

Электро- и магнетосопротивление неоднородно механически напряженных пленок (30 nm) $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$

© Ю.А. Бойков, В.А. Данилов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: yu.boikov@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 25 октября 2005 г.)

Исследованы структура, электро- и магнетосопротивление преимущественно ориентированных пленок (30 nm) $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3/\text{LaAlO}_3$, в которых произошла частичная релаксация двухосных механических напряжений. Отрицательное магнетосопротивление MR выращенных пленок достигало максимума при $T = 235\text{--}240\text{ K}$, причем полуширина пика на кривой $MR(T)$ для пленки в 5–6 раз превышала полуширину соответствующего пика для манганитного слоя, сформированного на подложке с малым рассогласованием в параметрах кристаллических решеток. При $T < 150\text{ K}$ температурная зависимость электросопротивления ρ исследованных пленок хорошо аппроксимировалась соотношением $\rho = \rho_0 + \rho_1(H) \times T^{4.5}$, где $\rho_0 \equiv \rho(T = 4.2\text{ K})$, а $\rho_1(H)$ — не зависящий от температуры, но зависящий от напряженности H магнитного поля параметр. Параметр $\rho_1(H = 0)$ для пленок (30 nm) $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3/\text{LaAlO}_3$ был в несколько раз больше соответствующего параметра для тонких манганитных слоев, слабо напряженных подложкой. С увеличением $\mu_0 H$ в интервале 1–5 Т ρ_1 уменьшается практически линейно.

Финансовая поддержка работы была частично получена из проекта 9Б19 программы Президиума РАН „Низкоразмерные квантовые структуры“ и проекта № 04-02-16212 Российского фонда фундаментальных исследований.

PACS: 73.50.Jt, 75.47.Lx

1. Введение

Перовскитоподобные манганиты $\text{La}_{1-x}\text{A}_x\text{MnO}_3$, где $A = \text{Ba}, \text{Ca}, \text{Sr}, \dots$, а $x \approx 1/3$, перспективны для использования в магнеторезистивных сенсорах [1,2]. Для применения в реальных устройствах нужны тонкие, однородные по составу, структуре и толщине пленки $\text{La}_{1-x}\text{A}_x\text{MnO}_3$, выращенные на подложках из соответствующих материалов (прежде всего на кремнии). Различия в параметрах кристаллических решеток и в температурных коэффициентах линейного расширения подложки и манганитной пленки приводят к появлению в последней двухосных механических напряжений. Механические напряжения, действующие в процессе зародышеобразования и роста пленки, существенно сказываются на ее стехиометрии и структуре [3]. Релаксация механических напряжений в манганитных слоях, достигших критической толщины d_{cr} , происходит, как правило, лишь в прослойке, прилегающей к свободной поверхности [4,5]. Электронные свойства и эффективный объем элементарной ячейки в указанной прослойке заметно отличаются от соответствующих параметров в той части манганитной пленки, где релаксации напряжений не произошло.

Особенности электро- и магнетотранспортных свойств манганитных пленок, в которых произошла частичная релаксация механических напряжений, до настоящего времени исследовались лишь фрагментарно.

В настоящей работе представлены данные по структуре, электро- и магнетосопротивлению пленок (30 nm) $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$ (LCMO), сформирован-

ных на монокристаллических подложках из материала со значительным ($\sim 1.8\%$) положительным рассогласованием m в параметрах кристаллических решеток ($m = (a_l - a_s)/a_s$, где a_l и a_s — параметры кристаллических решеток пленки и подложки соответственно).

2. Эксперимент

Метод лазерного испарения (ComPex 200, KrF, $\lambda = 248\text{ nm}$, $\tau = 30\text{ ns}$) был использован для выращивания пленок LCMO на полированных пластинах (001) LaAlO_3 (LAO). Плотность энергии эксимерного лазера на поверхности керамической мишени LCMO равнялась 1.8 J/cm^2 , а давление кислорода в ростовой камере поддерживалось на уровне 0.3 mbar. Температура подложки в процессе формирования манганитного слоя составляла 790°C . Для сравнения пленки LCMO толщиной 30 nm были выращены в идентичных условиях также и на подложках (001) $\text{La}_{0.3}\text{Sr}_{0.7}\text{Al}_{0.65}\text{Ta}_{0.35}\text{O}_3$ LSATO. Рассогласование в параметрах кристаллических решеток LCMO (псевдокубическая ячейка, $a_{\text{LCMO}} = 3.858\text{ \AA}$ [6]) и LSATO (псевдокубическая ячейка, $a_{\text{LSATO}} = 3.868\text{ \AA}$ [7]) в 5–6 раз меньше, чем величина m в случае LCMO и LAO (псевдокубическая ячейка, $a_{\text{LAO}} = 3.780\text{ \AA}$ [8]).

