

Транспортные параметры гранулированных пленок $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$, выращенных на R -плоскости сапфира

© Ю.А. Бойков, Д. Эртс*, Т. Клаесон**

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

* Латвийский университет,
LV 1586 Рига, Латвия

** Чалмерский технический университет,
S-41296 Гётеборг, Швеция

(Поступила в Редакцию 2 марта 2000 г.)

Четко (100)-ориентированные пленки (200 nm) $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$ были выращены методом лазерного испарения на сапфировой подложке (R -плоскость), покрытой трехслойным буфером (100) SrTiO_3 /(001) $\text{Bi}_2\text{SrNb}_2\text{O}_9$ /(001) CeO_2 . Азимутальная разориентация кристаллических зерен (50–300 nm) в пленках $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$ уменьшалась примерно на 40% при увеличении температуры конденсации с 760 до 810°C. В результате обогащения выращенных манганатных пленок кислородом параметр их кристаллической решетки был уменьшен до 3.81–3.82 Å. Максимум на зависимости удельного сопротивления для выращенных пленок $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$ был сдвинут в сторону низких температур на 20–50 К относительно его положения на соответствующей зависимости для керамических объемных образцов стехиометрического состава. Наивысшие значения магнетосопротивления ($MR = 42\%$, $H = 0.4$ Т) были измерены для пленок $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$ с концентрацией ионов Mn^{+4} порядка 50% ($T = 166$ К).

Исследования были проведены в рамках научного сотрудничества между Российской академией наук и Королевской академией Швеции. Финансовая поддержка работы была частично получена из проекта TFR 240-97-382 и проекта РФФИ 98-02-18222.

Процесс ферромагнитного упорядочения спинов в перовскитоподобных манганатах $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ сопровождается возрастанием эффективной подвижности носителей заряда [1] и, как следствие, резким уменьшением удельного сопротивления, ρ [2–4]. Температура ферромагнитного фазового перехода, T_C , зависит от x в химической формуле [5], концентрации кислорода [6], напряженности магнитного поля [4,6] и может быть существенно повышена в условиях гидростатического сжатия [7]. Повышение T_C в магнитном поле обуславливает аномально высокие значения магнетосопротивления, MR , для эпитаксиальных пленок и керамических объемных образцов $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ ($T < T_C$). Благодаря высоким значениям MR и температурного коэффициента сопротивления, β , тонкие пленки $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ перспективны для использования в детекторах магнитного поля и чувствительных элементах ИК приемников ($T < T_C$) [3].

Для стехиометрических керамических объемных образцов и эпитаксиальных пленок $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ максимальная температура ферромагнитного фазового перехода достигается при $x \approx 0.33$ ($T_C = 250\text{--}270$ К [4,5]). T_C может быть повышена вплоть до 300 К при нарушении стехиометрии в катионной подрешетке $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$, например, при дефиците La [8] или легировании твердого раствора серебром [9].

Магнетосопротивление пленок $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ резко зависит от их микроструктуры, которая в свою очередь определяется в значительной степени материалом, использованным в качестве подложки [10].

Для практического использования пленок перовскитоподобных манганатов необходимо их выращивание на подложках, выполненных из материалов, применяемых в микроэлектронике. В данной работе исследованы структура и электрофизические параметры тонких пленок $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$ (LCMO), выращенных методом лазерного испарения на сапфировой подложке, покрытой трехслойной буферной гетероструктурой.

1. Эксперимент

Эксиммерный лазер (KrF, $\lambda = 248$ nm, $\tau = 30$ ns) был использован для испарения стехиометрической мишени LCMO, приготовленной по стандартной керамической технологии. Плотность лазерного излучения на поверхности мишени равнялась 1.5 J/cm². Давление кислорода в процессе роста пленки LCMO поддерживалось в интервале 0.48–0.50 mbar. В качестве подложки для выращивания пленок LCMO были использованы полированные пластины (1102) Al_2O_3 (R -плоскость, $5 \times 5 \times 0.5$ mm). Чтобы обеспечить рост четко ориентированной как азимутально, так и относительно нормали к плоскости подложки, пленки LCMO, на поверхности сапфира методом лазерного испарения был выращен трехслойный буфер (80 nm) SrTiO_3 /(15 nm) $\text{Bi}_2\text{SrNb}_2\text{O}_9$ /(80 nm) CeO_2 (STO/BSNO/CO). Пленки LCMO были выращены при трех различных значениях температуры подложки (T_s) — 760, 780 и 810°C.

