

13,01

Особенности структуры нанокристаллических пленок никеля, сформированных методом ионного распыления

© Н.М. Лядов¹, В.В. Базаров¹, И.Р. Вахитов², А.И. Гумаров^{1,2}, Ш.З. Ибрагимов², Д.М. Кузина², И.А. Файзрахманов¹, Р.И. Хайбуллин¹, В.А. Шустов¹

¹ Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского ФИЦ Казанский научный центр РАН, Казань, Россия

² Казанский федеральный университет, Казань, Россия

E-mail: nik061287@mail.ru

Поступила в Редакцию 17 мая 2021 г.

В окончательной редакции 17 мая 2021 г.

Принята к публикации 21 мая 2021 г.

Тонкие нанокристаллические пленки Ni с толщиной $\sim 340\text{--}360$ nm были синтезированы методом ионного распыления на подложках из монокристаллического Si(111) в условиях высокого вакуума. Методами рентгеновской дифракции, сканирующей электронной микроскопии с микроанализом, вибрационной магнитометрии и дифференциальным термомагнитным анализом исследованы структура, магнитно-фазовый состав и магнитные свойства исходных и подвергнутых термическому отжигу пленок Ni. Обнаружено, что при определенных режимах осаждения исходные пленки никеля при комнатной температуре имеют намагниченность насыщения на порядок ниже, чем никель, а после термического отжига при температуре 723 K — проявляют перпендикулярную к поверхности магнитную анизотропию. Показано, что пониженная величина намагниченности насыщения связана со значительной (3%) деформацией растяжения кристаллической решетки никеля. Установлено, что перпендикулярная магнитная анизотропия в отожженных пленках обусловлена наличием макронапряжений растяжения из-за различий термических коэффициентов расширения пленки и подложки.

Ключевые слова: ионное распыление, нанокристаллические пленки никеля, структура, магнитные свойства.

DOI: 10.21883/FIT.2021.10.51424.117

1. Введение

Трудно переоценить значение тонких пленок в современных наукоемких технологиях, которые включают оптику, микро- и нанoeлектронику, магнитные устройства хранения информации, большое разнообразие сенсорных устройств. Актуальность фундаментальных и прикладных исследований в данной области в настоящее время только возрастает, поскольку возрастают требования к комплексу структурных и физических характеристик тонких пленок, методам их синтеза и управления их свойствами. Сказанное относится и к пленкам магнитных материалов, которые являются основой традиционных или новейших направлений, таких как спинтроника [1,2] или стрейнтроника [3], индустрия сверхплотной записи и хранения информации.

Разработано большое количество методов осаждения тонких пленок и, несомненно, что они во многом определяют структурные и физические характеристики тонких пленок. Ранее, нами было обнаружено, что нанокристаллические пленки железа, сформированные методом ионного распыления в определенных режимах, проявляют ряд особенностей в структурных параметрах и магнитных свойствах [4]. Было установлено, что постоянная решетки пленок железа, полученных этим методом, на 2–3% выше, чем табличные значения

для α -Fe. По магнитным свойствам пленки проявляют перпендикулярную магнитную анизотропию (ПМА), которая зависит от режимов осаждения и исчезает после термического отжига пленок в вакууме при относительно низких температурах отжига (723 K). Кроме того, температура Кюри пленок на ~ 20 градусов ниже, чем у α -Fe. Причины столь значительных отклонений структурных параметров и магнитных свойств пленок железа, полученных данным методом, не вполне понятны. Механизмов, ответственных за возникновение ПМА в тонких магнитных пленках несколько и который из них реализуется в нашем случае, установить в этой работе не удалось. Более подробные исследования пленок железа, осажденных при различных режимах, которые изложены в работе [5], свидетельствуют в пользу механизма, связанного с макронапряжениями и магнитоупругим эффектом.

Другим примером являются нанокристаллические пленки ZnO, сформированные этим же методом ионного распыления мишени из цинка в атмосфере кислорода. Они также как и нанокристаллические пленки железа, имеют постоянную решетки на 2–3% выше, чем массивные образцы [6].

Таким образом, одной из особенностей используемого нами метода формирования тонких пленок является то, что в определенных режимах осаждения нанокри-

сталлические пленки имеют структурные параметры, значительно превышающие стандартные значения.