Фазовый состав и структура выращенных пленок LCMO исследовались с использованием рентгеновской дифракции (Philips X'pert MRD, $\omega/2\theta$ - и ϕ -сканы, кривые качания). Параметры элементарной ячейки в выращенных манганитных слоях измерялись как в плоскости подложки, так и вдоль нормали к ее поверхности [9].

Морфология свободной поверхности выращенных пленок исследовалась с использованием микроскопа атомных сил (NanoScope-IIIa, режим высоты).

Сопротивление R пленок LCMO измерялось в геометрии Van der Pauw, в магнитном поле ($\mu_0 H = 0-5$ Т) и без него. Направление магнитного поля было параллельно плоскости подложки и направлению измерительного тока в исследуемой пленке. Электросопротивление ρ манганитных слоев рассчитывалось с использованием соотношения $\rho = \pi R d / \ln 2$ [10], где $d = 30$ nm — толщина пленки.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Малое рассогласование ($m \approx 0.3\%$) в параметрах кристаллических решеток способствует когерентному росту пленки LCMO на поверхности (001)LSATO до толщин порядка 100 nm. Данные по структуре и магнетосопротивлению пленок (40–120 nm) LCMO, выращенных на (001) LSATO, представлены в [3,11]. Когерентный рост пленки LCMO возможен на подложке LAO, однако критическая толщина, при которой начинается релаксация механических напряжений, в этом случае составляет всего несколько десятков нанометров [3]. Следует отметить, что d_{cr} для пленки LCMO/LAO зависит от условий роста, от качества поверхности подложки и ее

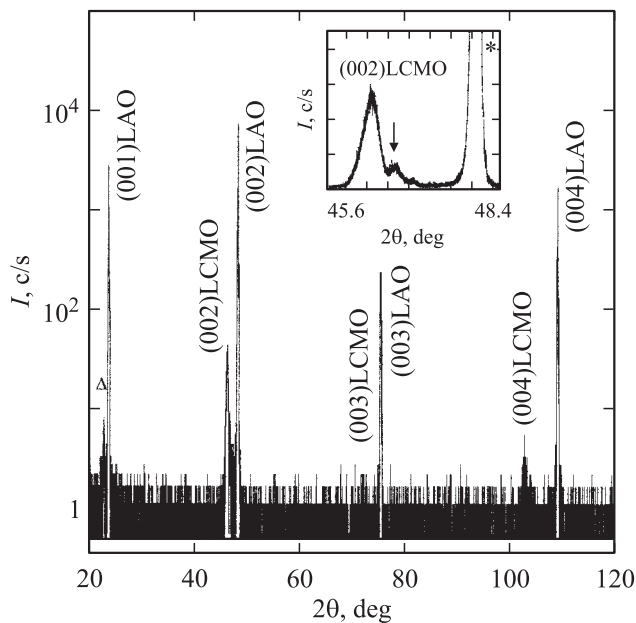


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма ($\text{CuK}\alpha_1$, $\omega/2\theta$) для пленки (30 nm) LCMO/LAO, полученная в условиях, когда падающий и отраженный рентгеновские пучки находились в плоскости, перпендикулярной плоскости подложки. Δ — пик (001) LCMO. На вставке показан фрагмент того же рентгеновского скана в окрестности пика (002) LCMO. Стрелкой отмечен пик (002) LCMO от прослойки, в которой произошла релаксация механических напряжений; звездочка — (002) пик от подложки.

