

Структурные и магнитные фазовые превращения в многослойных пленках гадолиния

© В.О. Васьковский, А.В. Свалов, А.В. Горбунов, Н.Н. Щёголева*, С.М. Задворкин**

Уральский государственный университет,
620083 Екатеринбург, Россия

* Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук,
620219 Екатеринбург, Россия

** Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
620219 Екатеринбург, Россия

(Поступила в Редакцию 18 июля 2000 г.)

Исследовано влияние толщинного фактора и термической обработки на микроструктуру и магнитные свойства многослойных пленок Gd/Cu и Gd/Si, полученных высокочастотным ионным распылением. Найдено, что магнитные слои имеют аморфно-кристаллическую структуру, соотношение компонент в которой зависит от толщины слоев, толщины немагнитных прослоек и температуры отжига. На основе анализа температурных зависимостей вращающего момента в модели молекулярного поля дано количественное описание изменений фазового состава пленок. Установлена корреляция между параметром обменного взаимодействия и структурным состоянием гадолиния.

Свойства тонких пленок редкоземельных элементов, как и других магнитоупорядоченных веществ, испытывают существенное влияние размерного фактора [1]. Конкретные закономерности этого влияния в наибольшей степени исследованы на отдельных слоях и многослойных пленках Gd. В частности, найдена прямая связь между толщиной слоев Gd и такими характеристиками как магнитный момент [2], температура Кюри [3,4], магнитная анизотропия [5]. Наряду с этим установлена и опосредована роль толщины в формировании магнитных свойств, проявляющаяся через изменение структурного совершенства пленок [6]. Последнее несмотря на то что в перечисленных работах исследовались монокристаллические слои Gd, может являться причиной некоторого количественного несоответствия результатов различных авторов.

Еще более значимыми вариации структурного состояния могут быть в неэпитаксиально выращенных тонких пленках. К таким объектам относятся многослойные пленки, содержащие наряду с редкоземельными слои 3d-металлов. Отмечено, что в подобных условиях редкоземельные металлы (Tb, Dy, Gd) проявляют склонность к аморфизации [7,8]. В магнетиках с косвенным обменным взаимодействием, к которым относятся редкоземельные металлы, такой фазовый переход должен сильно отражаться на параметрах магнитного упорядочения. Изучению этой взаимосвязи на примере многослойных пленок Gd/Cu и Gd/Si посвящена данная работа.

Пленочные образцы были приготовлены на кремниевых подложках методом ионного высокочастотного распыления. Базовое давление и давление рабочего газа Ag составляли 2×10^{-6} и 2×10^{-4} mm Hg соответственно. Перед каждым осаждением пленок в течение 1 часа проводилось гетерогенное распыление Gd. Скорость осаждения всех материалов составляла $\sim 1 \text{ \AA/s}$. Образцы отличались толщиной слоев Gd

(75–400 Å) или толщиной немагнитных прослоек Cu, Si (2–20 Å). Общая толщина магнитной составляющей в многослойных образцах была практически постоянной ($\approx 4000 \text{ \AA}$). Кроме того, в эксперименте использовались несколько однослойных пленок Gd большой толщины. Каждый из образцов имел буферный подслой и изолирующее покрытие из немагнитного материала толщиной не менее 100 Å. Ряд пленок после получения подвергался вакуумной термообработке при температурах до 450°C.

Измерение магнитных свойств пленок выполнено на вращательном анизометре. Сведения о параметрах структуры получены с помощью рентгеновского дифрактометра и электронного микроскопа. В последнем случае изучались менее толстые образцы (до 500 Å), осажденные на сколы кристаллов NaCl.

На рис. 1 точками показаны экспериментальные зависимости вращающего механического момента P от температуры T в однослойной пленке Gd толщиной 7200 Å (кривая 2) и многослойных пленках Gd/Cu (кривые 3–4) с различной толщиной магнитных слоев (L_{Gd}) и фиксированной толщиной прослоек ($L_{\text{Cu}} = 10 \text{ \AA}$). Измерения выполнены в магнитном поле напряженностью 1 кОе, ориентированном под углом 45° к плоскости образцов. Здесь же для сравнения показана зависимость $P(T)$, измеренная в слабом магнитном поле на массивном образце Gd, приготовленном непосредственно из материала мишени (кривая 1). Сопоставление кривых 1 и 2 показывает, что даже толстой пленке свойственны значительно меньшая температура Кюри ($\sim 250 \text{ K}$) и более пологий ход зависимости $P(T)$, чем для массивного материала. Это, вероятно, связано со спецификой технологии высокочастотного ионного распыления. Сформированное с ее использованием пленочное состояние Gd характеризуется наличием значительных микродеформаций, что может быть причиной наблюдаемого снижения уровня обменного взаимодействия. Уменьшение толщи-