В этом контексте представляют интерес тонкие пленки других ферромагнитных металлов, сформированных методом ионного распыления. В данной работе приведены результаты исследований тонких пленок никеля. Основная фаза никеля имеет ГЦК-структуру. Поэтому на рентгенограмме присутствует большой набор достаточно интенсивных рефлексов, что важно при исследованиях, например, микро- и макронапряжений в нанокристаллических образцах, которые могут быть причиной возникновения анизотропии магнитных свойств, в том числе ПМА. Недостатком, с точки зрения сопоставления с тонкими пленками железа, является отрицательный знак магнитострикции никеля. Известно, что при комнатной температуре магнитострикция насыщения поликристаллического железа положительна (в слабых полях) и имеет значение $\sim 8 \cdot 10^{-6}$, а для поликристаллического никеля это значение составляет $-35 \cdot 10^{-6}$, т.е. она отрицательна и по абсолютной величине более чем в 4 раза больше, чем у α -Fe [7]. Поэтому можно ожидать, что ПМА в пленках никеля, при соответствующих по знаку и величине микро- или макронапряжениях, будет более значительной. Наконец, наличие или отсутствие ПМА в пленках никеля позволит уточнить механизм ее возникновения в пленках железа.

Имеется большое количество публикаций, посвященных исследованиям тонких пленок никеля, формируемых с использованием разнообразных методов (см. например [8–11]). Как правило, в этих работах формировались пленки ГЦК Ni с поликристаллической структурой или с текстурой (111), а также пленки ГПУ никеля (см., например, [12]). При некоторых режимах осаждения формируется пленка никеля с колончатой структурой, что обуславливает ПМА [13,14]. Таким образом, структура, фазовый состав, магнитные и магнитно-анизотропные свойства тонких пленок никеля существенным образом зависят от методов и режимов осаждения.

Целью настоящей работы являлось исследование структуры, микро- и макронапряжений, магнитных свойств тонких нанокристаллических пленок Ni, сформированных методом ионного распыления, а также влияния на эти свойства термического отжига в условиях высокого вакуума.

2. Методика экспериментов

Тонкие пленки Ni осаждались методом ионного распыления (см. например [15]) на подложки из монокристаллического кремния с ориентацией (001). Как было установлено ранее, ориентация подложки не влияет на структурные параметры пленок из-за присутствия на ее поверхности естественной оксидной пленки SiO₂ [5]. Для осаждения тонких пленок никеля использовался широкоапертурный ионный источник типа Кауфмана с расходящимся ионным пучком (угол расходимости

$\sim 10^\circ$) и диаметром 100 mm. В качестве рабочего газа использовался Xe с чистотой 99.99%.

Распыляемая мишень представляла собой металлический диск из Ni диаметром 65 mm. Остаточное давление в вакуумной камере составляло 10^{-3} Pa. Осаждение пленок проводилось при давлении $\sim 2 \cdot 10^{-2}$ Pa, т.е. при относительно высоком вакууме по сравнению, например, с магнетронным распылением. Поэтому не происходит термализации распыленных атомов за счет атомных столкновений в промежутке мишень–подложка. Вакуумная камера откачивалась двумя диффузионными насосами. Для уменьшения парциального давления паров вакуумного масла использовались азотные ловушки. Время осаждения составляло ~ 30 min. Морфология поверхности, толщина пленок и, соответственно, скорость их осаждения определялись с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) „Zeiss evo 50 xvp“. Элементный состав исследовался с использованием ЭДС спектрометра „Inca Energy-350“, встроенного в вакуумную камеру микроскопа. Термический отжиг образцов проводился в условиях высокого вакуума $\sim 10^{-3}$ Pa при температуре 723 K в течение 15 min. Исследование кристаллической структуры и фазового состава проводилось на рентгеновском дифрактометре „Дрон-7“ с рентгеновским источником CuK α ($\lambda = 0.154178$ nm). Рентгенограммы образцов снимались в двух геометриях: геометрия Брегга и скользящая геометрия. Угол скольжения рентгеновского пучка α составлял 2° . Магнитные характеристики измерялись при комнатной температуре с помощью экспериментального магнитометра с разверткой магнитного поля до 500 mT [16]. Низкотемпературные измерения намагниченности проводились методом вибрационной магнитометрии (VSM-vibrating sample magnetometer) на приборе PPMS-9. Измеряемые образцы имели прямоугольную форму 5.0×5.0 mm, чтобы исключить влияние формы образца на получаемые магнитные характеристики. При обработке результатов диамагнитный вклад от подложки был вычтен, а величина регистрируемого магнитного момента была приведена к объему измеряемой пленки никеля. Кроме того, были проведены исследования пленок никеля методом дифференциального термомагнитного анализа (ДТМА). Для этих измерений образец покрывался защитным слоем кремния, чтобы уменьшить окисление образца в процессе измерений т.к. измерения проводятся на воздухе.