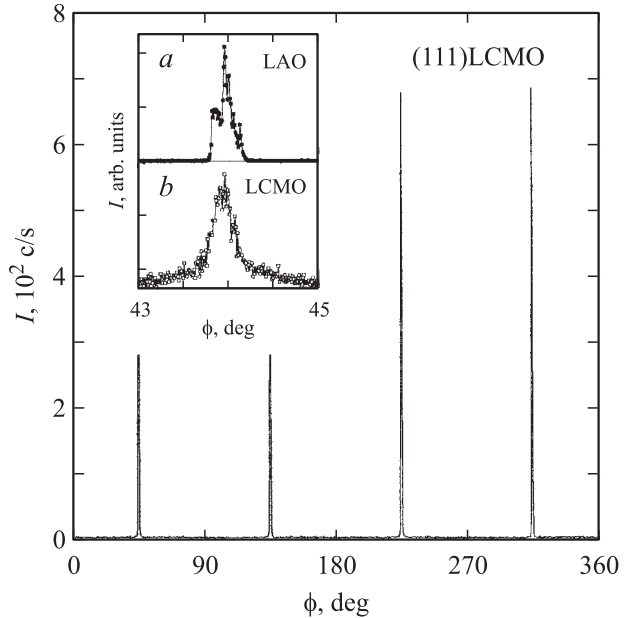


Рис. 2. Рентгеновский ϕ -скан для рефлекса (111) от пленки (30 nm) LCMO/LAO. На вставке показаны визуализированные с шагом 0.01° пики на ϕ -сканах для рефлексов (111) от подложки (a) и выращенной пленки (30 nm) LCMO/LAO (b).

вициальности. Этим объясняется некоторый разброс в значениях d_{cr} , приводимых для пленок LCMO/LAO в различных статьях [3–5].

3.1. Структура выращенных слоев LCMO/LAO. На рентгеновских дифрактограммах $\omega/2\theta$, полученных для пленок (30 nm) LCMO/LAO, присутствовали только пики от манганитного слоя и подложки (рис. 1). Это позволяет говорить об отсутствии в объеме сформированных слоев макровключений вторичных фаз. По четыре эквидистантно (через каждые 90°) расположенных пика наблюдалось на ϕ -сканах ($\phi = 0-360^\circ$), полученных для рефлексов (111) от манганитной пленки и подложки (рис. 2). Полуширина пика (ширина, измеренная на половине высоты) на ϕ -скане для рентгеновского рефлекса (111) LCMO составляла $\sim 0.6^\circ$ и примерно совпадала с полушириной соответствующего пика от подложки (вставка *a* и *b* на рис. 2). (Инструментальный предел разрешения по углу ϕ равнялся 0.01°). Наличие „хвостов“ с обеих сторон пика от манганитной пленки, показанного на вставке *b*, указывает на присутствие в ее объеме кристаллитов с относительной азимутальной разориентацией до одного градуса. Вероятной причиной значительной азимутальной разориентации кристаллитов в пленке (30 nm) LCMO/LAO является неоднородная релаксация механических напряжений в ее объеме. Кривая качания ($\omega-2\theta$) для рентгеновского пика (002) LCMO от пленки (30 nm) LCMO/LAO была искажена со стороны больших ω и имела полуширину порядка $0.2-0.3^\circ$, что примерно в 2 раза больше полуширины соответствующего пика от пленки (30 nm) LCMO/LSATO. Из полученных

рентгеновских данных ($\omega/2\theta$ - и ϕ -сканы) следует, что выращенные манганитные пленки были преимущественно ориентированы как относительно выделенного направления в плоскости подложки, так и относительно нормали к ее поверхности. Пики (00*n*) от слоя (30 nm) LCMO/LAO были сдвоены: со стороны больших 2θ к основному рефлексу примыкал еще один с

меньшей интенсивностью (вставка на рис. 1). Появление дополнительного рефлекса обусловлено частичной релаксацией механических напряжений в выращенных слоях [3]. Частичная релаксация двухосных сжимающих напряжений в пленках LCMO/LAO происходит, как правило [4,5], лишь в тонкой прослойке LCMO2, прилегающей к их свободной поверхности. В объеме лежащей ниже части LCMO1 манганитной пленки релаксация напряжений практически не происходит. Прослойка, прилегающая к свободной поверхности пленки (30 nm) LCMO/LAO, состояла из кристаллических зерен с латеральным размером порядка 25 nm. Границы между зернами были четко декорированы характерными углублениями. Снимок свободной поверхности пленки (30 nm) LCMO/LAO приведен на вставке к рис. 3, b.