Структура и фазовый состав пленок, составляющих многослойную гетероструктуру

LCMO/STO/BSNO/CO/ Al_2O_3 , исследовались с использованием рентгеновского дифрактометра Philips X'pert MRD ($\omega/2\theta$ - и ϕ -сканы, кривые качания). Параметры элементарной ячейки для выращенных манганатных пленок рассчитывались с использованием полученных рентгеновских данных. Для определения параметра решетки вдоль нормали к плоскости подложки, c , использовался $\omega/2\theta$ -скан, полученный в условиях, когда плоскость (100) в пленке LCMO была перпендикулярна плоскости, включающей падающий и отраженный рентгеновские пучки. Для определения параметра решетки в плоскости подложки a $\omega/2\theta$ -рентгеновский скан записывался в условиях, когда плоскость (110) в выращенной пленке LCMO была нормальна к падающему и отраженному рентгеновским пучкам. Данные по морфологии поверхности выращенных манганатных пленок были получены с использованием микроскопа атомных сил CamScan-IIIa.

Сопротивление R пленок LCMO измерялось в геометрии van der Pauw с использованием hp 4263A LCR meter на частоте 100 Hz, в магнитном поле 0.4 T и без него. Направление магнитного поля было перпендикулярно плоскости пленки LCMO. Удельное сопротивление манганатных пленок рассчитывалось с использованием соотношения $\rho = (\pi d / \ln 2) R$ [11], $d = 200$ nm — толщина пленки LCMO. Четыре серебряных контакта ($d_1 = 100$ nm), расположенных на углах квадрата, термически напылялись из вольфрамовой лодочки.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Существенная разница в параметрах кристаллических решеток LCMO и Al_2O_3 затрудняет выращивание четко ориентированной пленки перовскитоподобного манганата непосредственно на поверхности сапфира и обуславливает необходимость введения между ними тонкой буферной прослойки. Использование буфера позволяет не только снизить энергию упругих напряжений в системе зародыш/подложка, но и подавить химическое взаимодействие между алюминием из сапфира и кальцием из адсорбированной на его поверхности фазы LCMO. Тонкий буферный слой (001)CO был успешно использован в [12] при выращивании эпитаксиальных пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ на R -плоскости сапфира. Диффузионный обмен компонентами приводит, к сожалению, к резкой деградации микроструктуры и параметров пленки LCMO, выращенной непосредственно на (001)CO \parallel ($1\bar{1}02$) Al_2O_3 . По сравнению с двуокисью церия титанат стронция химически более стабилен по отношению к LCMO, а (100)STO хорошо сопрягается по параметрам кристаллических решеток с (100)LCMO. Чтобы исключить появление в объеме слоя STO зерен с ориентацией (110)STO \parallel (001)CO [13], между титанатом стронция и двуокисью церия был введен тонкий слой слоистого сегнетоэлектрика (BSNO). Особенности

