

05;06;12

Влияние толщины слоев на магнитные свойства и структурное состояние тербия в составе многослойных пленок $[\text{Tb}/\text{Ti}]_n$ и $[\text{Tb}/\text{Si}]_n$

© А.В. Свалов,¹ В.О. Васьковский¹, Н.Н. Щеголева,¹ Г.В. Курляндская^{1,2}¹ Уральский государственный университет им. А.М. Горького, 620083 Екатеринбург, Россия¹ Университет Овьедо, 33007 Овьедо, Испания
e-mail: andrey.svalov@usu.ru

(Поступило в Редакцию 23 августа 2004 г. В окончательной редакции 10 ноября 2004 г.)

Представлены результаты экспериментальных исследований объемной и поверхностной структур и магнитных свойств слоев Tb в составе многослойных пленок $[\text{Tb}/\text{Ti}]_n$ и $[\text{Tb}/\text{Si}]_n$. Установлено, что с уменьшением толщины магнитных слоев происходит аморфизация Tb. Она сопровождается снижением температуры магнитного упорядочения и смещением температурного интервала магнитного гистерезиса, которое в методике $ZFC-FC$ отражает разрушение кристаллической магнитной анизотропии. Определенную роль в этих изменениях играет материал немагнитных прослоек, разделяющих слои Tb.

Введение

Малоразмерные объекты являются одним из приоритетов современного магнетизма. К таким объектам, в частности, относятся тонкие магнитные пленки, среди которых заметное место занимают пленки редкоземельных металлов. Они несут информацию о специфике косвенного объемного взаимодействия и других фундаментальных свойств $4f$ -магнетиков в тонкопленочном состоянии [1,2], а также имеют перспективы практического применения в составе многослойных структур [3,4]. Наиболее исследованными в этом отношении являются пленки гадолиния [5–7], который среди редкоземельных металлов обладает наибольшей температурой Кюри. Несколько меньшей температурой магнитного упорядочения характеризуется тербий, но в отличие от гадолиния его атомы имеют несферичную электронную оболочку. Это служит предпосылкой высокой магнитной анизотропии, наличие которой определяет значительный практический потенциал Tb-содержащих пленочных сред. Данная работа посвящена изучению связи структурного состояния и магнитных свойств слоев Tb, включенных в состав многослойных пленок $[\text{Tb}/\text{Ti}]_n$ и $[\text{Tb}/\text{Si}]_n$.

Образцы и методика эксперимента

Пленки были приготовлены на стеклянных подложках методом ионного высокочастотного распыления при скорости осаждения различных материалов ~ 0.1 nm/s. Предварительный вакуум в рабочей камере составлял $1 \cdot 10^{-6}$ Torr, давление аргона во время горения разряда — $2 \cdot 10^{-4}$ Torr. Образцы формировались путем последовательного осаждения слоев Tb различной толщины ($h_{\text{Tb}} = 2.5 \div 600$ nm) и прослоек немагнитного материала (Ti или Si), толщина которых составляла 2 nm. Общая толщина магнитной компоненты в многослойных образцах была постоянной (~ 200 nm). Каждый из образцов

имел буферный подслои и изолирующее покрытие из немагнитного материала.

Измерение магнитных свойств пленок выполнено на вращательном аниметре в диапазоне температур 80–300 K. Для анализа толщины образцов и морфологии поверхности пленок использовался атомный силовой микроскоп. Сведения о параметрах кристаллической структуры получены с помощью электронного микроскопа на менее толстых образцах (до 50 nm), осажденных на сколы кристаллов NaCl.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 показаны зависимости вращающего механического момента L от температуры T для однослойной пленки Tb (a) с $h_{\text{Tb}} = 600$ nm и многослойных пленок $[\text{Tb}/\text{Ti}]_n$ (b–d) и $[\text{Tb}/\text{Si}]_n$ (e, f) с разной толщиной магнитных слоев. Кривые $L(T)$ получены при увеличении T для двух исходных состояний каждого из образцов. Эти состояния реализованы путем охлаждения образцов без магнитного поля (ZFC — кривые 2) или в присутствии магнитного поля (FC — кривые 1), которое было ориентировано под углом 45° к плоскости пленок и имело напряженность 1 kOe. В аналогичном магнитном поле проводились измерения L .

