{ нм}$) наблюдаются линии при $2\theta \approx 47,3\text{--}48,0^\circ$. Значения соотношений интенсивностей $A_{(002)} / A_{(111)}$ данных пиков к интенсивностям пиков при $2\theta \approx 40,5\text{--}41,3^\circ$ составляет $< 0,14$ и примерно равно соотношению интенсивностей пиков (111) и (200) ($A_{(002)} / A_{(111)}$) для твердого раствора Co_xPd_y в пленках после отжига. Это позволяет сделать вывод об отсутствии структуры с периодическими интерфейсами и формировании твердого раствора Co_xPd_y в пленках $[\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{\text{Pd}}] \times 15$ ($t_{\text{Co}} = 0,2 \text{ нм}$; $0,3 \text{ нм}$ и $t_{\text{Pd}} = 0,6 \text{ нм}$ и $1,0 \text{ нм}$) уже в процессе осаждения пленок. Таким образом, для изучаемых пленок без буферного слоя появление периодической структуры может предполагаться для $[\text{Co}/\text{Pd}] \times 15$ при толщине кобальта $t_{\text{Co}} \geq 0,4 \text{ нм}$. Отсутствие пика –1-го порядка для пленок после отжига с $t_{\text{Co}} = 0,4 \text{ нм}$ свидетельствует о разрушении периодической структуры, что также подтверждается отсутствием пика Брэгга на их рефлектограммах (рисунок 2.1 б).

Пики при углах $2\theta \approx 40\text{--}41^\circ$ и $2\theta \approx 46\text{--}48^\circ$ для пленок с буферным слоем $\text{Pd}_{10\text{нм}} / [\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{\text{Pd}}] \times 15 / \text{Pd}_{2\text{нм}}$ ($t_{\text{Co}} = 0,2 \text{ нм}$; $0,3 \text{ нм}$; $0,4 \text{ нм}$ и $t_{\text{Pd}} = 0,6 \text{ нм}$; $1,0 \text{ нм}$) могут быть представлены как суперпозиция двух дифракционных линий. Одна из них характеризует буферный слой палладия, а вторая описывает периодическую часть Co/Pd