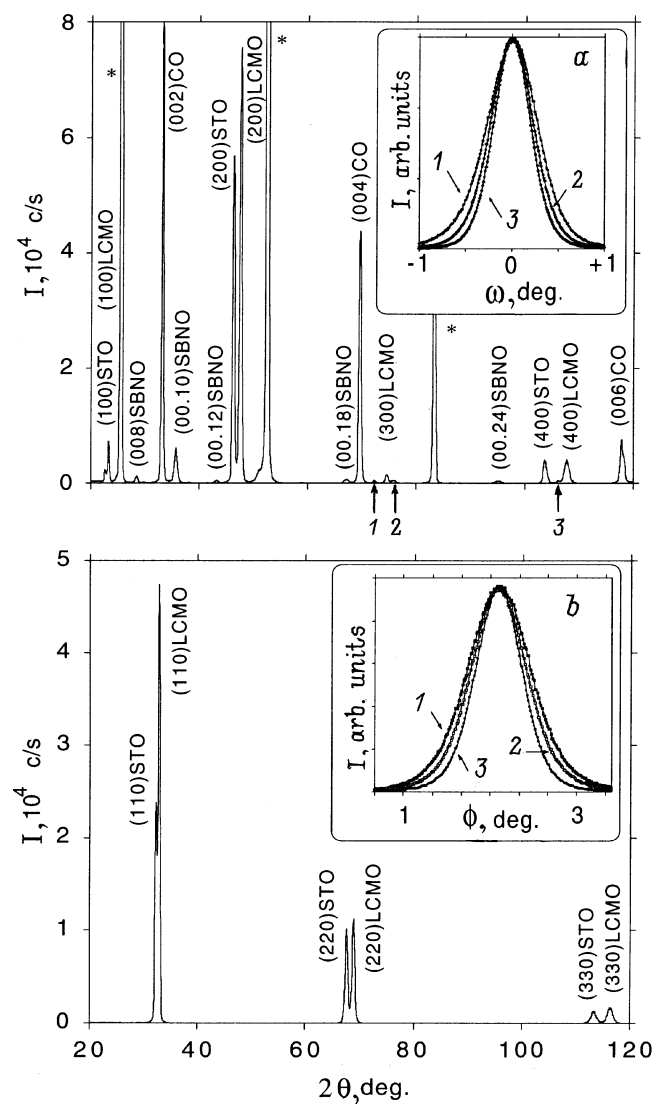


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма ($\omega/2\theta$, $\text{CuK}\alpha$) для гетероструктуры LCMO/STO/BSNO/CO, выращенной на поверхности ($1\bar{1}02$) Al_2O_3 . Рентгенограмма получена в условиях, когда падающий и отраженный рентгеновские пучки находились в плоскости, нормальной к плоскости подложки. * — рентгеновские пики от подложки, 1 — (300)STO пик, 2 — (00.20)BSNO пик, 3 — (00.26)BSNO пик (a). На вставке показаны кривые качания, полученные для (200)LCMO рентгеновского рефлекса для манганатных пленок, выращенных при $T_s = 760$ (1), 780 (2) и 810°C (3). Рентгеновская дифрактограмма ($\omega/2\theta$, $\text{CuK}\alpha$) для той же гетероструктуры, полученная в условиях, когда падающий и отраженный рентгеновские пучки находились в плоскости, нормальной к (110)LCMO (b). На вставке показаны пики на рентгеновских ϕ -сканах, полученных для (110)LCMO рефлекса для манганатных пленок, выращенных при $T_s = 760$ (1), 780 (2) и 810°C (3).

роста слоя (001)CO на поверхности ($1\bar{1}02$) Al_2O_3 , слоя (001)BSNO на (001)CO и слоя (100)STO на (001)BSNO рассмотрены в [12,13]. Эскиз четырехслойной гетероструктуры LCMO/STO/BSNO/CO, выращенной на R -плоскости сапфира, показан на вставке к рис. 4, a.

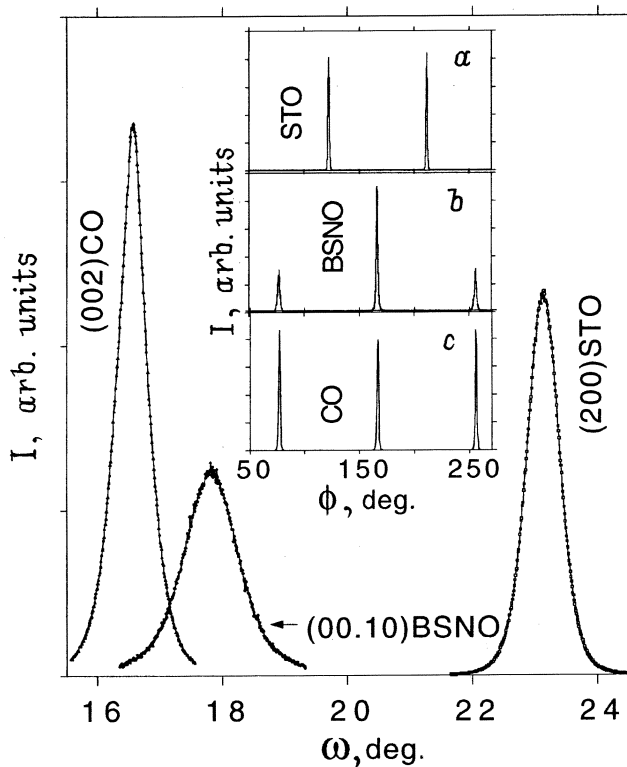


Рис. 2. Кривые качания ($\text{CuK}\alpha$), полученные для (002)CO, (00.10)BSNO и (200)STO рентгеновских рефлексов от гетероструктуры LCMO/STO/BSNO/CO, выращенной на поверхности $(1\bar{1}02)\text{Al}_2\text{O}_3$ при $T_s = 780^\circ\text{C}$. На вставке показаны ϕ -сканы для (111)STO (a), (115)BSTO (b) и (117)CO (c) рефлексов для той же гетероструктуры.