3. Результаты и их обсуждение

3.1. Анализ микроструктуры

Основываясь на результатах предыдущих исследований [4,5], были синтезированы образцы тонких пленок никеля при двух энергиях распыляющих ионов ксенона 1 и 1.5 keV и с вариацией скорости осаждения от ~ 3.6 до ~ 18 nm/min. Из серии полученных образцов были отобраны образцы (Ni-1 и Ni-2) с одинаковой скоростью

Таблица 1. Режимы осаждения и параметры пленок никеля

№ образца	Режим осаждения	Толщина, nm	Скорость осаждения, nm/min	Элементный состав, at.%
Ni-1	1 keV, 150 mkA/cm ² Время осаждения 30 min	340	11.3	Ni-92.28; C-7.72
Ni-2	1.5 keV, 125 mkA/cm ² Время осаждения 30 min	360	12.0	Ni-93.52; C-6.48

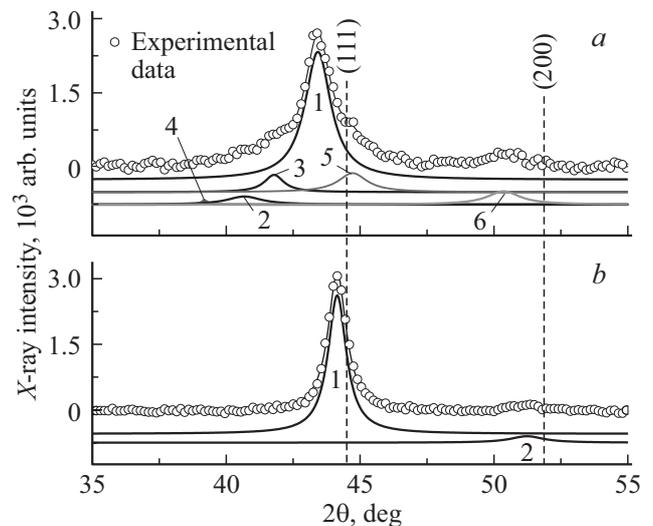
Таблица 2. Параметры разложения рентгенограммы образца Ni-1 (рис. 1, а), снятой в геометрии Брэгга–Брентано

№ пика	1	2	3	4	5	6
2θ (град.)	39.1939	40.665	41.7856	43.4236	44.7118	50.363
Δ2θ (град.)	0.23	1.485	0.892	1.176	1.382	1.484
S (%)	0.48	5.67	7.58	73.37	12.9	622
2θ ГЦК Ni [17]	–	–	–	–	44.5312(111)	51.9534
2θ (Ni ₃ C, тригональный) [17]	39.219(ср.)	40.4668(ср.)	41.698(ср.)		44.729(о.с.)	–
2θ (гпу Ni) [18]	39(ср.)		41.728(ср.)		44.5215(о.с.) (как у ГЦК)	–

осаждения, толщиной и элементным составом. В табл. 1 приведены режимы осаждения, толщина, скорость осаждения и элементный состав этих образцов. Из табл. 1 видно, что режимы осаждения пленок Ni-1 и Ni-2 отличались энергией бомбардирующей мишень ионов ксенона. Плотность ионного тока выбиралась так, чтобы скорости осаждения в этих режимах приблизительно совпадали. Благодаря этому, по элементному составу пленки практически не отличаются. Помимо никеля в составе пленок присутствует углерод ~ 6–8 at.% (таблица 1), что связано с использованием диффузионных насосов.

Согласно СЭМ-исследованиям поперечных срезов, толщина пленок Ni-1 и Ni-2 составила 340 и 360 nm соответственно. Морфология поверхности пленок гладкая, без явных особенностей при разрешении СЭМ ~ 10 nm.

На рис. 1, а, б приведены рентгенограммы пленок Ni-1 и Ni-2, снятые в геометрии Брэгга–Брентано, а также разложение этих рентгенограмм на отдельные компоненты с использованием функции Лоренца. Параметры разложения представлены в табл. 2 и 3. Из полученных данных (см. табл. 1 и 2) следует, что пленки никеля (Ni-1 и Ni-2) являются нанокристаллическими. Оценка среднего размера кристаллитов с использованием формулы Дебая–Шеррера дает величину ~ 11 и 13 nm соответственно для пленок Ni-1 и Ni-2. Кроме рефлекса от плоскостей (111) на рентгенограммах присутствует также малоинтенсивный и уширенный пик от плоскостей (002). Величина интегральной интенсивности рефлексов (111) и (200) для пленок Ni-1 и Ni-2 составляет ~ 94 и 6%, что свидетельствует о текстурированном росте пленок,

**Рис. 1.** Рентгенограммы пленок (а) Ni-1 и (б) Ni-2, снятые в геометрии Брэгга–Брентано, а также разложение рентгенограмм на компоненты с использованием функции Лоренца. Штрихпунктирными линиями показаны стандартные положения рефлексов никеля для плоскостей (111) и (200) [17].