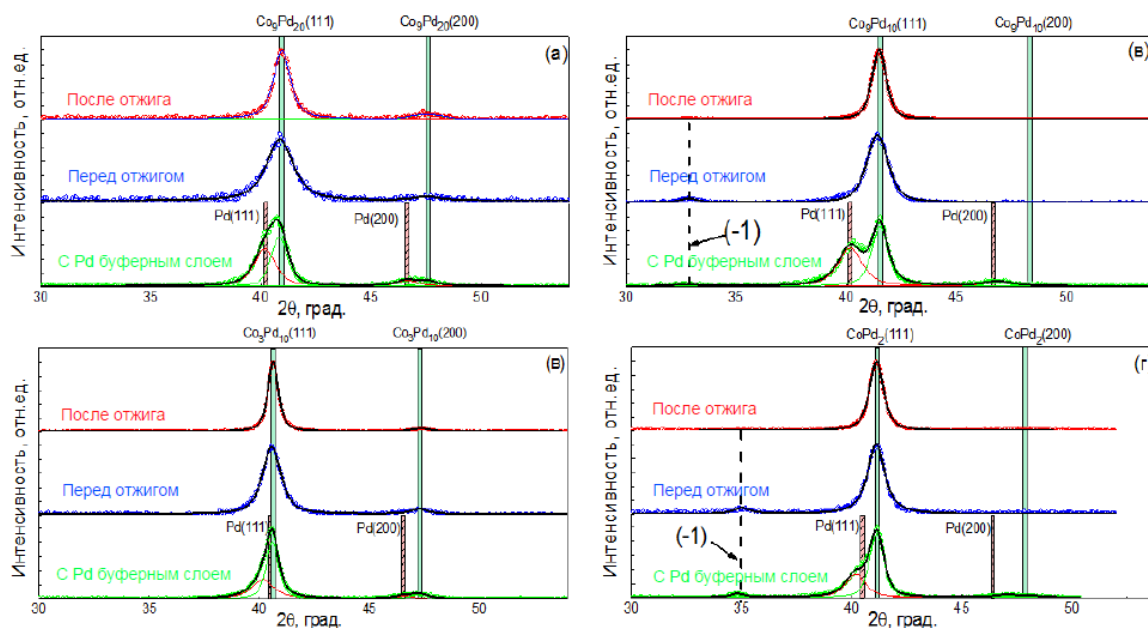


Рисунок 3.1 – Экспериментальные рентгенограммы (точки) многослойных пленок $[\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{0,6 \text{ нм}}] \times 15$: а) $t_{\text{Co}} = 0,2 \text{ нм}$, б) $t_{\text{Co}} = 0,4 \text{ нм}$ и $[\text{Co}_{t_{\text{Co}}} / \text{Pd}_{1,0 \text{ нм}}] \times 15$, где $t_{\text{Co}} = 0,2 \text{ нм}$ (г) и $0,4 \text{ нм}$ (е) перед, после отжига, а также пленок с буферным слоем, аппроксимированные линиями псевдо-Войта (линии). Пунктирными линиями на рисунке указаны позиции пиков порядков -1 относительно пиков нулевого порядка, за которые принимались дифракционные линии при углах 2θ равных $41,1^\circ$ и $41,5^\circ$

многослойной системы, обозначенную нами как пленка Co_xPd_y . В процессе аппроксимации положение пиков палладия принималось равным положению дифракционных линий пленки палладия толщиной 10 нм ($2\theta_{111} = 40,17^\circ$ и $2\theta_{200} = 46,65^\circ$), проанализированной нами ранее, все остальные параметры варьировались. Используя результаты аппроксимации был определен вклад каждого из пиков в суммарном сигнале. Вклад пика от пленки Co_xPd_y определялся как $A_{\text{CoPd}} / (A_{\text{CoPd}} + A_{\text{Pd}})$, где A_{CoPd} и A_{Pd} – интенсивности линий от пленки Co_xPd_y и пленки чистого палладия соответственно. Полученные величины сравнивались с отношением $t_{\text{CoPd}} / (t_{\text{CoPd}} + t_{\text{Pd}})$ толщин пленок Co/Pd (t_{CoPd}) к общим толщинам осажденных пленок ($t_{\text{CoPd}} + t_{\text{Pd}}$), где t_{Pd} – толщина буферного слоя. Зафиксированное совпадение данных величин подтверждает, что рассматриваемые дифракционные линии могут быть отнесены к буферному слою Pd и к периодической части Co/Pd многослойной системы. Пунктирными линиями на дифрактограммах указаны вычисленные позиции сателлитных пиков порядка -1 относительно пиков нулевого порядка, за которые принимались рефлексы при углах 2θ равных $41,1^\circ$ и $41,5^\circ$. Как и для неоттоженных пленок без буферного слоя, для пленок $\text{Pd}_{10 \text{ нм}} / [\text{Co}_{0,4 \text{ нм}} / \text{Pd}_{\text{Pd}}] \times 15 / \text{Pd}_{2 \text{ нм}}$ ($t_{\text{Pd}} = 0,6$ и $1,0 \text{ нм}$) наблюдается сателлитный пик -1 -го порядка при $2\theta \approx 32\text{--}35^\circ$. Пик $+1$ -го порядка для данных систем перекрывается с пиком от палладиевого буфера и предполагаемых пиков от твердых растворов $\text{Co}_9\text{Pd}_{10}$ и CoPd_2 . Для пленки $\text{Pd}_{10 \text{ нм}} / [\text{Co}_{0,3 \text{ нм}} / \text{Pd}_{1,0 \text{ нм}}] \times$

$15 / \text{Pd}_{2 \text{ нм}}$ также наблюдался сателлитный пик порядка -1 . Пик при $2\theta = 47,6^\circ$ для данной пленки также может быть интерпретирован как пик $+1$ -го порядка периодической системы $\text{Co}_{0,3 \text{ нм}} / \text{Pd}_{1,0 \text{ нм}}$ либо как пик от твердого раствора Co_2Pd_5 . Учитывая данные рефлектометрии, где для пленки $\text{Pd}_{10 \text{ нм}} / [\text{Co}_{0,3 \text{ нм}} / \text{Pd}_{1,0 \text{ нм}}] \times 15 / \text{Pd}_{2 \text{ нм}}$ и пленок $\text{Pd}_{10 \text{ нм}} / [\text{Co}_{0,4 \text{ нм}} / \text{Pd}_{\text{Pd}}] \times 15 / \text{Pd}_{2 \text{ нм}}$ ($t_{\text{Pd}} = 0,6 \text{ нм}$ и $1,0 \text{ нм}$) наблюдались пики Брэгга, дифракционные линии от данных пленок можно рассматривать как суперпозицию сигналов от твердого раствора и системы с периодическими прерывистыми интерфейсами. Однако, учитывая малую интенсивность наблюдаемых сателлитных пиков и пиков Брэгга на соответствующих рефлектограммах, можно предположить, что вклад сигнала от многослойной составляющей будет существенно меньше, чем вклад от твердого раствора.