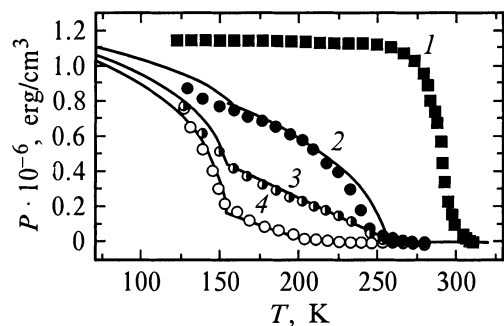


Рис. 1. Экспериментальные (точки) и теоретические (линии) зависимости механического момента от температуры для массивного образца (1) и пленок $Gd(L_{Gd})/Cu(10 \text{ \AA})$ с различной толщиной магнитных слоев, 2 — 7800, 3 — 225, 4 — 75 \AA .

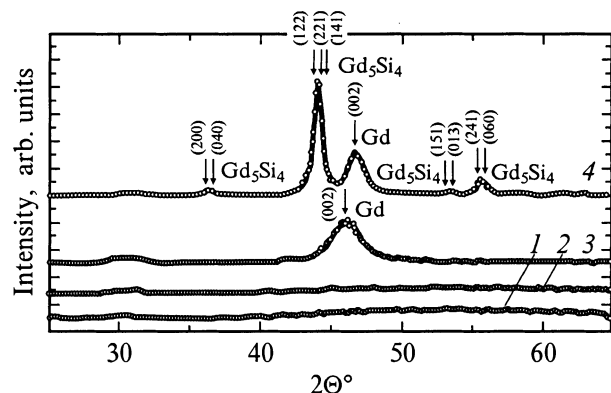


Рис. 2. Дифрактограммы подложки (1) и пленок $Gd(L_{Gd})/Si(10 \text{ \AA})$ с толщиной магнитных слоев 75 (2) и 150 \AA (3, 4) в исходном состоянии (2, 3) и после отжига при температуре 400°C (4). Стрелками указаны положения некоторых расчетных линий соединения Gd_5Si_4 и линии, интерпретированной как (002) Gd.

ны слоев Gd путем введения немагнитных прослоек обуславливает следующий этап изменения магнитных свойств, который является основным предметом исследований в данной работе.

Как видно из рис. 1 (кривые 3–4), переход к тонкопленочному состоянию сопровождается дальнейшим уменьшением температуры Кюри и появлением на кривых $P(T)$ более или менее выраженного излома в области температур $\sim 160 \text{ K}$. Такое поведение механического момента, фактически отражающее изменение спонтанной намагниченности с температурой, указывает на магнитную неоднородность слоев Gd. Более того, приведенные данные позволяют говорить о зависимости параметров этой неоднородности от величины L_{Gd} . Очень близкие результаты как в качественном, так и количественном отношении получены на пленках Gd/Si с аналогичными толщинными параметрами. Это отражает пассивную роль немагнитной прослойки и тем самым свидетель-

ствует в пользу гипотезы о связи между фазовым составом и толщиной магнитных слоев.

Рентгеновский анализ, выполненный в излучении $Cr-K_{\alpha}$, в определенной степени подтверждает высказанное предположение. Это видно из сравнения дифрактограмм, представленных на рис. 2 для подложки с буферным слоем Si (1) и пленок $Gd(L_{Gd})/Si(10 \text{ \AA})$ с $L_{Gd} = 75 \text{ \AA}$ (2) и $L_{Gd} = 150 \text{ \AA}$ (3). Они свидетельствуют о том, что изолирующие слои Si и тонкие слои Gd находятся в рентгеноаморфном состоянии, а в более толстых слоях Gd присутствует кристаллическая фаза. Эта фаза в приведенном диапазоне углов дает только одну линию, которая сильно уширена. Ее можно интерпретировать как линию (002) Gd, которая тем не менее заметно смещена по отношению к своему положению в массивном Gd (46.48°). Указанные особенности позволяют заключить, что кристаллическая фаза Gd характеризуется наличием текстуры и сильными искажениями кристаллической решетки. Гексагональная ось кристаллитов преимущественно ориентирована перпендикулярно плоскости пленки, а соответствующее межплоскостное расстояние в среднем значительно увеличено по сравнению с равновесным состоянием.