2.1. Структура трехслойного буфера. Из полученных рентгеновских данных следует, что слои, составляющие трехслойный буфер STO/BSNO/CO, были преимущественно ориентированы как азимутально, так и относительно нормали к плоскости подложки (рис. 1, a, b и вставка на рис. 2). Используя рентгеновские сканы, приведенные на рис. 1 и 2, мы определили следующие ориентационные соотношения для слоев, составляющих трехслойную буферную гетероструктуру STO/BSNO/CO, выращенную на $(1\bar{1}02)\text{Al}_2\text{O}_3$, — $(100)[010]\text{STO} \parallel (001)[110]\text{BSNO} \parallel (001)[110]\text{CO}$.

Ширина кривых качания, измеренная на половине высоты (FWHM), для рентгеновских рефлексов (200)STO и (002)CO от буферной гетероструктуры STO/BSNO/CO была практически одинаковой ($0.5\text{--}0.6^\circ$) (рис. 2) и примерно вдвое превышала ширину соответствующей кривой, измеренной для рефлекса (024) от подложки. FWHM кривой качания для (00.10) рентгеновского рефлекса от слоя BSNO равнялась примерно 1° (рис. 2). Уширение кривой качания для рентгеновского рефлекса от слоистого сегнетоэлектрика по сравнению с соответствующими данными для STO и CO отражает деградацию микроструктуры слоя BSNO вследствие малости его толщины и взаимодействия с двуокисью церия.

Как следует из рентгеновских данных, представленных на вставке к рис. 2, слой BSNO был выращен на поверхности CO без разворота в плоскости подложки, что отражает близость параметров кристаллических решеток при сопряжении (001)BSNO и (001)CO. Согласно [13–15], параметр кубической элементарной ячейки CO равен 5.41 \AA , а параметры a и b орторомбической ячейки для BSNO примерно равны 5.51 \AA . Выращенный слой STO был азимутально развернут на 45° относительно слоя BSNO (вставка на рис. 2).

Вследствие существенной разницы в параметрах кристаллических решеток слой двуокиси церия, выращенный на $(1\bar{1}02)\text{Al}_2\text{O}_3$, имел гранулированную структуру. Азимутальная разориентация кристаллических зерен в слое CO, как следует из ширины пиков на рентгеновском ϕ -скане для рефлекса (111)CO, составляет примерно 1.3° . Именно азимутальная разориентация зерен в слое CO обуславливает существенную разориентацию зерен и в пленках LCMO, выращенных на поверхности трехслойного буфера STO/BSNO/CO (см. таблицу).

2.2. Структура и параметры пленок LCMO. Поверхность пленок LCMO, выращенных на $(100)\text{STO} \parallel (001)\text{BSNO} \parallel (001)\text{CO} \parallel (1\bar{1}02)\text{Al}_2\text{O}_3$, была неровной из-за зерен с размерами $50\text{--}300 \text{ nm}$ (рис. 3, a, b). Кристаллические зерна в пленке LCMO были преимущественно ориентированы как азимутально, так и относительно нормали к плоскости подложки, причем $(100)[010]\text{LCMO} \parallel (100)[010]\text{STO}$ (рис. 1, a, b). Характер преимущественной ориентации зерен в пленках LCMO оставался неизменным при варьировании температуры подложки T_s в интервале $760\text{--}810^\circ\text{C}$. С повышением T_s , как следует из представленных на рис. 3 изображений поверхности пленок LCMO, выращенных при температурах подложки 760 и 810°C , плотность зерен, вершины которых на $20\text{--}30 \text{ nm}$ возвышались над поверхностью марганатной пленки, понижалась. На полученных с использованием микроскопа атомных сил изображениях поверхности пленок LCMO, выращенных при $T_s = 810^\circ\text{C}$, четко видны ступени роста (рис. 3, b).

С повышением температуры конденсации происходило совершенствование микроструктуры в объеме кристаллических зерен в пленках LCMO, о чем свидетельствует уменьшение ширины кривых качания, измеренных для (200)LCMO рентгеновского рефлекса (см. вставку на рис. 1, a и таблицу). Увеличение T_s сопровождалось

Температуры конденсации и данные о структурных и электрофизических параметрах пленок LCMO

N	T_s , $^\circ\text{C}$	a , \AA	c , \AA	FWHM кривой качания, deg.	FWHM пика на ϕ -скане, deg.	a_{ef} , \AA	T_ρ , К	T_{MR} , К	$-MR$ %
1	760	3.813	3.815	0.61	1.3	3.814	205	166	42
2	780	3.815	3.815	0.54	1.1	3.815	223	190	39
3	810	3.823	3.819	0.46	0.9	3.819	238	215	33