На всех рентгенограммах для исходных пленок и пленок после отжига, а также пленок с буферным слоем, высокая интенсивность дифракционных линий отражения (111) указывает на преимущественную ориентацию роста кристаллитов (наличие текстуры) в направлении [111], поскольку в данном направлении обеспечивается минимальная поверхностная энергия за счет наиболее плотной упаковки атомов в кристаллитах с ГЦК структурой.

Значительная ширина дифракционных линий на рентгенограммах, приведенных на рисунке 3.1, указывает на небольшой размер зерен и свидетельствует о нанокристаллической структуре осажденных пленок. Используя значения ширины

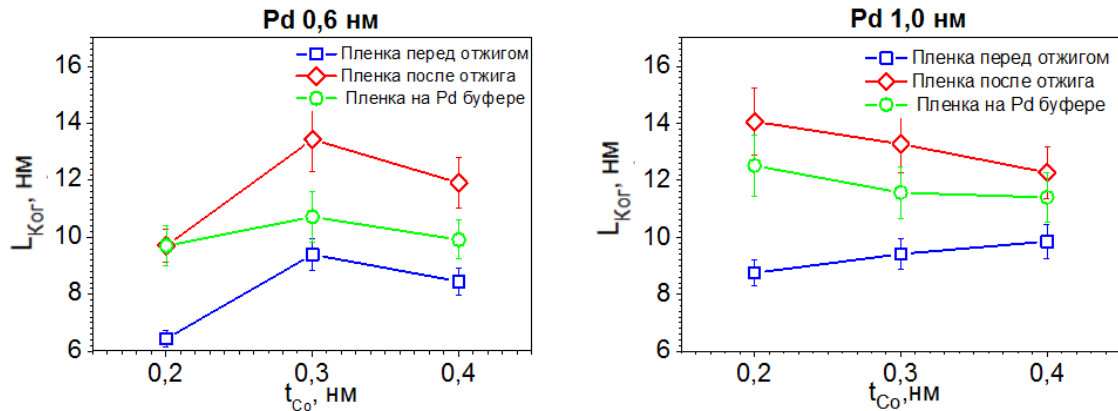


Рисунок 3.2 – Размеры кристаллитов, вычисленные из ширины дифракционной линии (111), для пленок $[Co_{t_{Co}} / Pd_{t_{Pd}}] \times 15$ перед и после отжига, а также тонких пленок с палладиевым буферным слоем $Pd_{10nm} / [Co_{t_{Co}} / Pd_{t_{Pd}}] \times 15 / Pd_{2nm}$ ($t_{Co} = 0,2$ нм; $0,3$ нм; $0,4$ нм и $t_{Pd} = 0,6$ нм; $1,0$ нм)

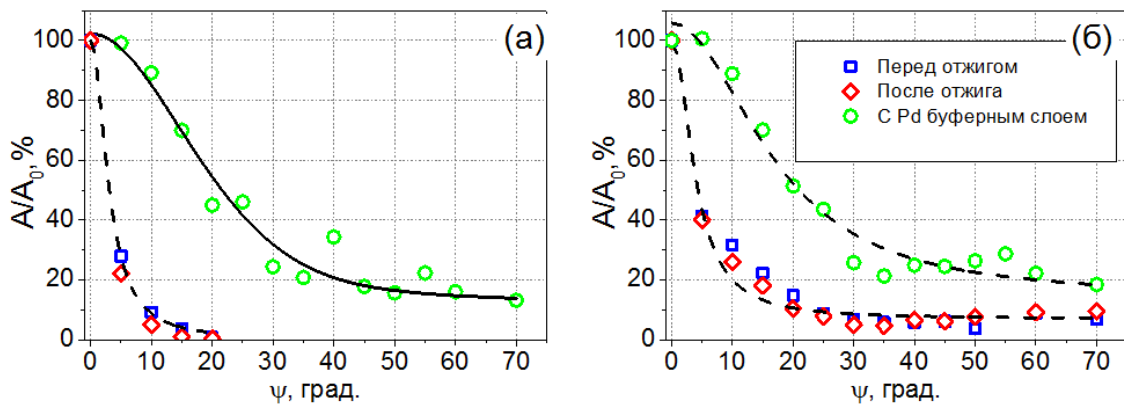


Рисунок 3.3 – Нормализованная интегральная интенсивность линий отражения (111) Co_xPd_y в зависимости от угла ψ для пленок $[Co_{0,3nm} / Pd_{t_{Pd}}] \times 15$ перед и после отжига, а также пленок $Pd_{10nm} / [Co_{0,3nm} / Pd_{t_{Pd}}] \times 15 / Pd_{2nm}$ для $t_{Pd} = 0,6$ нм (а) и $t_{Pd} = 1,0$ нм (б)