Более детальный анализ структурного состояния пленок был выполнен на электронном микроскопе. На рис. 3 приведены электронограммы и изображения микроструктуры для образцов $Gd/Si(10 \text{ \AA})$ с разной толщиной

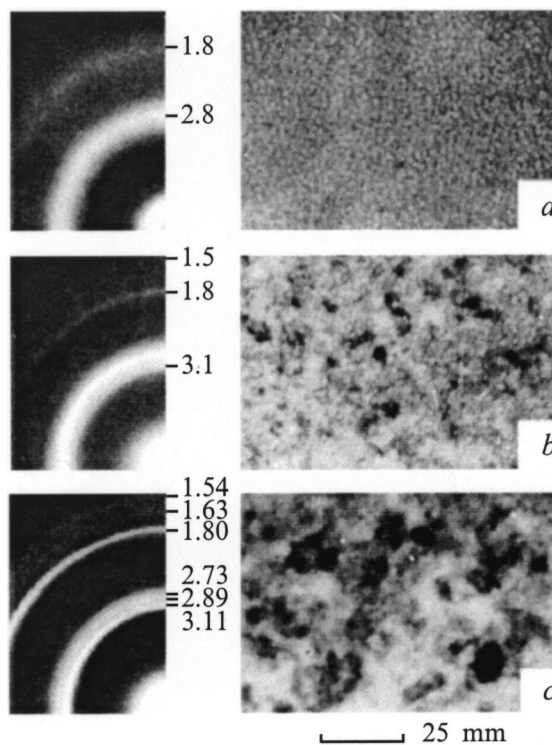


Рис. 3. Электронограммы и фотографии микроструктуры пленок $Gd(L_{Gd})/Si(10 \text{ \AA})$ с разной толщиной магнитных слоев: a — 75, b — 150, c — 400 \AA . Цифрами указаны значения межплоскостных расстояний d , соответствующие выделенным дифракционным линиям.

слоев Gd. Отсутствие выраженных линий на электронограмме и характерная мелкая рябь в электронно-микроскопической картине на рис. 3, *a*, как и рентгеновская дифракция, свидетельствуют об аморфности тонких слоев Gd. Наряду с этим электронограммы фиксируют не одно, а два гало, что говорит о существовании двух систематических межатомных расстояний. Их оценка с использованием среднего диаметра гало дает значения 2.8 и 1.8 Å. Некратность этих величин указывает на то, что наличие второго гало не связано со вторым порядком дифракции. Вероятно, это предвестник кристаллизации, поскольку в соответствующих углах присутствуют интенсивные дифракционные линии кристаллического Gd.

Состояние образцов с $L_{Gd} = 150 \text{ Å}$ (рис. 3, *b*) можно охарактеризовать как аморфно-кристаллическое: на электронограмме видны и нечеткие дифракционные линии и гало; картина микроструктуры включает элементы аморфной ряби и кристаллиты, средний размер которых не превышает 50 Å. Анализ выявленных дифракционных линий показывает их принадлежность к кристаллическому α -Gd. Ось c соответствующих кристаллитов имеет некоторую выстроенность вдоль нормали к пленке. Местами наблюдается текстура и в плоскости образцов. В целом данные пленки характеризуются сильной фазовой неоднородностью по площади. Встречаются места с преобладанием как кристаллической, так и аморфной фаз. Тем не менее содержание последней по визуальным оценкам выше. Образцы с наиболее толстыми ($L_{Gd} = 400 \text{ Å}$) слоями Gd (рис. 3, *c*) также находятся в аморфно-кристаллическом состоянии. Однако в них кристаллическая α -фаза оформлена более четко и преобладает в количественном отношении. Средний размер кристаллитов достигает 100 Å.

Представленные результаты однозначно показывают, что по мере уменьшения толщины слоев наблюдается переход Gd из кристаллического состояния в аморфное. Этот переход практически завершается при $L_{Gd} = 100 \text{ Å}$. Естественно предположить, что именно фазовые превращения лежат в основе описанных выше изменений магнитных свойств пленок. Для феноменологического количественного описания этой взаимосвязи мы использовали модель молекулярного поля. Предполагалось, что магнитный момент атомов и плотность Gd в аморфном и кристаллическом состояниях одинаковы, а параметры молекулярного поля (λ_a и λ_c соответственно) различны. Они задают разные температуры Кюри аморфной T_c^a и кристаллической T_c^c фаз, которые имеют концентрации n_a и n_c .