Параметр элементарной ячейки в прослойке LCMO1, измеренный вдоль нормали к плоскости подложки ($a_1 = 3.949 \pm 0.005 \text{ \AA}$), был существенно больше параметра ячейки, измеренного в плоскости подложки ($a_2 = 3.788 \pm 0.005 \text{ \AA}$). Последний практически совпадал с параметром псевдокубической ячейки алюмината лантана. Объем элементарной ячейки $V_1 = a_2^2 \times a_1 = 56.66 \text{ \AA}^3$ в прослойке LCMO1 пленки (30 nm) LCMO/LAO был меньше объема соответствующей ячейки в стехиометрических массивных образцах LCMO ($V_{\text{eff}} \approx 57.40 \text{ \AA}^3$ [6]). Параметры элементарной ячейки в слое LCMO2 в плоскости подложки и вдоль нормали к ее поверхности равнялись соответственно 3.832 ± 0.005 и $3.890 \pm 0.005 \text{ \AA}$, а объем $V_2 = 57.12 \text{ \AA}^3$ соответствующей элементарной ячейки был больше, чем V_1 , но меньше, чем объем элементарной ячейки в массивных стехиометрических образцах LCMO.

Механизмы, ответственные за уменьшение объема элементарной ячейки и за изменение относительной концентрации четырехвалентных ионов марганца в двухосно упругонапряженных пленках LCMO, по сравнению с соответствующими параметрами для объемных стехиометрических образцов рассмотрены нами в [3]. Учитывая данные по зависимости объема элементарной ячейки массивных керамических образцов LCMO от валентности ионов марганца [12] и используя полученные значения V_1 и V_2 , для относительной концентрации ионов Mn^{+4} в прослойках LCMO1 и LCMO2 мы получили значения 45 и 37% соответственно. Согласно данным, приведенным в [12], уже при концентрации ионов Mn^{+4} порядка 44% в объеме массивных керамических образцов LCMO наряду с ферромагнитными доменами присутствуют включения антиферромагнитной фазы.

3.2. Электро- и магнетосопротивление пленок (30 nm) LCMO. Ранее нами было показано [13], что релаксация механических напряжений в манганитных пленках сопровождается существенным увеличением их проводимости. По этой причине электро-сопротивление ρ пленок (30 nm) LCMO/LAO в значительной степени определялось параметрами прослойки LCMO2, в которой произошла частичная релаксация механических напряжений.