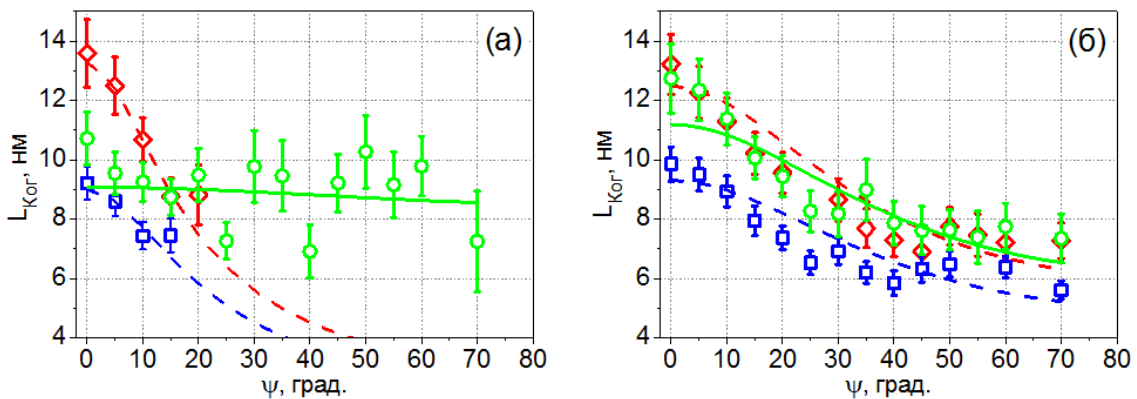


Рисунок 3.4 – Изменение размеров областей когерентного рассеяния L_{Kor} в зависимости от угла ψ для кристаллитов (111) Co_xPd_y пленок $[Co_{0,3nm} / Pd_{t_{Pd}}] \times 15$ ($t_{Pd} = 0,6$ нм (а) и $t_{Pd} = 1,0$ нм (б)) перед (квадраты) и после (ромбы) отжига, а также для кристаллитов (111) пленок $Pd_{10nm} / [Co_{0,3nm} / Pd_{t_{Pd}}] \times 15 / Pd_{2nm}$ ($t_{Pd} = 0,6$ нм (а) и $t_{Pd} = 1,0$ нм (б)) (круги)

на полувысоте, полученные из аппроксимации функцией псевдо-Войта пиков Co_xPd_y (111), по формуле Шерера определялось, как изменяется размер области когерентного рассеяния (размер кристаллитов) L_{Kor} в направлении, перпендикулярном к поверхности пленок с отжигом пленок, а также при наличии буферного слоя (рисунок 3.2).

Как видно из рисунка, отжиг пленок приводит к увеличению данных областей. Иначе говоря, с отжигом в данных пленках увеличивается размер (высота) областей, в которых расстояние между кристаллографическими плоскостями остается неизменным, что свидетельствует об уменьшении количества дефектов в структуре пленок.

Также, как видно из рисунка 3.2, наличие буфера приводит к увеличению кристаллитов системы Co_xPd_y по сравнению с пленками без буфера, что может свидетельствовать об уменьшении количества дефектов в структуре пленок и о более однородном росте пленки в процессе осаждения. Это объясняет появление пика Брэгга на рефлектограмме пленки $\text{Pd}_{10\text{нм}} / [\text{Co}_{0,3\text{нм}}/\text{Pd}_{1,0\text{нм}}] \times 15 / \text{Pd}_{2\text{нм}}$, который не наблюдался для пленки без буферного слоя $[\text{Co}_{0,3\text{нм}}/\text{Pd}_{1,0\text{нм}}] \times 15$ и который связан с увеличением упорядоченности осажденных слоев и увеличением сплошности областей, обогащенных кобальтом, и появлению горизонтальных зон отражения, которые не наблюдались для данной пленки без буферного слоя.

Для определения направления преимущественной ориентации кристаллитов (111) в осажденных пленках, пленках после отжига и в пленках с буферным слоем, а также с целью определения изменения размера данных кристаллитов в различных направлениях относительно плоскости пленки выполнены измерения рентгеновской дифракции в геометрии $\theta-2\theta$, при которой изменялась величина угла наклона вектора дифракции относительно нормали к поверхности (изменение PCA- ψ).