поскольку для поликристаллического никеля интенсивности рефлексов (111) и (200) имеют значения 100 и 50% [17].

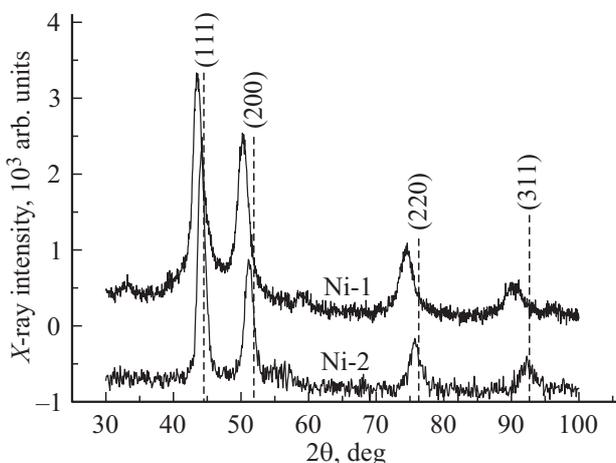
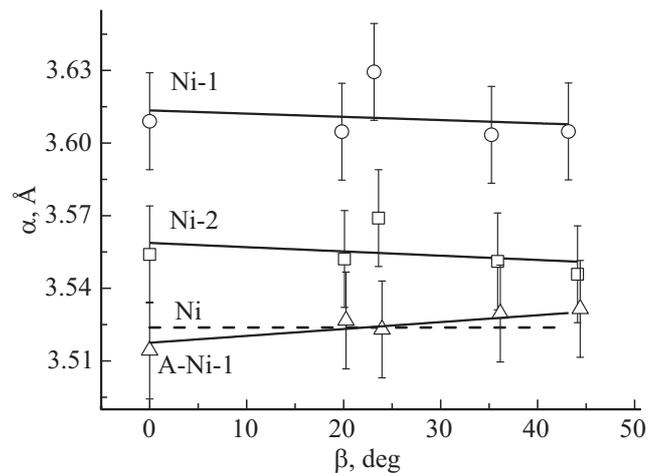
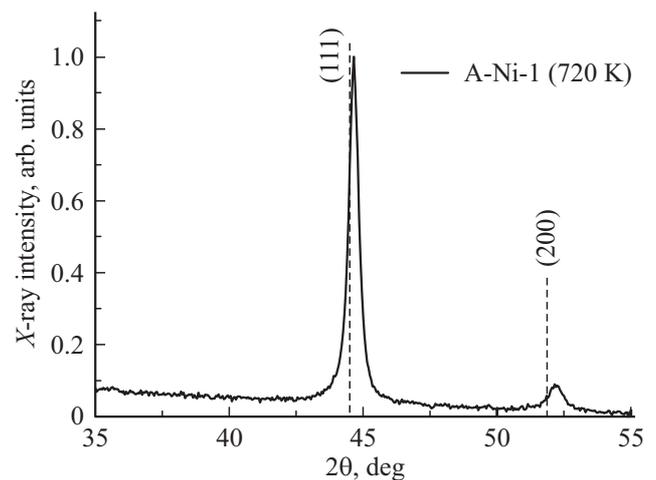
Отметим, что форма линии рефлекса (111) для образца Ni-1 имеет сложную форму. На рефлексе с обеих сторон есть хорошо выраженные плечи, которые плохо разрешаются относительно основного пика. Кроме того,

Таблица 3. Параметры разложения рентгенограммы образца Ni-2 (рис. 1, *b*), снятой в геометрии Брэгга–Брентано