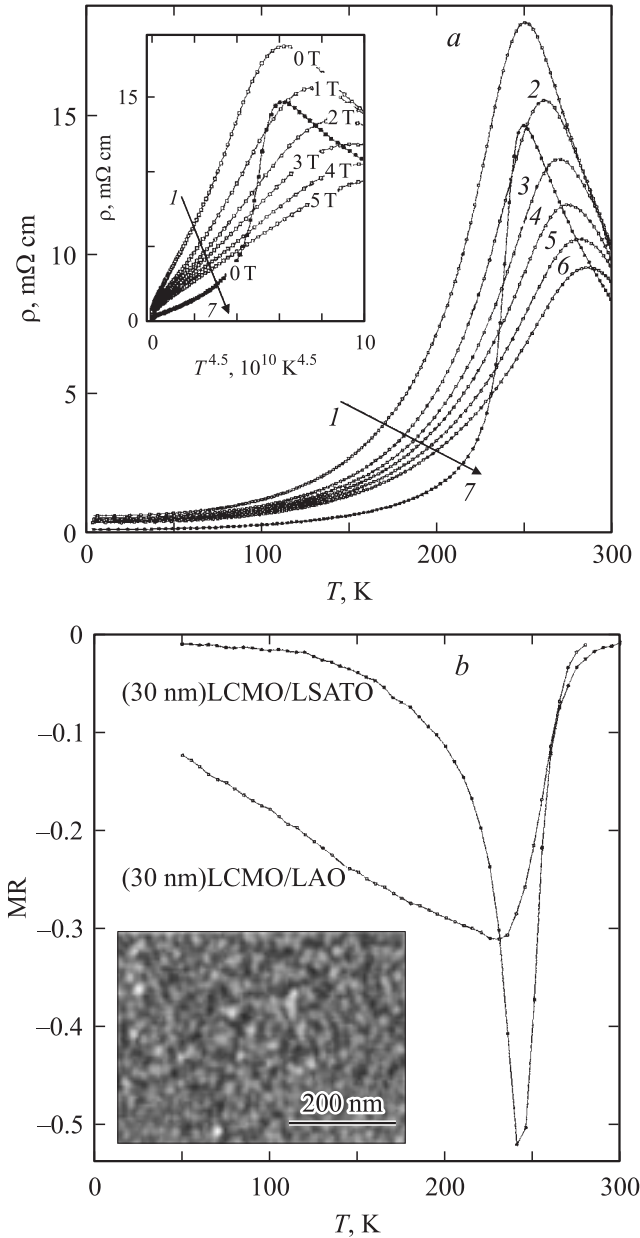


Рис. 3. *a* — температурные зависимости электросопротивления ρ пленок (30 nm) LCMO/LAO (1–6) и (30 nm) LCMO/LSATO (7). 1, 7 — $H = 0$, 2 — 1, 3 — 2, 4 — 3, 5 — 4, 6 — 5 T. На вставке показаны зависимости $\rho(T^{4.5})$ для тех же пленок. Значения H указаны на рисунке. *b* — температурные зависимости магнетосопротивления MR для пленок (30 nm) LCMO, выращенных на подложках LAO и LSATO. На вставке показан снимок свободной поверхности пленки (30 nm) LCMO/LAO, полученный с использованием микроскопа атомных сил.

При $H = 0$ максимум электросопротивления манганитных пленок, выращенных на обоих типах подложек, наблюдался при $T_M \approx 250$ К, причем абсолютные значения ρ для слоев, выращенных на пластинах из алюмината лантана, были заметно больше значений ρ для слоев (30 nm) LAO/LSATO (рис. 3, *a*). Приведенное значение T_M для пленок LCMO примерно на 10 К меньше соответствующей температуры для объемных стехиометрических образцов и отожженных в атмосфере кислорода эпитаксиальных пленок LCMO [11]. Это отчасти обусловлено неоднородностью механических напряжений, действующих в объеме выращенных слоев. Неоднородные механические напряжения увеличивают разброс в эффективной длине связей Mn–O, что способствует понижению температуры ферромагнитного фазового перехода T_C [14].

С увеличением $\mu_0 H$ от 0 до 5 Т пик на температурных зависимостях электросопротивления манганитных пленок монотонно (рис. 3, *a*) сдвигался в сторону высоких температур. Возрастание проводимости пленки (30 nm) LCMO/LAO с увеличением H , так же как и сдвиг максимума на температурной зависимости электросопротивления, является проявлением того, что магнитное поле способствует ферромагнитному упорядочению спинов на ионах марганца.

Наблюдавшееся падение электросопротивления пленок (30 nm) LCMO при понижении температуры в интервале $T_M - 4.2$ К связано с: а) увеличением концентрации и размеров включений ферромагнитной фазы, что способствует формированию высокопроводящих „каналов протекания“, б) падением интенсивности рассеяния носителей заряда на спиновых волнах в ферромагнитных доменах. Резкое увеличение объемной доли ферромагнитной фазы в манганитных пленках происходит при температурах, близких к T_M , на это указывают данные, полученные с использованием ядерного магнитного резонанса [15] и сканирующего туннельного микроскопа [16]. Вклад электрон-магнетонного взаимодействия в процесс релаксации носителей заряда в манганитных пленках становится существенным при относительно низких температурах, когда основная часть их объема находится в ферромагнитном состоянии.

Согласно [17], при доминирующей роли электрон-магнетонного взаимодействия в процессе релаксации носителей заряда электросопротивление перовскитоподобных манганитов должно изменяться пропорционально $T^{4.5}$. Из данных, представленных на вставке на рис. 3, *a*, следует, что при $T < 150$ К температурные зависимости ρ для пленок (30 nm) LCMO/LAO хорошо аппроксимировались соотношением

$$\rho = \rho_0 + \rho_1(H) \times T^{4.5}, \quad (1)$$

где ρ_0 и ρ_1 — не зависящие от температуры параметры. Величина параметра $\rho_0 \equiv \rho(4.2$ К) определяется концентрацией дефектов структуры (дислокации, двойники, границы зерен). При $H = 0$ параметр ρ_0 для полученных пленок (30 nm) LCMO/LAO равнялся ~ 0.68 мОм см. Наблюдавшееся уменьшение ρ_0 с увели-