Амплитуда пиков (111) Co_xPd_y на дифрактограммах PCA- ψ уменьшается с увеличением угла ψ . На рисунке 3.3 представлены нормализованные зависимости интенсивности (A/A_0) пиков (111) Co_xPd_y от угла ψ для исходных пленок $[\text{Co}_{0,3}/\text{Pd}_{\text{Pd}}] \times 15$, пленок после отжига, а также для пленок с буферным слоем $\text{Pd}_{10\text{нм}} / [\text{Co}_{0,3\text{нм}}/\text{Pd}_{\text{Pd}}] \times 15 / \text{Pd}_{2\text{нм}}$ ($t_{\text{Pd}} = 0,6$ нм; 1,0 нм). Данные образцы были выбраны с точки зрения двух различных структур пленок: твердого раствора и периодических интерфейсов при наличии палладиевого буфера. Для остальных пленок получены похожие результаты. За интенсивность дифракционных линий в данном случае брались интегральные области (A) под пиками (111) Co_xPd_y при различных углах ψ , а за A_0 бралась интегральная интенсивность при $\psi = 0^\circ$.

Для пленок без буфера уменьшение интегральной интенсивности линий отражения (111) Co_xPd_y с ростом угла ψ показывает, что кристаллографические (111) плоскости большинства кристаллитов параллельны поверхности образца. Поскольку интегральная интенсивность отражения зависит от числа кристаллитов, удовлетворяющих закону Брэгга, то большинство кристаллитов Co_xPd_y со структурой (111) в пленках сориентированы перпендикулярно к поверхности пленки, и их количество экспоненциально уменьшается при отклонении от нормали (с увеличением угла ψ). Полученные значения согласуются с другими исследованиями, выполненными на сильно текстурированных магнитных многослойных системах $[\text{Co}/\text{Pd}] \times n$ [2], [17], [25], [27].

Интенсивность рефлексов (200) остается практически без изменений, что свидетельствует об изотропной ориентации кристаллитов с данной структурой.

Как видно из рисунка 3.3 для пленок с буферным слоем амплитуда рефлексов (111) уменьшается для $\psi < 40^\circ$ и при $\psi \geq 40^\circ$ остается практически неизменной. Таким образом, для пленок Co/Pd с буферным слоем, также как и для пленок без буферного слоя, большинство кристаллитов (111) в пленках Co_xPd_y сориентированы перпендикулярно к поверхности подложки и количество данных кристаллитов уменьшается с ростом угла ψ . Однако, в отличие от пленок без буфера, для пленок с буферным слоем распределение кристаллитов более равномерное. В пленке с буферным слоем присутствует значительное количество кристаллитов с ориентацией (111), ось которых направлена под углом $\psi \geq 40^\circ$. Таким образом, поликристаллический буферный слой палладия с кристаллической текстурой (111) не влияет на текстуру пленки Co_xPd_y , однако существенно сказывается на ориентации кристаллитов (111) относительно нормали к пленке.

Следует также отметить, что для пленки с $t_{\text{Pd}} = 1,0$ нм и буферным слоем, для которой может предполагаться появление периодических интерфейсов, интенсивность пика при $2\theta = 40,6^\circ$, соответствующего кристаллитам (111), уменьшается с увеличением угла ψ , но не равна нулю даже при $\psi = 70^\circ$. Это свидетельствует о том, что наблюдаемый пик не может являться дифракционным пиком только от структуры с периодическими интерфейсами, а, как минимум, является суперпозицией сигналов от многослойной структуры и твердого раствора Co_xPd_y со структурой (111). Это подтверждает правильность предположения о том, что подобные пленки также могут рассматриваться как твердый раствор Co_xPd_y .

Изменение размеров областей когерентного рассеяния в зависимости от угла ψ для кристаллитов (111) Co_xPd_y в исходных пленках с $t_{\text{Co}} = 0,3$ нм и пленках после отжига, а также для пленок с буфером представлены на рисунке 3.4.

При изменении угла наклона ψ дифракционные линии при $2\theta \approx 40,8-41,3^\circ$ наблюдаются для кристаллитов (111), направление роста которых совпадает с углом ψ и которые удовлетворяют закону Брэгга. Как видно из рисунка, значения $L_{\text{ког}}$ уменьшаются с ростом угла ψ . Из этого следует, что кристаллиты (111) Co_xPd_y , которые растут в пленке под разными углами к поверхности, имеют разный размер. Предполагая, что тенденция роста кристаллитов в разных направлениях сохраняется для каждого отдельного кристаллита, можно сделать вывод о том, что кристаллиты твердого раствора Co_xPd_y обладают анизотропией формы. Полученные зависимости $L_{\text{ког}}(\psi)$ могут быть аппроксимированы уравнением эллипса

$$L_{\text{коз}} = 2 \cdot r(\psi) = 2 \cdot \frac{a \cdot b}{\sqrt{b^2 \cdot \cos^2 \psi + a^2 \cdot \sin^2 \psi}} = \frac{L_{\text{коз}\perp} \cdot L_{\text{коз}\parallel}}{\sqrt{L_{\text{коз}\perp}^2 \cdot \cos^2 \psi + L_{\text{коз}\parallel}^2 \cdot \sin^2 \psi}},$$

где $L_{\text{коз}\perp}$ и $L_{\text{коз}\parallel}$ – размер области когерентного рассеяния в перпендикулярном и параллельном направлениях поверхности пленок.