Последующий анализ показал, что двухфазная модель не дает адекватного описания экспериментальных результатов. Оно стало возможным только при введении в модель третьей компоненты, которую условно назовем переходной фазой. Она сама по себе является неоднородной и состоит из элементов, в которых температура Кюри изменяется от T_c^a до T_c^c . Для простоты мы предположили, что закон изменения температуры Кюри задается линейным увеличением параметра молекулярного поля

от λ_a до λ_c , а соответствующая функция распределения является константой. С учетом этого намагниченность переходной фазы определяется выражением

$$M_{ac}(T, \lambda_a, \lambda_c) = M(0) \frac{1}{\lambda_c - \lambda_a} \int_{\lambda_a}^{\lambda_c} B \left(\frac{\mu \lambda M_{ac}}{kT} \right) d\lambda, \quad (1)$$

где $B(x)$ — функция Бриллюэна, μ — магнитный момент атома Gd, $M(0)$ — намагниченность массивного Gd при температуре $T = 0 \text{ К}$. Последнее неявно содержит допущение того, что плотности пленочных и массивных образцов одинаковы. В итоге, намагниченность пленок включает три составляющих:

$$M(T) = n_a M_a(T) + n_c M_c(T) + n_{ac} M_{ac}(T), \quad (2)$$

где M_a , M_c , M_{ac} и n_a , n_c , n_{ac} — намагниченности и концентрации аморфной, кристаллической и переходной фаз соответственно. Намагниченности аморфной и кристаллической фаз, так же как и переходной фазы, вычислялись по теории молекулярного поля, но при постоянных параметрах молекулярного поля λ_a и λ_c .

Выражение (2) использовалось при расчете составляющей вращающего механического момента, необходимой для сопоставления с экспериментом,

$$P = P_z = H_x M_y - H_y M_x. \quad (3)$$

В (3) компоненты внешнего магнитного поля $H_{x,y}$ задавались условиями эксперимента, а компоненты намагниченности $M_{x,y}$ вычислялись путем минимизации свободной энергии. При этом считалось, что намагниченность в объеме слоев однородна, а магнитная анизотропия пленок обусловлена только анизотропией формы.

На рис. 1 сплошными линиями показаны теоретические зависимости $P(T)$, которые подогнаны к соответствующим экспериментальным зависимостям путем варьирования концентраций трех фаз. При этом величины T_c^a и T_c^c в каждом случае предварительно оценивались из эксперимента путем линейной экстраполяции низкотемпературного и высокотемпературного участков зависимостей $P(T)$ к нулевому значению. По ним определялись параметры молекулярного поля λ_a и λ_c . Достаточно хорошее совпадение теоретических и экспериментальных зависимостей $P(T)$ позволяет говорить о реальности использованной модели и дает возможность количественно характеризовать многофазное состояние пленок.

Найдено, что температура T_c^a слабо зависит от толщины и близка к 160 К. Температура T_c^c имеет тенденцию к повышению от 240 до 260 К с увеличением толщины слоев. Однако ее величина для всех пленочных образцов остается меньшей, чем температура Кюри массивного Gd. Вероятно, в этом находит отражение зафиксированный нами факт сильных искажений кристаллической решетки. На рис. 4 показаны зависимости концентраций разных магнитных фаз от толщины Gd. Нанесенные точки относятся к многослойным пленкам, пленке $Gd(L_{Gd})/Cu(10 \text{ Å})$ и толстым (3800 и 7200 Å)

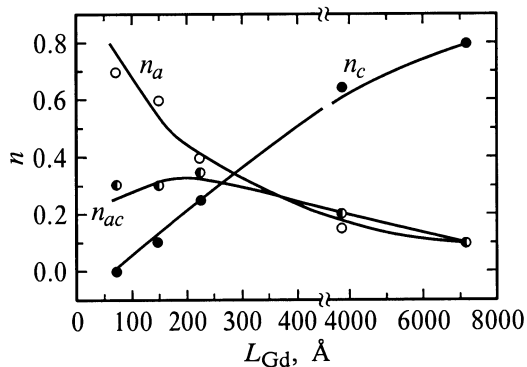


Рис. 4. Зависимости рассчитанных концентраций аморфной (n_a), кристаллической (n_c) и переходной (n_{ac}) магнитных фаз от толщины слоев в пленках $Gd(L_{Gd})/Cu(10 \text{ \AA})$.