№ пика	1	2
2θ	44.143	51.23
$\Delta 2\theta$	0.8257	1.155

плечо со стороны меньших углов состоит из слабых по интенсивности пиков, которые воспроизводятся при съемке образца на другом рентгеновском оборудовании. Учитывая наличие заметного количества углерода (6–8 at.%) в пленках никеля эти пики можно отнести к фазе Ni₃C. В табл. 2 приведены для сравнения углы дифракции для данной фазы [17]. Из данных табл. 2 также видно, что в области углов дифракции 39–45° могут находиться достаточно интенсивные пики (1, 3 и 5) от ГПУ-Ni [18], положение которых практически совпадают с пиками фазы Ni₃C [12,19]. Однако, согласно справочным данным [17], у карбида никеля Ni₃C присутствует пик 2, которого нет у ГПУ-Ni и который есть на рентгенограмме образца Ni-1 (рис. 1, *a*, табл. 2). Следовательно, можно сделать вывод, что в образце Ni-1 присутствует в небольшом количестве Ni₃C. Четвертый пик является самым интенсивным и относится к никелю, но со значением постоянной решетки на 2.6% больше, чем стандартное значение для никеля. Значительное увеличение постоянной решетки мы наблюдали ранее для пленок железа, полученных аналогичным методом [4,5].

Как это видно из рис. 1, *b* форма линии рефлекса (111) образца Ni-2 не имеет каких-то заметных особенностей и это свидетельствует о его высокой структурно-фазовой однородности. Но и в этом режиме осаждения параметр решетки образца на 0.85% выше по сравнению с табличным значением для никеля (табл. 3).

**Рис. 2.** Рентгенограммы пленок Ni-1 и Ni-2 в скользящей геометрии. Штрихпунктирными линиями показаны стандартные положения рефлексов никеля для плоскостей (111), (200), (220) и (311) [17].**Рис. 3.** Зависимость постоянной решетки a от угла β между поверхностью образца и кристаллическими плоскостями для пленок Ni-1 и Ni-2. Сплошной черной линией показано табличное значение постоянной решетки для никеля.**Рис. 4.** Рентгенограмма пленки Ni-1 после термического отжига в условиях вакуума при температуре 720 К. Штрихпунктирными линиями показаны стандартные положения рефлексов никеля для плоскостей (111) и (200).

На рис. 2 представлены рентгенограммы образцов Ni-1 и Ni-2, которые сняты в скользящей геометрии. На этих рентгенограммах присутствуют пики от плоскостей (111), (002), (022) и (113). Результаты обработки этих рентгенограмм в виде зависимости постоянной решетки никеля a от угла β между поверхностью образца и кристаллическими плоскостями приведены на рис. 3. Данный угол связан с углом дифракции 2θ следующим соотношением:

$$\beta = \theta - \alpha, \quad (1)$$

где α — угол скольжения при съемке рентгенограммы в скользящей геометрии (2°).

Совместный анализ рентгенограмм, снятых в геометрии Брэгга–Брентано и скользящей геометрии, свиде-

тельствуют об однородной деформации нанокристаллитов никеля (рис. 3). Нанокристаллиты никеля практически однородно деформированы во всех направлениях, поскольку постоянные решеток образцов Ni-1 и Ni-2 не зависят от угла β .

Как видно из рис. 4, термический отжиг образца Ni-1 при температуре 723 К в условиях высокого вакуума, ведет к кристаллизации пленки никеля. Величина постоянной решетки $a = 0.3514$ nm, измеренной методом Брэгга-Брентано, становится меньше значения постоянной решетки для объемного никеля на $\sim -0.3\%$, а зависимость постоянной решетки от угла β свидетельствует о наличии макронапряжений растяжения в отожженной пленке (рис. 3, A-Ni-1).

3.2. Магнитные свойства

Различия в структурных параметрах существенно влияют на магнитные свойства пленок никеля. На рис. 5 приведены петли магнитного гистерезиса образцов Ni-1 и Ni-2. Для обоих образцов наблюдаются узкие петли гистерезиса с коэрцитивной силой