Как видно из рис. 1, для большинства исследованных образцов характерен сильный терромагнитный гистерезис вращающего момента. Он проявляется при $T < 200$ K и фактически отражает гистерезис в температурном изменении намагниченности. Такая особенность свойств, присущая в частности, спиновым стеклам [8], по-видимому обусловлена высокой кристаллической магнитной анизотропией, которой обладает тербий в области низких температур [9]. При охлаждении в магнитном поле из неупорядоченного магнитного состояния (режим FC) в слоях Tb возникает магнитная текстура, которая задает остаточную намагниченность и определенный вращающий момент. Режим ZFC приводит к

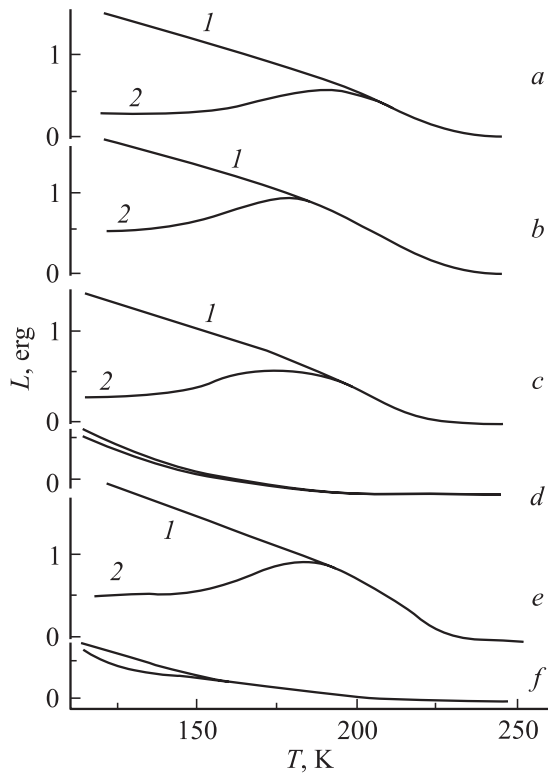


Рис. 1. Зависимости вращающего механического момента от температуры для однослойной пленки Tb толщиной 600 nm (*a*) и многослойных пленок [Tb/Ti]_n (*b–d*) и [Tb/Si]_n (*e, f*) с разной толщиной магнитных слоев h_{Tb} : 20 (*e*); 10 (*b, f*); 5 (*c*); 2.5 nm (*d*). Зависимости получены по методике FC (1)–ZFC (2)

размагниченному состоянию. Ниже температуры T_f , при которой выявляется различие между кривыми 1 и 2, использованное в эксперименте магнитное поле мало для эффективного намагничивания образцов. Отсюда пониженная намагниченность и соответственно меньший вращающий момент образцов.

Примечательно, что температура T_f варьируется в зависимости от толщины магнитных слоев и материала разделяющих их немагнитных прослоек. На рис. 2 (кривая 1) представлена зависимость $T_f(h_{Tb})$, которая показывает, что термомагнитный гистерезис при утончении слоев за счет введения немагнитных прослоек Ti смещается в область меньших температур. Для образца [Tb(2.5)/Ti]₆₀ он вообще отсутствует во всем рассматриваемом температурном интервале (рис. 1, *d*). Не исключено, что при такой толщине слоев Tb ($h_{Tb} = 2.5$ nm) величина T_f становится меньше 80 K. Подобная картина наблюдается и в пленках [Tb/Si]_n с той только разницей, что температурный гистерезис становится малозаметным уже при $h_{Tb} = 10$ nm (рис. 1, *f*).

На рис. 2 (кривые 2, 3) показаны также зависимости температуры магнитного упорядочения T_{ord} от толщины слоев Tb. Величина T_{ord} оценивалась из кривых $L(T)$ путем линейной экстраполяции высокотемпературных

($T > T_f$) участков до нулевого значения L . Несмотря на большую погрешность такой методики (± 5 K), полученные данные позволяют констатировать постоянный уровень T_{ord} в широкой области h_{Tb} . Однако при толщине слоев Tb менее 10 nm в образцах [Tb/Ti]_n или менее 20 nm в образцах [Tb/Si]_n имеет место довольно сильное уменьшение T_{ord} . Подобная закономерность наблюдалась ранее в слоистых пленках Gd [7] при утончении магнитных слоев и была отнесена на счет нарастания микродеформаций кристаллической решетки, приводивших в конечном счете к аморфизации пленок. Соответствующее исследование Tb-содержащих слоистых пленок также выявило корреляцию между структурным состоянием и толщиной слоев Tb.