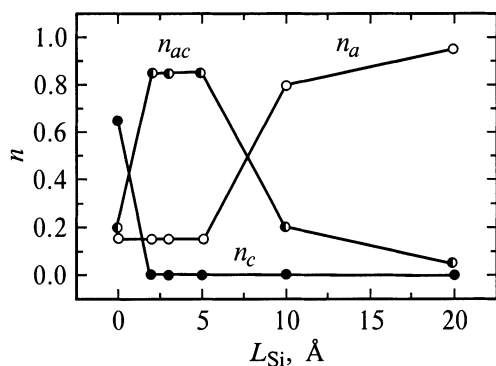


Рис. 5. Зависимости рассчитанных концентраций аморфной (n_a), кристаллической (n_c) и переходной (n_{ac}) магнитных фаз от толщины прослойки Si.

одинарным слоям Gd. Следует отметить, что абсолютная погрешность в определении n_a , n_c , n_{ac} при подгонке достигает 5%. Тем не менее ход представленных зависимостей вполне соответствует приведенным выше качественным рассуждениям. С ростом L_{Gd} содержание кристаллической фазы растет, а аморфной — падает. Переходная фаза обнаруживает неяркий максимум в той области толщин, где n_a и n_c сближаются.

Изложенные результаты относятся к слоям Gd, находящимся в составе многослойных пленок с толщиной немагнитных прослоек 10 \AA . Данная толщина была найдена как минимальная, обеспечивающая практически полный разрыв структурной связи между магнитными слоями. Соответствующее исследование было проведено на ряде образцов с фиксированной суммарной толщиной магнитных слоев (3800 \AA) и немагнитными прослойками Si и Cu разной толщины. Прослойки вводились так, чтобы обеспечить $L_{Gd} = 75 \text{ \AA}$.

Кривые $P(T)$, измеренные на образцах с разными L_{Si} и L_{Cu} , показали изменение их магнитных свойств в зависимости от толщины прослоек. Причем данное изменение качественно подобно тому, которое наблюдалось при варьировании L_{Gd} . На это, в частности,

указывают зависимости концентраций n_a , n_c , n_{ac} от толщины прослойки кремния L_{Si} (рис. 5). Как видно из рисунка, введение даже самой тонкой прослойки (2 \AA) кардинально изменяет магнитный фазовый состав образцов. Кристаллическая фаза практически полностью превращается в переходную, которая в свою очередь при $L_{Si} > 5 \text{ \AA}$ трансформируется в аморфную фазу. Таким образом, зависимость $n_{ac}(L_{Si})$ носит немонотонный характер. Причем максимум на данной кривой выражен более ярко, чем на зависимости $n_{ac}(L_{Gd})$. Из рис. 5 также следует, что в области $L_{Si} > 10 \text{ \AA}$ изменение фазового состава невелико. Для образцов с прослойкой меди получены близкие результаты.

Известным способом воздействия на фазовый состав неравновесных структурных систем является термообработка. В нашем случае проводился накапливающийся вакуумный отжиг образцов Gd/Cu и Gd/Si. Оказалось, что влияние отжига на свойства пленок в первую очередь зависит от материала прослоек, а также от их толщины и толщины магнитных слоев. Пленки, содержащие прослойки меди, обнаружили резкую деградацию магнитных свойств (уменьшение температуры Кюри и переход в парамагнитное состояние) уже при низкотемпературном отжиге ($t_a \leq 200^\circ\text{C}$). Причем интенсивность этой деградации была выше в пленках с меньшей L_{Gd} и большей L_{Cu} . Это позволяет предположить, что в данном случае отжиг не столько влиял на структурное состояние Gd, сколько стимулировал процесс образования интерметаллических соединений Gd–Cu, которые обладают существенно более низкими температурами магнитного упорядочения, чем Gd [9].

Совершенно иная ситуация наблюдалась при термообработке образцов Gd/Si. Применявшийся отжиг ($t_a \leq 450^\circ\text{C}$, выдержка на каждой ступени отжига — 1 час) не выявил существенной деградации магнитных свойств пленок, что позволило провести достаточно подробный фазовый анализ. Из кривых вращающих моментов было найдено, что пленки Gd(75 \AA)/Si(10 \AA) не проявляют сильной чувствительности к отжигу в указанном интервале t_a . Об этом свидетельствуют и результаты, полученные с помощью электронного микроскопа. На рис. 6,а приведены электронограмма и микрофотография структуры образца после отжига при 380°C . Сравнение этих данных с соответствующими сведениями об исходном состоянии (рис. 3,а) не выявляет между ними сколько-нибудь значимых различий. По-прежнему уверенно фиксируется аморфная фаза и отмечаются признаки начала кристаллизации.