Результаты аппроксимации размеров областей когерентного рассеяния представлены в таблице 3.1. Следует отметить, что для пленок с $t_{\text{Pd}} = 1,0$ нм увеличение степени перемешивания между осаждаемыми слоями кобальта и палладия за счет отжига приводит к равномерному увеличению размера кристаллитов в образовавшемся твердом растворе Co_xPd_y , однако с сохранением соотношения их линейных параметров $L_{\text{коз}\perp} / L_{\text{коз}\parallel} \approx 2$. Данное соотношение сохраняется и для пленки с $t_{\text{Pd}} = 1,0$ нм с буферным слоем. Образование подобных вытянутых кристаллитов твердого раствора может быть связано с последовательным нанесением слоев кобальта и палладия, при котором атомы кобальта диффундируют в образовавшиеся слои палладия, что объясняется активной диффузией в направлении движения паров материала [36], [37].

Таблица 3.1 – Результаты расчетов размеров областей когерентного рассеяния для исходных пленок [$\text{Co}_{0,3\text{нм}} / \text{Pd}_{\text{Pd}}$], пленок после отжига и пленок с буферным слоем $\text{Pd}_{10\text{нм}} / [\text{Co}_{0,3\text{нм}} / \text{Pd}_{\text{Pd}}] / \text{Pd}_{2\text{нм}}$

t_{Pd}	Перед отжигом		После отжига		С буферным слоем	
	$L_{\text{коз}\perp}$	$L_{\text{коз}\parallel}$	$L_{\text{коз}\perp}$	$L_{\text{коз}\parallel}$	$L_{\text{коз}\perp}$	$L_{\text{коз}\parallel}$
0,6	$8,9 \pm 0,4$	$2,8 \pm 0,5$	$13,3 \pm 0,6$	$3,0 \pm 0,3$	$9,0 \pm 0,5$	$8,5 \pm 1,0$
1,0	$9,3 \pm 0,5$	$5,0 \pm 0,5$	$12,5 \pm 0,5$	$6,0 \pm 0,5$	$11,2 \pm 0,5$	$6,3 \pm 0,5$

Заключение

Методом рентгеновской рефлектометрии и методом РСА показано, что периодические бислои Co/Pd в сплошных пленках без буферного слоя перед и после отжига, также как и в пленках с буферным слоем, можно рассматривать как твердый раствор Co_xPd_y , что объясняется значительной диффузией атомов кобальта в слои палладия уже при комнатной температуре и формированием твердого раствора Co_xPd_y непосредственно в процессе напыления. Кристаллиты Co_xPd_y имеют преимущественную ориентацию роста (текстуру) в направлении [111], поскольку в данном направлении обеспечивается минимальная поверхностная энергия за счет наиболее плотной упаковки атомов в кристаллитах с ГЦК структурой. Большинство кристаллитов (111) Co_xPd_y в пленках сориентированы перпендикулярно к поверхности пленки и их количество экспоненциально уменьшается при отклонении от нормали. Буферный слой Pd