На рис. 3 в качестве примера приведены дифрактограммы и изображения микроструктуры для двух пленок [Tb/Si]_n с различной толщиной слоев Tb: 5 (*a*) и 20 nm (*b, c*). Налицо существенное различие в их структурных характеристиках. Образец с тонкими слоями Tb не имеет выраженных линий на дифрактограмме и дает мелкую рябь в темнопольном изображении (рис. 3, *a*). То и другое являются явными признаками аморфного состояния. Второй образец пребывает в поликристаллическом состоянии. Об этом можно судить об оформленной системе дифракционных линий и присутствию в темнопольном изображении ярких пятен, образованных областями когерентного рассеяния. Соответствующий анализ показывает, что они относятся к ГПУ кристаллической решетки Tb. Типичный размер кристаллитов составляет 5–10 nm.

Таким образом, для Tb, как и для Gd, по мере уменьшения толщины слоев наблюдается переход от мелкокристаллического к аморфному состоянию. Причем радикальные структурные преобразования протекают в диапазоне h_{Tb} от 20 до 5 nm. Как было показано выше, именно при этих толщинах наблюдается и значительное изменение магнитных свойств, в частности уменьшение

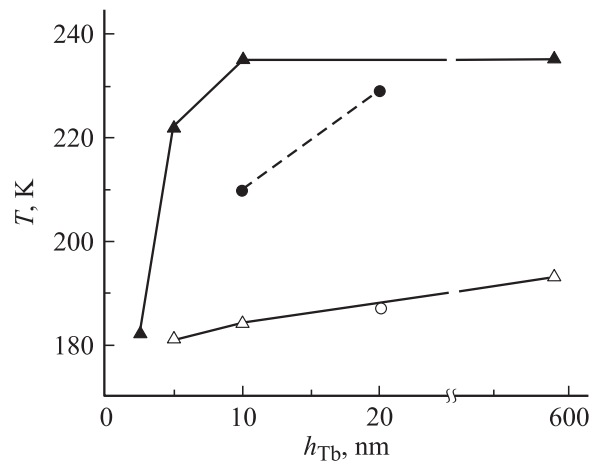


Рис. 2. Зависимости температуры магнитного упорядочения T_{ord} (\blacktriangle, \bullet) и температуры возникновения термомагнитного гистерезиса T_f (\triangle, \circ) от толщины слоев Tb многослойных пленок [Tb/Ti]_n ($\blacktriangle, \triangle$) и [Tb/Si]_n (\bullet, \circ).