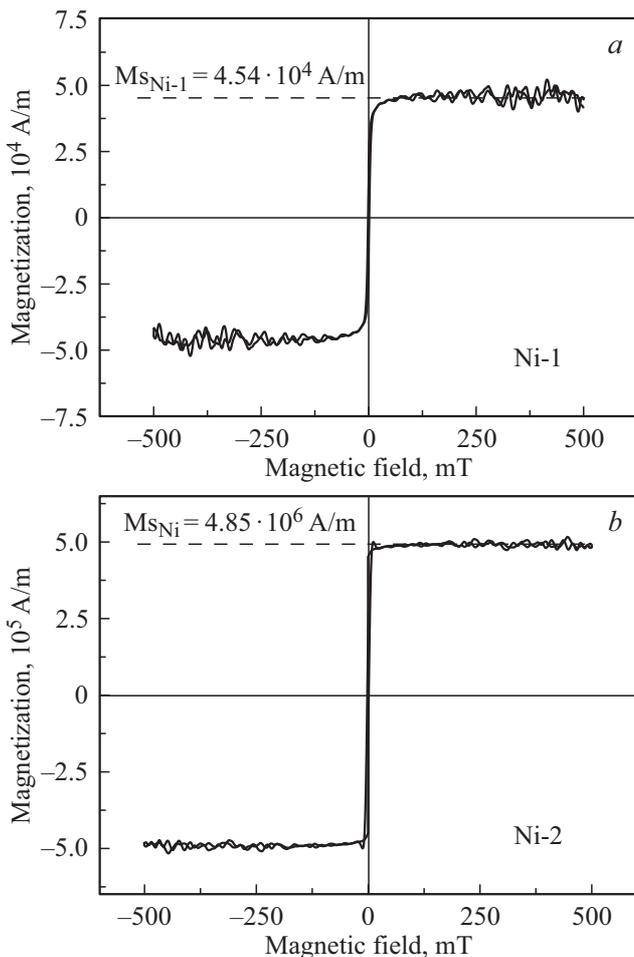


Рис. 5. Петли магнитного гистерезиса для образцов (a) Ni-1 и (b) Ni-2. На рис. 5, b штриховой линией обозначена намагниченность насыщения никеля ($M_{S_{Ni}} = 485$ G) [7].

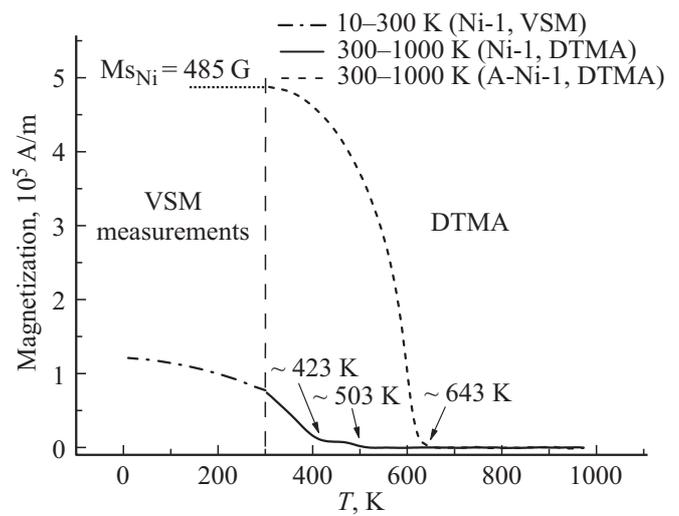


Рис. 6. Температурная зависимость намагниченности исходного образца Ni-1 и после термического отжига при температуре 723 К в условиях высокого вакуума. Слева от штриховой линии показаны данные, полученные методом VSM (4–300 К), а справа от этой линии, показаны данные, полученные методом ДТМА (300–1000 К).

$B_c \cong 3.3-3.5$ mT. Намагниченность насыщения образца Ni-1 ($M_s \cong 5 \cdot 10^4$ A/m) имеет значение на порядок меньше по сравнению с намагниченностью насыщения никеля ($M_{S_{Ni}} = 4.85 \cdot 10^5$ A/m, рис. 5, a) [7].

Как видно из рис. 5, b, намагниченность насыщения пленки Ni-2 равна намагниченности насыщения объемного никеля [7]. Поскольку, согласно элементному анализу, содержание углерода в пленках Ni-1 и Ni-2 сопоставимы, а магнитные свойства отличаются кардинально, постольку наличие углерода (6–8 at.%) практически не влияет на намагниченность насыщения.

На рис. 6 приведена температурная зависимость намагниченности образца Ni-1, полученная с помощью методов вибрационной магнитометрии (VSM) и ДТМА. Низкотемпературная часть зависимости в интервале температур 4–300 К была измерена методом VSM, а высокотемпературная часть в интервале температур 300–1000 К измерялась методом ДТМА. На термомагнитной кривой для исходного образца (Ni-1) можно выделить две магнитные фазы с T_c (температура Кюри) ~ 423 и 503 К, которые существенно отличаются от температуры Кюри никеля ($T_{c_{Ni}} \cong 648$ К). Имея ввиду пониженную намагниченность насыщения образца Ni-1 и его структурные параметры, можно заключить, что магнитные свойства пленки обусловлены основной структурной компонентой (рис. 1, a, пик 4) и магнитную фазу с минимальной температурой Кюри $T_c \cong 423$ К мы относим к этой нанокристаллической структурной компоненте пленки. Магнитную фазу с $T_c \cong 503$ К, которой мало — нанокристаллическому карбиду никеля. Как известно [19], карбид никеля в неупорядоченном состоянии проявляет ферромагнитные свойства.