способствует более упорядоченному осаждению слоев Co и Pd, что обусловлено увеличением размеров областей, обогащенных кобальтом (увеличением их сплошности), и появлением горизонтальных зон отражения, которые не наблюдались для данной пленки без буферного слоя. Буферный слой не влияет на текстуру пленки Co_xPd_y , однако существенно сказывается на ориентации кристаллитов (111) относительно нормали к пленке. Кристаллиты твердого раствора Co_xPd_y обладают анизотропией формы. Кристаллиты (111) Co_xPd_y в исходных пленках с $t_{\text{Pd}} = 1,0$ нм и $t_{\text{Pd}} = 0,6$ нм и пленках после отжига обладают вытянутой эллиптической формой с длинной осью параллельной нормали к поверхности пленок. Для пленок с $t_{\text{Pd}} = 0,6$ нм, при наличии буфера кристаллиты (111) Co_xPd_y имеют одинаковый размер во всех направлениях относительно нормали к плоскости образца.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Magnetic anisotropy in metallic multilayers* / M.T. Johnson, P.J.H. Bloemen, F.J. a Den Broeder, J.J. De Vries // Reports Prog. Phys. – 1996. – Vol. 59. – P. 1409–1458.
2. *Interface magnetic anisotropy in epitaxial superlattices* / B.N. Engel, C.D. England, R.A. Van Leeuwen, M.H. Wiedmann, C.M. Falco // Phys. Rev. Lett. – 1991. – Vol. 67. – P. 1910–1913.
3. *Magnetic anisotropy of multilayers* / F.J.A. den Broeder, W. Hoving, P. J. H. Bloemen // J. Magn. Magn. Mater. – 1991. – Vol. 93. – P. 562–570.
4. *Magnetic domain replication in interacting bilayers with out-of-plane anisotropy: Application to Co/Pt multilayers* / V. Baltz, A. Marty, B. Rodmacq, B. Dieny // Phys. Rev. B – Condens. Matter Phys. – 2007. – Vol. 75. – P. 014406-1–014406-6.
5. *Influence of layer thickness on the structure and the magnetic properties of Co/Pd epitaxial multilayer films* / K. Tobar, M. Ohtake, K. Nagano, M. Futamoto // J. Magn. Magn. Mater. – 2012. – Vol. 324. – P. 1059–1062.
6. *Piramanayagam, S.N. Perpendicular recording media for hard disk drives* / S.N. Piramanayagam // J. Appl. Phys. – 2007. – Vol. 102, № 1. – P. 011301-1–011301-22.
7. *Ultrathin Magnetic Structures IV Applications of Nanomagnetism* / J.A.C. Bland, B. Heinrich, eds. – Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005. – 258 p.
8. *Comparison of anisotropic interface magnetoresistance in Co/Pt and Co/Pd multilayers* / J.C. Lee [et al.] // J. Appl. Phys. – 2013. – Vol. 113, № 17. – P. 17C714-1–17C714-3.
9. *High temperature annealing stability of magnetic properties in MgO-based perpendicular magnetic tunnel junction stacks with CoFeB polarizing layer* / M.T. Rahman, A. Lyle, G. Hu,