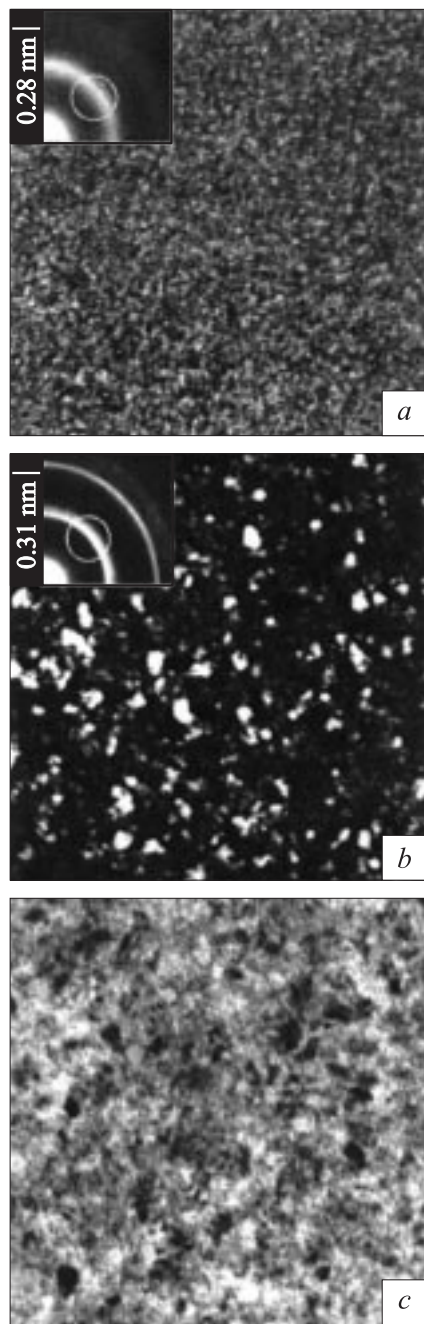


Рис. 3. Изображения микроструктуры и дифрактограммы пленок $[\text{Tb}/\text{Si}]_n$, полученные на электронном микроскопе в темном поле (*a, b*) и светлом поле (*c*) при разной h_{Tb} : *a* — 5; *b, c* — 20 нм. Кружками отмечены положения диаграммы при формировании темнопольных изображений; цифры — значения межплоскостных расстояний, соответствующие центрам выделенных дифракционных рефлексов.

температуры T_{ord} . Отсюда можно заключить, что именно аморфизация приводит к эффективному ослаблению обменного взаимодействия. Это не удивительно, поскольку флуктуации межатомных расстояний, накладываясь на осциллирующую с расстоянием энергию обменного взаимодействия РЗМ, фрустрируют систему атомных

магнитных моментов. Однако в этом содержится и отличие пленок Tb от пленок Gd, в которых заметное снижение T_{ord} имеет место уже в рамках кристаллической фазы при достаточно высоком уровне дефектности последней [7].

Наряду с T_{ord} структурно-чувствительной величиной представляется и температура T_f . Ее снижение при аморфизации указывает на связь терромагнитного гистерезиса с кристаллической магнитной анизотропией, которая разрушается при структурном превращении. В литературе имеются сведения о спин-стекольном поведении некоторых аморфных сигналов, содержащих тербий: Tb—Cr [10], Tb₉₀Si₁₀ [11], Tb [12]. Однако характерное значение температуры T_f для них составляет ~ 50 К. В перечисленных случаях терромагнитный гистерезис связывается с дисперсией локальной магнитной анизотропии, которой обладают ионы Tb из-за несферичности 4*f*-электронной подоболочки. Вероятно, ее параметры имеют иную температурную зависимость по сравнению с макроскопической магнитной анизотропией, обуславливающей терромагнитный гистерезис в поликристаллических слоях Tb. Отсюда и существует другой, в частности меньший, уровень T_f , свойственный аморфному состоянию.

Как отмечалось выше и видно из рис. 1 и 2, определенную роль в изменении магнитных свойств слоев

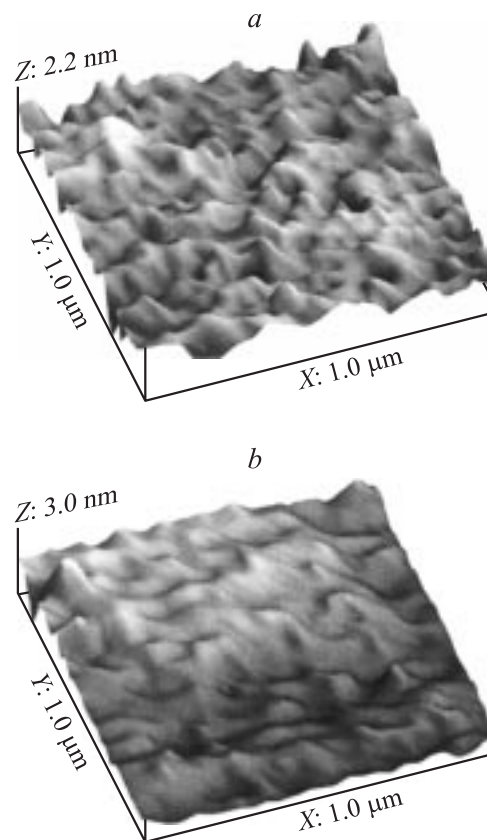


Рис. 4. Изображения поверхности образцов и величины дисперсии амплитуды шероховатости R_{rms} для образцов $[\text{Ti}/\text{Tb} (10 \text{ nm})]_{20}$ (*a*) и $[\text{Si}/\text{Tb} (10 \text{ nm})]_{20}$ (*b*).