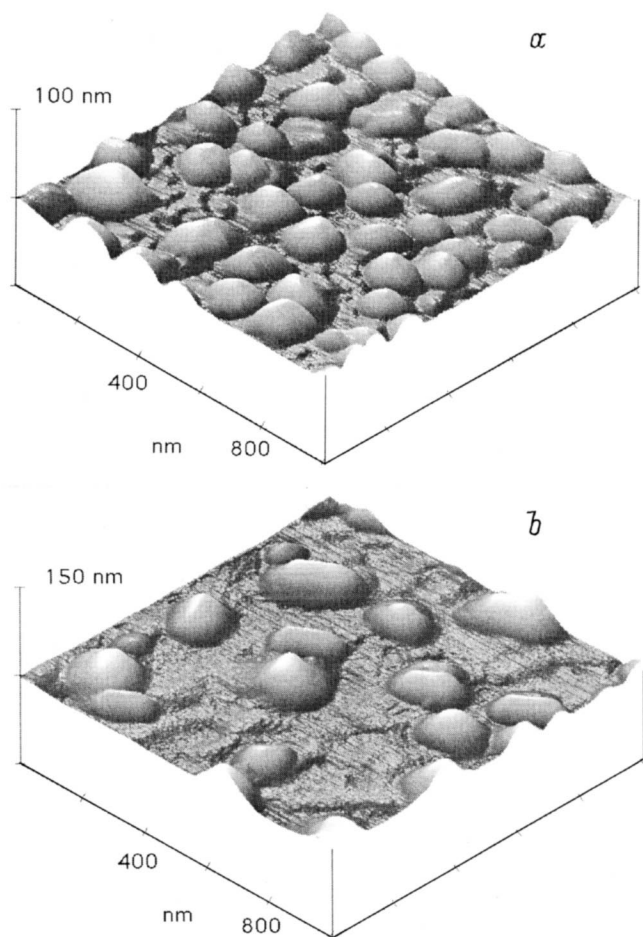


Рис. 3. Морфология поверхности пленок LCMO толщиной 200 нм, выращенных на STO/BSNO/CO/ Al_2O_3 при $T_s = 760$ (a) и 810°C (b). Снимки получены с использованием микроскопа атомных сил. На поверхности пленки LCMO, выращенной при $T_s = 810^\circ\text{C}$, видны характерные ступени роста с высотой, кратной параметру элементарной ячейки.

также уменьшением азимутального разворота кристаллических зерен в манганатной пленке (см. вставку на рис. 1, b и таблицу).

Параметр решетки твердых растворов $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ примерно линейно убывает с увеличением относительной концентрации ионов Mn^{+4} от нуля ($x = 0$) до 100% ($x = 1$) [16]. Данный факт является отражением разницы в величине ионных радиусов Mn^{+4} ($r = 0.60 \text{ \AA}$) и Mn^{+3} ($r = 0.66 \text{ \AA}$ [17]). Согласно [6], параметр псевдокубической элементарной ячейки керамических объемных образцов LCMO стехиометрического состава, в которых примерно 33% ионов марганца находится в состоянии +4, равен 3.87 \AA .

Параметры a и c для пленок LCMO, выращенных при температурах подложки 760 и 780°C , практически совпадали (см. таблицу). Увеличение параметра a для манганатной пленки, выращенной при 810°C , по сравнению с параметром c обусловлено действием растягивающих в плоскости подложки механических напряжений.

Механические напряжения в пленках LCMO возникали из-за разницы температурных коэффициентов расширения манганатной пленки и сапфировой подложки и частично в результате положительного рассогласования в параметрах кристаллических решеток для STO и LCMO (параметр решетки титаната стронция больше соответствующего параметра для LCMO).

Отличительной особенностью пленок LCMO, выращенных на поверхности трехслойного буфера STO/BSNO/CO, является существенно меньший эффективный параметр элементарной ячейки, $a_{ef} = V_c^{1/3}$, где $V_c = cxa^2$ (см. таблицу), по сравнению с соответствующими данными для объемных керамических образцов. Измеренные низкие значения a_{ef} для выращенных пленок LCMO являются свидетельством высокой концентрации ионов Mn^{+4} .