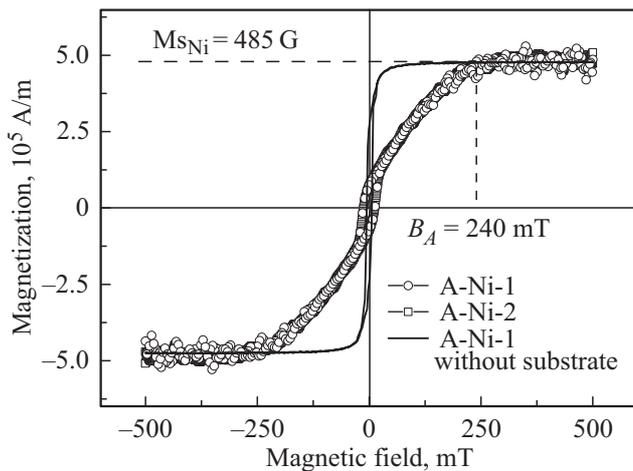


Рис. 7. Петли магнитного гистерезиса пленок никеля после термического отжига на подложке из кремния и после отслаивания пленки от подложки.

На термомагнитной кривой образца Ni-1 после термического отжига (A-Ni-1) при температуре ~ 723 К в условиях высокого вакуума, величина T_c имеет значение ~ 643 К, что очень близко к T_{cNi} , и свидетельствует о почти полном восстановлении магнитных свойств пленки.

На рис. 7 представлены петли магнитного гистерезиса пленок Ni-1 и Ni-2 после термического отжига. Как следует из этого рисунка, термический отжиг пленок приводит к появлению ПМА. В частности, поле анизотропии достигает величины ~ 240 мТ, что составляет почти половину развертки по полю. Угол между перпендикулярным направлением к поверхности пленки и направлением магнитного момента составляет $\sim 10^\circ$. На том же рисунке представлена петля магнитного гистерезиса отожженной пленки Ni-1, снятой с подложки при помощи скотча. В этом случае ПМА практически отсутствует. Последний результат однозначно свидетельствует о механизме возникновения ПМА в пленках никеля после термического отжига, а именно, макро-напряжениями (рис. 3) и магнитоупругим эффектом. Отметим, что помимо наличия у отожженных пленок Ni напряжений растяжения, текстура пленок никеля также наиболее благоприятна для проявления ПМА, поскольку ось легкого намагничивания [111] перпендикулярна поверхности пленки.

4. Заключение

Методом ионного распыления сформированы тонкие текстурированные нанокристаллические пленки никеля толщиной ~ 350 нм на подложке из монокристаллического кремния, режимы осаждения которых различались только энергией распыляющих ионов ксенона: 1 и 1.5 keV. С использованием широкого набора методов исследованы структура, фазовый состав и магнитные

свойства исходных пленок никеля и после их термического отжига при $T = 723$ К в условиях высокого вакуума. Установлено, что структурные параметры и магнитные свойства пленок существенно зависят от энергии распыляющих ионов ксенона. Пленки никеля, осажденные при энергии ионов ксенона 1 keV, имеют постоянную решетки на $\sim 3\%$ превышающую значение для никеля. Ранее такой же результат был получен нами для пленок железа. Установлено, что намагниченность насыщения при комнатной температуре полученных в данном режиме пленок никеля примерно на порядок меньше намагниченности насыщения никеля. При этом структурные параметры и магнитные характеристики пленок никеля, полученных при энергии распыляющих ионов никеля 1.5 keV, отличаются в меньшей степени от значений для массивного никеля. Магнитно-фазовый состав пленок, осажденных при $E = 1$ keV, характеризуется наличием двух ферромагнитных фаз с температурами Кюри $T_c 423$ К (нанокристаллическая компонента) и 503 К (предположительно нанокристаллический карбид никеля). Установлено, что в исходно осажденных пленках никеля отсутствуют макро-напряжения. Термический отжиг пленок никеля при температуре 723 К в условиях высокого вакуума ведет к восстановлению структурных (постоянная решетки) и магнитных параметров (намагниченность насыщения, $T_c \cong 643$ К). Отожженные пленки характеризуются наличием значительных макро-напряжений растяжения, которые приводят к возникновению перпендикулярной магнитной анизотропии.