Tb с толщиной играет материал немагнитных прослоек. В частности, в пленках, содержащих прослойки Si, тенденции к ослаблению магнетизма и разрушению кристаллической магнитной анизотропии начинают проявляться при несколько больших h_{Tb} , чем в пленках с прослойками Ti. Это может быть следствием межслойной диффузии и образования переходных областей переменного состава. Причем примесь Si — эффективного аморфизатора в большей степени способствует деградации кристаллического состояния Tb, чем примесь Ti. Кроме того, не исключены различия в глубине проникновения немагнитных атомов разного сорта в Tb или в морфологии немагнитных прослоек из разных материалов. Некоторые сведения по указанному вопросу можно получить из анализа структуры поверхности пленок, полагая, что она в определенной степени отражает состояние межслойных границ.

На рис. 4 показаны изображения поверхностей пленок $[Tb(10\text{ nm})/Ti]_{20}$ (a) и $[Tb(10\text{ nm})/Si]_{20}$ (b), полученные с помощью атомного силового микроскопа. Видно их существенное различие: рельеф поверхности образца с прослойками Si содержит более крупные элементы, чем образец с прослойками Ti. Соответствующим образом соотносятся и величины дисперсии амплитуды шероховатости R_{rms} (рис. 4), характеризующая поверхность образца $[Tb(10\text{ nm})/Ti]_{20}$ как более гладкую. Эти различия, в частности, можно интерпретировать как показатель большего эффективного перемешивания Si и Tb на границе слоев, приводящего к более эффективной аморфизации редкоземельного металла.

Заключение

Проведенное исследование показывает, что в Tb, входящем в состав многослойных пленок $[Tb/Ti]_n$ и $[Tb/Si]_n$, при уменьшении толщины магнитных слоев в области $h_{Tb} < 20\text{ nm}$ происходит структурный переход из мелкокристаллического в аморфное состояние. Он сопровождается уменьшением температуры магнитного упорядочения и ослаблением термомагнитного гистерезиса, которое в свою очередь свидетельствует о разрушении кристаллической магнитной анизотропии. На эффективность структурных и магнитных преобразований влияет материал немагнитных прослоек, разделяющих слои Tb. В частности, кремний способствует образованию аморфного состояния и изменению магнитных свойств Tb при большей толщине слоев.

Авторы благодарны И. Гойкурия (Университет Страны Басков, Бильбао, Испания) за помощь в проведении АСМ исследований.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-16485а), программы „Университеты России“ (проект ур.01.01.060) и программы „Ramon y Cajal“ Министерства науки и техники Испании.

Список литературы

- [1] *Dufour C., Dumesnil K., Mougin A. et al* // J. Phys. 1997. Vol. 9. N 9. P. L131–L136.
- [2] *Hindmarch A.T., Hickey B.J.* // J. Phys. Rev. Lett. 2003. Vol. 91. N 11. P. 116 601 (4).
- [3] *Tsunshima S.* // J. Magn. Magn. Mater. 1996. Vol. 156. N 1–3. P. 283–286.
- [4] *Shan Z.S., Sellmyer D.J.* // Handbook on the Physics and Chemistry of Rare Earths. Vol. 22. Amsterdam. 1996. P. 81.
- [5] *Majkrzak C.F., Cable J.W., Kwo J. et al* // J. Appl. Phys. 1987. Vol. 61. N 8. P. 4055–4057.
- [6] *Farle M.* // Rep. Prog. Phys. 1998. Vol. 61. P. 755–793.
- [7] *Васьковский В.О., Свалов А.В., Горбунов А.В. и др.* // ФТТ. 2001. Т. 43. Вып. 4. С. 672–677.
- [8] *Huang C.Y.* // J. Magn. Magn. Mater. 1985. Vol. 51. N 1–3. P. 1–74.
- [9] *Никитин С.А.* // Магнитные свойства редкоземельных металлов и их сплавов. М.: Московский ун-т, 1989. 248 с.
- [10] *Stognei O.V., Rapp Ö.* // J. Magn. Magn. Mater. 1999. Vol. 196–197. P. 266–268.
- [11] *Hauser J.J.* // Phys. Rev. B. 1986. Vol. 34. N 5. P. 3212–3215.
- [12] *Hauser J.J.* // Sol. St. Commun. 1985. Vol. 55. N 2. P. 163–166.