чением H ($\rho_0(\mu_0 H = 5$ Т)/ $\rho_0(\mu_0 H = 0$ Т) ≈ 0.63) обусловлено в основном возрастанием проводимости прослойки LCMO1 вследствие „плавления“ магнитным полем включений неферромагнитной фазы в ее объеме [3]. В случае тонких эпитаксиальных слоев LCMO [18,19], выращенных на подложках, обеспечивающих малую величину t , параметр ρ_0 практически не зависел от магнитного поля ($\mu_0 H \leq 5$ Т) и был в 2–4 раза меньше соответствующего параметра для исследованных слоев (30 nm) LCMO/LAO.

Параметр ρ_1 зависит от интенсивности возбуждения спиновых волн в манганитном слое, которая возрастает при деградации структуры и усилении неоднородности механических напряжений. Весьма заметный вклад последних в возмущение спиновой системы обусловлен сильным спин-орбитальным взаимодействием в манганитах. Из наклона приведенных на вставке на рис. 3, *a* кривых $\rho(T^{4.5}, H)$ при $T < 100$ К были определены значения ρ_1 для пленок (30 nm) LCMO/LAO при различных значениях H . Зависимость параметра ρ_1 от H для пленки (30 nm) LCMO/LAO приведена на вставке *a* на рис. 4. С увеличением H параметр ρ_1 уменьшается, что хорошо согласуется с данными, представленными в [19]. Магнитное поле способствует затуханию спиновых волн в манганитной пленке, что приводит к уменьшению вклада электрон-магнетонного рассеяния в ее электросопротивление. При $H > 1$ Т зависимость $\rho_1(H)$ была близка к линейной. Следует отметить, что абсолютные значения ρ_1 , полученные для пленок (30 nm) LCMO/LAO при $H = 0-5$ Т, в 5–6 раз превышают соответствующие

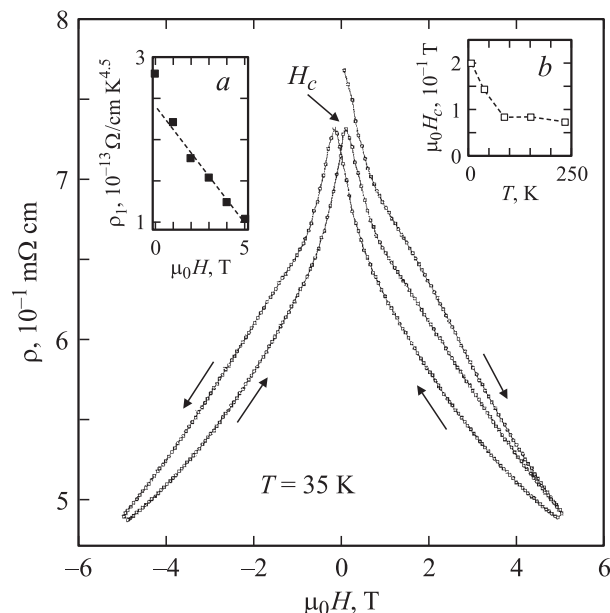


Рис. 4. Зависимость электросопротивления пленки (30 nm) LCMO/LAO от магнитного поля при изменении H в последовательности $0 \rightarrow 5$ Т $\rightarrow 0 \rightarrow -5$ Т $\rightarrow 0 \rightarrow 5$ Т при температуре 35 К. На вставке *a* показана зависимость параметра ρ_1 от H для указанной выше пленки. На вставке *b* приведена температурная зависимость поля H_c .

данные для пленок LCMO, выращенных на подложках с малым m [18]. Это четко проявляется и при сравнении наклона низкотемпературных участков кривых $\rho(T^{4.5}, H = 0)$, измеренных для пленок (30 nm) LCMO, сформированных на подложках LAO и LSATO (кривые 1 и 7 на вставке к рис. 3, а). Относительный вклад электрон-магнетонного взаимодействия в процесс релаксации носителей заряда в пленках (30 nm) LCMO/LAO существенно превосходит соответствующий вклад в пленках (30 nm) LCMO/LSATO. Малая разница в параметрах кристаллических решеток LCMO и LSATO способствует тому, что: а) пленки (30 nm) LCMO растут на подложке LSATO когерентно, б) обладают более совершенной структурой по сравнению с пленками (30 nm) LCMO/LAO, в) концентрация ионов Mn^{4+} в объеме пленки (30 nm) LCMO/LSATO практически совпадает с концентрацией четырехвалентных ионов марганца в исходной стехиометрической мишени LCMO.