Благодарности

И.Р.В. и А.И.Г. благодарят ФЦКП ФХИ КФУ, на оборудовании которого были проведены низкотемпературные измерения намагниченности.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках Государственного задания КФТИ ФИЦ КазНЦ РАН № АААА-А18-118041760011-2. ДТМА образцов выполнен Ш.З. Ибрагимовым и Д.М. Кузиной за счет средств Программы стратегического академического лидерства Казанского (Приволжского) федерального университета.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] S.A. Wolf, D.D. Awschalom, R.A. Buhrman, J.M. Daughton, S. von Molnár, M.L. Roukes, A.Y. Chtchelkanova, D.M. Treger. *Spintronics. Science* **294**, 1488 (2001).
- [2] I. Zutic, J. Fabian, S. Das Sarma. *Rev. Mod. Phys.* **76**, 2, 323 (2004).

- [3] A.A. Bukharaev, A.K. Zvezdin, A.P. Pyatakov, Yu.K. Fetisov. *Phys.-Usp.* **61**, 12, 1175 (2018).
- [4] N.M. Lyadov, V.V. Bazarov, F.G. Vagizov, I.R. Vakhitov, E.N. Dulov, R.N. Kashapov, A.I. Noskov, R.I. Khaibullin, V.A. Shustov, I.A. Faizrahmanov. *Appl. Surf. Sci.* **378**, 114 (2016).
- [5] N.M. Lyadov, F.G. Vagizov, I.R. Vakhitov, A.I. Gumarov, Sh.Z. Ibragimov, D.M. Kuzina, I.A. Faizrahmanov, R.I. Khaibullin, V.A. Shustov. *Vacuum* **168**, 108860 (2019).
- [6] N.M. Lyadov, A.I. Gumarov, R.N. Kashapov, A.I. Noskov, V.F. Valeev, V.I. Nuzhdin, V.V. Bazarov, R.I. Khaibullin, I.A. Faizrahmanov. *Semiconductors* **50**, 1, 43 (2016).
- [7] J.M.D. Coey. *Magnetism and Magnetic Materials*. Cambridge University Press., N.Y. (2009). 625 p.
- [8] P.L. Gai, R. Mitra, J.R. Weertman. *Pure Appl. Chem.* **74**, 9, 1519 (2002).
- [9] C. Nacereddine, A. Layadi, A. Guittoum, S.-M. Chérif, T. Chauveau, D. Billet, J. Ben Youssef, A. Bourzami, M.-H. Bourahli. *Mater. Sci. Eng. B* **136**, 197 (2007).
- [10] I. Kim, D.Y. Sung, B.H. Park, M.G. Lee. *Mater. Sci. Forum* **449-452**, 565 (2004).
- [11] N. Popović, Ž. Bogdanov, B. Gončić, S. Zec, Z. Racočević. *Thin Solid Films* **343-344**, 75 (1999).
- [12] V. Kapaklis, S.D. Pappas, P. Pouloupoulos, D. Trachylis, P. Schweiss, C. Politis. *J. Nanosci. Nanotechnol.* **10**, 6024 (2010).
- [13] O. Kohmoto, N. Mineji, Y. Isagawa, F. Ono, O. Kubo. *J. Magn. Mater.* **239**, 36 (2002).
- [14] A.I. Linnik, A.M. Prudnikov, R.V. Shalaev, V.N. Varyukhin, S.A. Kostyrya, V.V. Burkhovetskii. *Tech. Phys. Lett.* **38**, 6, 499 (2012).
- [15] N.I. Khalitov, V.F. Valeev, R.I. Khaibullin, I.A. Faizrahmanov, P.A. Gorbatoва, V.V. Parfenov, K.E. Prikhodko, V.V. Roddatis, M.Yu. Presniakov, M. Maksutoglu, F.A. Mikailzade. *Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B* **331**, 163 (2014).
- [16] Д.К. Нурғалиев, П.Г. Ясонов. Коэрцитивный спектрометр. Патент РФ на полезную модель. № 81805. Бюл. № 9. (2009).
- [17] Л.И. Миркин. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. Физматгиз, М. (1961). 863 с.
- [18] R.W.G. Wyckoff. *Cryst. Struct.* **1**, 7 (1963).
- [19] Y. Lanping, R. Sabiryanov, E.M. Kirkpatrick, D.L. Leslie-Pelecky. *Phys. Rev. B* **62**, 13, 8969 (2000).

Редактор К.В. Емцев