- W.J. Gallaghe, J. P. Wang // *J. Appl. Phys.* – 2011. – Vol. 109, № 7. – P. 07C709-1–07C709-3.
10. Barton, C.W. Magnetisation reversal in anisotropy graded Co/Pd multilayers / C.W. Barton, T. Thomson // *J. Appl. Phys.* – 2015. – Vol. 118. – P. 063901-1–063901-6.
11. *Probing the energy barriers and magnetization reversal processes of nanoporated membrane based percolated media* / V. Neu [et al.] // *Nanotechnology.* – 2013. – Vol. 24. – P. 145702-1–145702-6.
12. *Magnetic films on nanoporated templates: a route towards percolated perpendicular media* / C. Schulze [et al.] // *Nanotechnology* – 2010. – Vol. 21. – P. 495701-1–495701-9.
13. *Recording study of percolated perpendicular media* / M. Grobis, C. Schulze, M. Faustini, D. Grosso, O. Hellwig, D. Makarov, M. Albrecht // *Appl. Phys. Lett.* – 2011. – Vol. 98. – P. 192504-1–192504-3.
14. *Effect of coherent to incoherent structural transition on magnetic anisotropy in Co/Pt multilayers* / P. Chowdhury [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2012. – Vol. 112. – P. 023912-1–023912-8.
15. Kim, S.K. Alloy-like co environment in Co/Pd multilayer films having perpendicular magnetic anisotropy / S.K. Kim, S.C. Shin // *J. Appl. Phys.* – 2001. – Vol. 89. – P. 3055–3057.
16. *Effect of microstructure on magnetic properties and anisotropy distributions in Co/Pd thin films and nanostructures* / J.M. Shaw [et al.] // *Phys. Rev. B – Condens. Matter Mater. Phys.* – 2009. – Vol. 80. – P. 184419-1–184419.
17. *Magnetic force microscopy of Co-Pd multilayers with perpendicular anisotropy* / J.R. Barnes [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 1994. – Vol. 76. – P. 2974–2980.
18. *Origins of switching field distributions in perpendicular magnetic nanodot arrays* / J.M. Shaw, W.H. Rippard, S.E. Russek, T. Reith, C.M. Falco // *J. Appl. Phys.* – 2007. – Vol. 101. – P. 023909-1–023909-5.
19. Nemoto, H. Analysis of interfacial magnetic anisotropy in Co/Pt and Co/Pd multilayer films / H. Nemoto and Y. Hosoe // *J. Appl. Phys.* – 2005. – Vol. 97. – P. 10J109-1–10J109-4.
20. *Ultra-thin Co/Pd multilayers with enhanced high-temperature annealing stability* / M. Gottwald [et al.] // *Appl. Phys. Lett.* – 2013. – Vol. 102. – P. 052405-1–052405-5.
21. Yang, T. Microstructure and magnetic properties of Co/Pd multilayer films / T. Yang, F. Pan, B.X. Liu // *Phys. Status Solidi Appl. Res.* – 1994. – Vol. 142. – P. 443–450.
22. *Perpendicular magnetic tunnel junctions using Co-based multilayers* / Z.R. Tadisina [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2010. – Vol. 107. – P. 09C703-1–09C703-3.
23. Sbiaa, R. Domain structures and magnetization reversal in Co/Pd and CoFeB/Pd multilayers / R. Sbiaa, M. Ranjbar, J. Åkerman, 117 (2015) 17C102 1-5 // *J. Appl. Phys.* – 2015. – Vol. 117. – P. 17C102-1–17C102-5.
24. *The relationship between interface structure, conformality and perpendicular anisotropy in Co/Pd multilayers* / A.S.H. Rozatian, C.H. Marrows, T.P.A. Hase, B.K. Tanner // *J. Phys. Condens. Matter.* – 2005. – Vol. 17. – P. 3759–3770.
25. *Microstructures and perpendicular magnetic properties of Co/Pd multilayers on various metal/MgO seed-layers* / S. Kim, S. Lee, J. Kim, J. Kang, J. Hong // *J. Appl. Phys.* – 2011. – Vol. 109. – P. 07B766-1–07B766-3.
26. *Improvement of signal to noise ratio for Co/Pd multilayer perpendicular magnetic recording media by the addition of an underlayer* / T. Asahi, K. Kuramochi, J. Kawaji, T. Homma, T. Osaka // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2001. – Vol. 235. – P. 40–44.
27. Kim, S.-K. Evidence for diffuse interfaces and tensile in-plane strains in evaporated (1 1 1) multilayers and their role in perpendicular magnetic anisotropy / S.-K. Kim, V.A. Chernov, Y.-M. Koo // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1997. – Vol. 170. – P. L7–L12.
28. *Comparison of atomic structure anisotropy between Co-Pd alloys and Co/Pd multilayer films* / S. Kim, Y. Koo, V. Chernov, J. Kortright, S. Shin // *Phys. Rev. B.* – 2000. – Vol. 62. – P. 3025–3028.
29. *Influence of interface alloying on the magnetic properties of Co/Pd multilayers* / J. Carrey, A.E. Berkowitz, W.F. Egelhoff, D.J. Smith // *Appl. Phys. Lett.* – 2003. – Vol. 83. – P. 5259–5261.
30. Mittemeijer, E.J. The “state of the art” of the diffraction analysis of crystallite size and lattice strain / E.J. Mittemeijer, U. Welzel // *Zeitschrift für Krist.* – 2008. – Vol. 223. – P. 552–560.
31. Welzel, U. The analysis of homogeneously and inhomogeneously anisotropic microstructures by X-ray diffraction / U. Welzel, E.J. Mittemeijer // *Powder Diffr.* – 2005. – Vol. 20. – P. 376–392.
32. *X-ray reflectivity of multilayers with non-continuous interfaces* / D. Rafaja [et al.] // *J. Physics-Condensed Matter.* – 2002. – Vol. 14. – P. 5303–5314.
33. *Data Card 03-065-6075*, Data Base of International Centre for Diffraction Data, 2013.
34. *Data Card 00-050-1437*, Data Base of International Centre for Diffraction Data, 2013.
35. Fullerton, E.E. Structural refinement of superlattices from X-ray diffraction / E. E. Fullerton, I.K. Schuller, H. Vanderstraeten, Y. Bruynseraede // *Phys. Rev. B* – 1992. – Vol. 45. – P. 9292–9310.
36. *Transmission electron microscopy study of Co/Pd and Co/Au multilayers* / F. Hakkens, A. De Veirman, W. Coene, F.J.A. Den Broeder // *J. Mater. Res.* – 1993. – Vol. 8. – P. 1019–1027.
37. Dinhut, J.F. Magnetic anisotropy in iron thin films evaporated under ultra-high vacuum / J.F. Dinhut, J.P. Eymery, R. Krishnan // *Journal de Physique.* – 1992. – Vol. 2. – P. C3-239–C3-244.

Поступила в редакцию 08.05.18.