Температурные зависимости магнетосопротивления $MR = [\rho(H = 1\text{ Т})] - [\rho(H = 0)]/\rho(H = 0)$ пленок (30 nm) LCMO/LAO и (30 nm) LCMO/LSATO показаны на рис. 3, б. Максимальные значения отрицательного магнетосопротивления пленок (30 nm) LCMO, выращенных на LSATO ($MR \approx 52\%$) и LAO ($MR \approx 30\%$), наблюдались при температурах примерно на 10 градусов ниже T_M . Магнитное поле способствует увеличению объемной доли ферромагнитной фазы в пленке и затуханию спиновых волн в ферромагнитных доменах. Оба указанных механизма влияют на величину MR , однако их относительный вклад в магнетосопротивление манганитных пленок, сформированных на (001) LAO и (001) LSATO, различен. Появление узкого пика на кривой $MR(T)$ для пленки (30 nm) LCMO связано в значительной степени с увеличением под воздействием магнитного поля плотности и длины ферромагнитных каналов протекания в ее объеме. Следует отметить, что проводимость ферромагнитных каналов протекания в пленках (30 nm) LCMO/LSATO много выше проводимости включений (прослоек) неферромагнитных (парамагнитной, антиферромагнитной) фаз. Пик на зависимости $MR(T)$ для пленки (30 nm) LCMO/LAO был более размытым, чем пик на соответствующей кривой для пленки (30 nm) LCMO/LSATO. Вероятной причиной этого является то обстоятельство, что разница в проводимости включений ферромагнитной и неферромагнитной фаз в пленках (30 nm) LCMO/LAO не столь значительна, как в манганитных пленках, выращенных на (001) LSATO. Кроме того, неоднородные механические напряжения могут оказывать влияние и на динамику разрастания ферромагнитных каналов протекания.

На рис. 4 показана зависимость $\rho(H)$, полученная при $T = 35\text{ К}$ для пленки (30 nm) LCMO/LAO в процессе изменения H в последовательности $0 \rightarrow 5\text{ Т} \rightarrow 0 \rightarrow -5\text{ Т} \rightarrow 0 \rightarrow 5\text{ Т}$. Значения $\rho(H = 0)$ манганитной пленки (30 nm) LCMO/LAO до и после воздействия магнитного поля $H = 5\text{ Т}$ различались примерно на 7%. Этот факт обусловлен уменьшением концентрации

включений антиферромагнитной фазы в объеме слоя (30 nm) LCMO/LAO вследствие их „плавления“ магнитным полем [3]. С учетом приведенной в [20] фазовой диаграммы для объемных кристаллов LCMO указанные включения должны располагаться в основном в подслое LCMO1, поскольку относительная концентрация ионов Mn^{4+} в нем существенно выше, чем в слое LCMO2. При сканировании H в интервале $5\text{ Т} - -5\text{ Т}$ максимум электросопротивления пленки (30 nm) LCMO/LAO наблюдался при напряженности магнитного поля H_C , отличающейся от нулевой (рис. 4). Данный факт является еще одним проявлением сильного спин-орбитального взаимодействия в манганитных пленках. Именно указанное взаимодействие приводит к тому, что при $T < T_C$ и $H = 0$ вектор спонтанной намагниченности в пленке (30 nm) LCMO/LAO, находящейся под действием двухосных сжимающих механических напряжений, направлен вдоль нормали к плоскости подложки [21]. При $H = \pm 5\text{ Т}$ вектор намагниченности в пленке (30 nm) LCMO/LAO параллелен направлению магнитного поля и электросопротивление минимально. С уменьшением напряженности магнитного поля ρ пленок (30 nm) LCMO/LAO возрастало вследствие усиления электрон-магнетонного рассеяния и увеличения объемной концентрации неферромагнитных фаз. Максимальные значения сопротивления пленки (30 nm) LCMO/LAO наблюдались тогда, когда вектор намагниченности примерно в половине ферромагнитных доменов в ее объеме был ориентирован параллельно плоскости подложки (т.е. параллельно направлению приложенного магнитного поля). Аналогично коэрцитивному полю в сегнетоэлектриках H_C для пленки (30 nm) LCMO/LAO возрастало с понижением температуры (вставка на рис. 4). Появление гистерезиса на кривой $\rho(H, T = 35\text{ К})$ обусловлено анизотропным магнетосопротивлением пленок (30 nm) LCMO/LAO (при $H < 1\text{ Т}$) и преобразованием включений неферромагнитной (антиферромагнитной) фазы в ферромагнитную и обратно при $H > 2\text{ Т}$.