Расчет фазового состава также показал наличие в образце на всех стадиях отжига только аморфной и переходной фаз. Их концентрации остаются практически постоянными: $n_a = 0.7 : n_{ac} = 0.3$. Температуры Кюри, напротив, претерпевают некоторые изменения. В частности, на начальном этапе отжига резко (с 240 до 200 К) уменьшается T_c^c . Однако в силу малости концентрации переходной фазы это мало сказывается на общем ходе

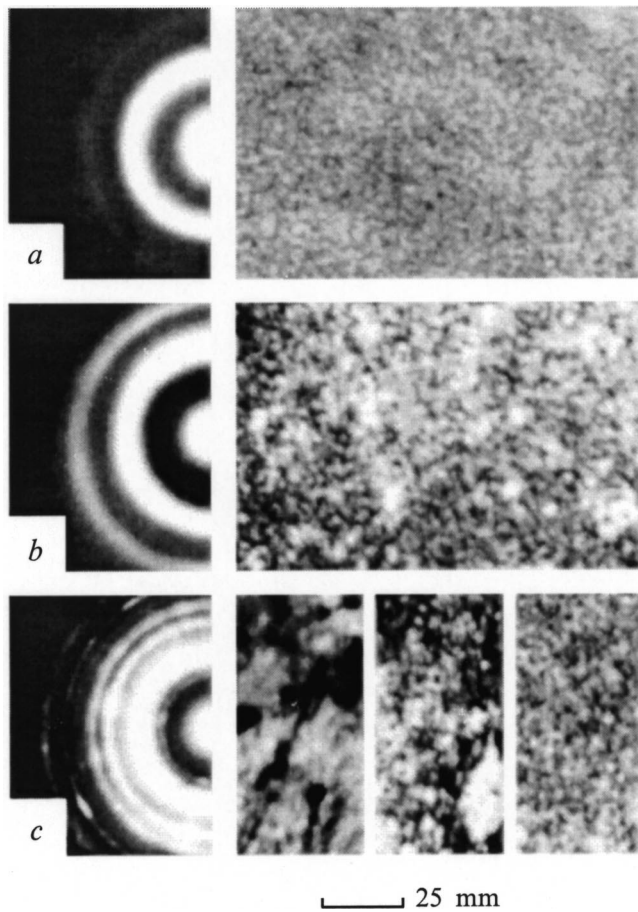


Рис. 6. Зависимости и фотографии микроструктуры образцов Gd(75 Å)/Si(10 Å) (*a*) и Gd(150 Å)/Si(10 Å) (*b, c*) после отжига при температурах: *a* — 380, *b* — 250, *c* — 380°C.

зависимостей $P(T)$. Более четко на эксперименте фиксируется вариация температуры Кюри аморфной фазы. Зависимость $T_c^a(t_a)$ показана на рис. 7 (кривая 1). Видно, что по мере увеличения t_a сначала происходит небольшой рост, а затем снижение T_c^a до значений ~ 130 К. Вероятно, в рамках аморфной структуры при отжиге происходят определенные изменения ближнего порядка. Однако для их непосредственной регистрации нужны более детальные структурные исследования.

Намного сильнее отжиг влияет на свойства пленок с более толстыми слоями Gd. Это, в частности, видно из рис. 8, на котором точками показаны зависимости $P(T)$ для образца Gd(150 Å)/Si(10 Å), измеренные на разных ступенях отжига. На основании представленных данных можно выделить две стадии отжига, разграничение между которыми проходит в области температур 300–350°C. Низкотемпературная термообработка слабо влияет на форму зависимостей $P(T)$. Практически не меняются и количественные характеристики фазового состава. Они, как и в предыдущих случаях, определялись из подгоночных кривых $P(T)$, показанных на рис. 8 линиями, и составляют: $n_a = 0.6$; $n_c = 0.15$; $n_{ac} = 0.25$.

Таким образом, по данным магнитометрических измерений при $t_a < 350^\circ\text{C}$ аморфная фаза остается доминирующей. Аналогичную информацию дает и электронная микроскопия. Электронограмма и изображение микроструктуры образца Gd(150 Å)/Si(10 Å), отожженного при $t_a = 250^\circ\text{C}$, показаны на рис. 6, *b*. Видно, что они мало отличаются от соответствующих картин, характеризующих исходное состояние таких пленок (рис. 3, *b*). Зафиксированные изменения касаются только температур Кюри аморфной и кристаллической фаз. Зависимости этих характеристик от температуры отжига показаны на рис. 7 (кривые 1, 2). Видно, что и T_c^a и T_c^c в анализируемой области t_a имеют тенденцию к увеличению.