В заключение мы хотели бы отметить, что релаксация механических напряжений в пленках (30 nm) LCMO, сформированных на (001) LAO, сопровождается увеличением объема элементарной ячейки в их объеме. Неоднородные механические напряжения способствуют увеличению вклада электрон-магнетонного взаимодействия в процесс рассеяния носителей заряда в манганитных пленках, что сопровождается увеличением их электросопротивления.

Список литературы

- [1] M. Pannetier, C. Fermon, G. Le Goff, J. Simola, E. Kerr. *Science* **304**, 5677, 1648 (2004).
- [2] Y. Tokura. In: *Colossal Magnetoresistive Oxides* / Ed. Y. Tokura. Gordon and Breach Science Publ., Amsterdam, The Netherlands (2000). P. 2.
- [3] Yu.A. Boikov, R. Gunnarsson, T. Claesson. *J. Appl. Phys.* **96**, 4, 435 (2004).

- [4] B. Wiedenhorst, C. Höfener, Y. Lu, J. Klein, L. Alff, R. Gross, B.H. Freitag, W. Mader. *Appl. Phys. Lett.* **74**, 3636 (1999).
- [5] O.I. Lebedev, G. Van Tendello, S. Amelinckx, B. Leibold, H.-U. Habermeier. *Phys. Rev. B* **58**, 8065 (1998).
- [6] C.J. Lu, Z.L. Wang, C. Kwon, Q.X. Jia. *J. Appl. Phys.* **88**, 7, 4032 (2000).
- [7] Спецификация компании Crystec, поставившей подложки LSATO.
- [8] W.J. Wyckoff. *Crystal Structures*. 2nd ed. Interscience, N.Y. (1964). Vol. 2. P. 394.
- [9] Ю.А. Бойков, Т. Клаесон. *ФТТ* **47**, 2, 274 (2005).
- [10] T.I. Kamins. *J. Appl. Phys.* **42**, 9, 4357 (1971).
- [11] Ю.А. Бойков, Т. Клаесон, А.Ю. Бойков. *ЖТФ* **71**, 10, 54 (2001).
- [12] E.O. Wollan, W.C. Koehler. *Phys. Rev.* **100**, 2, 545 (1955).
- [13] Ю.А. Бойков, Т. Клаесон, А.Ю. Бойков. *ФТТ* **45**, 6, 1040 (2003).
- [14] L.M. Rodriguez-Martinez, J.P. Attfield. *Phys. Rev. B* **54**, 22, R15622 (1996).
- [15] M. Bibes, L.I. Balcells, S. Valencia, J. Fontcuberta, M. Wojcik, E. Jedryka, S. Nadolski. *Phys. Rev. Lett.* **87**, 6, 067210-1 (2001).
- [16] M. Fäth, S. Freisem, A.A. Menovsky, Y. Tomioka, J. Aarts, J. Mydosh. *Science* **285**, 5433, 1540 (1999).
- [17] K. Kubo, N. Ohata. *J. Phys. Soc. Jpn.* **33**, 1, 21 (1972).
- [18] Ю.А. Бойков, В.А. Данилов. *Письма в ЖТФ* **31**, 1, 73 (2005).
- [19] G.J. Snyder, R. Hiskes, S. DiCarolis, M.R. Beasley, T.H. Geballe. *Phys. Rev. B* **53**, 21, 14434 (1996).
- [20] P. Shieffer, A.P. Ramirez, W. Bao, S.-W. Cheong. *Phys. Rev. Lett.* **75**, 18, 3336 (1995).
- [21] H.S. Wang, Q. Li, K. Liu, C.L. Chien. *Appl. Phys. Lett.* **74**, 15, 2212 (1999).