Отжиг при $t_a = 350^\circ\text{C}$ (кривая 3 на рис. 8) существенно трансформирует зависимость $P(T)$. Он приводит к изменению вогнутого характера кривой на выпуклый, возрастанию температуры Кюри T_c^c до значений, близких к температуре магнитного упорядочения массивного Gd, и снижению величины вращающего момента при низких температурах. Последнее, по-видимому, является

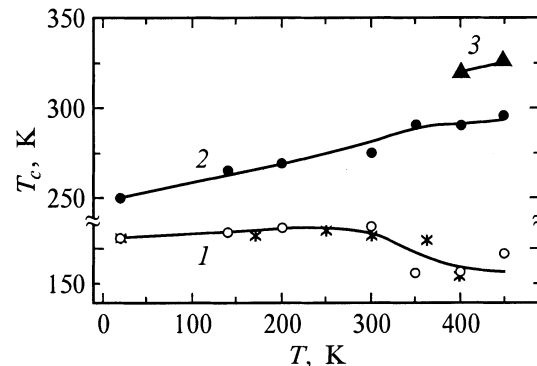


Рис. 7. Зависимости температур Кюри различных магнитных фаз от температуры отжига: 1 (звездочки) — T_c^a образца Gd(75 Å)/Si(10 Å), 1 (кружки) — T_c^c образца Gd(150 Å)/Si(10 Å), 2 — T_c^c образца Gd(150 Å)/Si(10 Å), 3 — T_c фазы Gd₅Si₄.

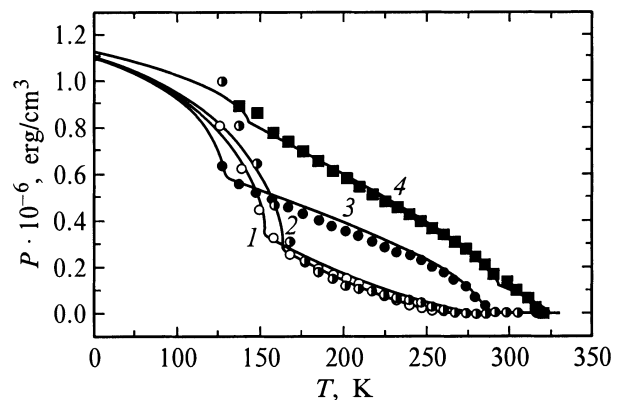


Рис. 8. Экспериментальные (точки) и расчетные (линии) зависимости вращающего момента пленок Gd(150 Å)/Si(10 Å) от температуры отжига: 1 — исходное состояние, 2 — 200, 3 — 350, 4 — 450°C.

следствием уменьшения температуры Кюри аморфной фазы подобно тому, которое наблюдается в пленках $Gd(75 \text{ \AA})/Si(10 \text{ \AA})$. Подгоночная кривая $P(T)$, построенная для $T_c^a = 130$ и $T_c^c = 290^\circ\text{C}$, дает следующие расчетные значения концентраций магнитных фаз: $n_a = 0.4$; $n_c = 0.4$; $n_{ac} = 0.2$. Отсюда следует, что описываемый отжиг приводит к существенному росту объема кристаллической фазы, который происходит как за счет аморфной, так и переходной фаз. Здесь необходимо заметить, что кристаллическая фаза, если она текстурирована, может провоцировать систематическую ошибку в предложенном количественном анализе фазового состава. Источником этой ошибки является неучтенная кристаллическая магнитная анизотропия.

Как видно из рис. 8, термообработка при более высоких температурах продолжает вносить изменения в свойства многослойных пленок. Самое существенное здесь состоит в том, что магнитное упорядочение сохраняется до температур, заметно превышающих температуру Кюри массивного Gd. Вероятно, в пленках происходит термически индуцированное образование новых химических соединений. В исследуемой системе элементов известно только одно соединение — Gd_5Si_4 [9], температура Кюри которого (345 K) выше комнатной температуры. Намек на появление в пленках новой магнитной фазы можно усмотреть по слабому перегибу на зависимости $P(T)$ в области комнатной температуры (кривая 4 на рис. 8). Выделенные с учетом этого температуры Кюри кристаллического Gd и фазы Gd_5Si_4 показаны на рис. 7 (кривые 2, 3).

Данные рентгеновского анализа образца $Gd(150 \text{ \AA})/Si(10 \text{ \AA})$, отожженного при $t_a = 400^\circ\text{C}$, показаны на рис. 2 (дифрактограмма 4). На ней достаточно определено можно выделить линию кристаллического Gd. Она уже соответствующей линии исходного образца (дифрактограмма 3). Кроме того, ее положение близко к табличному. То и другое свидетельствует об уменьшении искажений кристаллической решетки Gd при отжиге, которое в свою очередь может быть причиной наблюдаемых изменений температуры Кюри кристаллической фазы. Остальные линии, вероятно, принадлежат силицидам Gd, в частности, соединению Gd_5Si_4 . Последнее имеет очень богатую структуру дифракционных линий, некоторые из которых достаточно хорошо укладываются на полученную картину дифракции (рис. 2).

На рис. 6, с приведены также данные электронной микроскопии, полученные на образце $Gd(150 \text{ \AA})/Si(10 \text{ \AA})$ после отжига при $t_a = 380^\circ\text{C}$. Видно, что высокотемпературный отжиг чрезвычайно усложнил электронограмму. На ней отражено большое количество дифракционных линий и следы исходных гало. Однозначная интерпретация этой картины затруднительна. Тем не менее есть основания полагать, что в пленках присутствуют аморфная и кристаллическая фазы Gd, а также силициды, наиболее вероятными из которых являются Gd_5Si_4 и $GdSi_2$. Следует также подчеркнуть, что в электронограммах не

обнаружено следов загрязняющих фаз типа окислов или карбидов. Кроме того, неоднородность интенсивности дифракционных колец указывает на наличие кристаллической текстуры как в самом Gd, так и в производных кристаллических фазах.

Визуальный анализ картин микроstructures указывает на сильную неоднородность последней в образцах, подвергнутых высокотемпературной термообработке. На рис. 6, с приведены наиболее типичные фрагменты этих картин. В пленках наблюдаются участки аморфной и кристаллической фаз с большой дисперсией в размерах и форме элементов. Более детальный анализ показал, что зерна новых кристаллических фаз встречаются только в соседстве с зернами Gd. В то же время имеется большое количество островков кристаллического Gd без примеси других кристаллических фаз. Это наводит на мысль о наличии определенной последовательности описываемых фазовых превращений.

В целом проведенное исследование позволяет сделать следующее заключение. Пленки Gd, полученные высокочастотным ионным распылением, многофазны. Основными фазовыми составляющими являются кристаллическая и аморфная модификации гадолиния, которые обладают существенно разными температурами магнитного упорядочения. Однако между ними, по-видимому, существует ряд промежуточных состояний, обеспечивающих непрерывное изменение магнитных свойств. В рамках основных структурных состояний также возможна вариация параметров обменного взаимодействия, которая приводит к изменениям температур Кюри аморфной и кристаллической фаз в пределах $130\text{--}160$ и $250\text{--}290 \text{ K}$ соответственно. Фазовый состав пленок зависит от толщины магнитных слоев, температуры термообработки и свойств прилегающих немагнитных материалов. Хорошую защиту пленок Gd от воздействия внешних факторов при высокой степени нейтральности обеспечивает кремний.

Авторы выражают благодарность В.С. Гавико за помощь в структурных исследованиях.

Список литературы

- [1] Z.S. Shan, D.J. Sellmyer. Handbook on the Physics and Chemistry of Rare Earths. **22**, 81 (1996).
- [2] C.F. Majkrzak, J.W. Cable, J. Kwo, M. Hong, D.B. McWhan, Y. Yafet, J.V. Waszczak, Y. Grimm, C. Vettir. J. Appl. Phys. **61**, 8, 4055 (1987).
- [3] J. Samuel Jiang, C.L. Chien. J. Appl. Phys. **79**, 10, 5615 (1996).
- [4] M. Farle, A. Berghaus, K. Baberschke. Phys. Rev. **B39**, 7, 4838 (1989).
- [5] M. Farle. Rep. Prog. Phys. **61**, 755 (1998).
- [6] M. Farle, W.A. Lewis. J. Appl. Phys. **75**, 10, 5604 (1994).
- [7] N. Sato, K. Habu. J. Appl. Phys. **61**, 8, 4287 (1987).
- [8] S. Honda, M. Nawate, I. Sakamoto. J. Appl. Phys. **79**, 1, 365 (1996).
- [9] К. Тейлор, М. Дарби. Физика редкоземельных соединений. Мир, М. (1974). 54 с.