Уменьшение параметра решетки по сравнению с данными для керамических образцов стехиометрического состава наблюдалось и в пленках LCMO, выращенных на монокристаллических пластинах из титаната стронция [10]. Обнаруженное снижение a_{ef} для манганатных пленок, сформированных на монокристаллических подложках (100)STO, однако, не столь значительно, как в случае пленок LCMO, выращенных в данной работе на STO/BSNO/CO/ Al_2O_3 .

Концентрация ионов Mn^{+4} в перовскитоподобных манганатах может быть существенно увеличена (до 35% [16]) путем "накачки" в LCMO сверхстехиометрического кислорода. Обогащению твердых растворов $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ кислородом способствует введение дефектов в катионную подрешетку. В [8] наблюдалось систематическое уменьшение параметра решетки пленок $\text{La}_x\text{MnO}_{3-y}$ при увеличении дефицита лантана, что авторы связывают с ростом относительной концентрации кислорода.

Одной из наиболее вероятных причин обогащения кислородом пленок LCMO, выращенных на STO/BSNO/CO, является диффузия ионов лантана из пленки LCMO в слой титаната стронция, на поверхности которого она формируется. Возможность использования элементов из третьей группы периодической системы для легирования керамики $(\text{Ba}, \text{Sr})\text{TiO}_3$ отмечалась в [18]. Диффузионному обмену компонентами между манганатной пленкой и буферным тройным слоем STO/BSNO/CO способствует высокая плотность границ зерен в слоях, составляющих гетероструктуру LCMO/STO/BSNO/CO/ Al_2O_3 . Легирование титаната стронция лантаном должно приводить к возрастанию концентрации вакансий кислорода [18]. Для пленок STO, дефицитных по кислороду, характерны большие значения параметра решетки по сравнению с данными для монокристаллов STO стехиометрического состава ($a = 3.905 \text{ \AA}$ [15]). Значения параметров элементарной ячейки для слоя STO в буферной гетероструктуре, измеренные в плоскости подложки и вдоль нормали к ее поверхности, практически совпадали и находились в пределах $3.911\text{--}3.914 \text{ \AA}$.

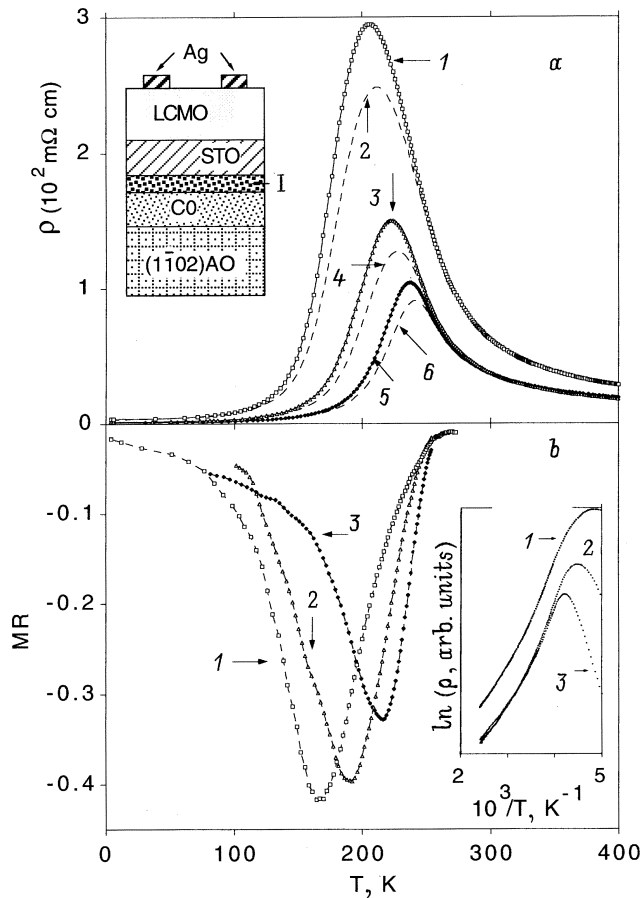


Рис. 4. Температурные зависимости удельного сопротивления ρ для пленок LCMO, выращенных на STO/BSNO/CO/Al₂O₃ при $T_s = 760$ (1, 2), 780 (3, 4) и 810°C (5, 6). Кривые 2, 4, 6 измерены в магнитном поле 0.4 Т. Эскиз четырехслойной гетероструктуры, выращенной на R-плоскости сапфира, показан на вставке. I — слой BSNO, (1102)AO — сапфировая подложка (a). Температурные зависимости магнетосопротивления MR для пленок LCMO, выращенных на STO/BSNO/CO/Al₂O₃ при $T_s = 760$ (1), 780 (2) и 810°C (3). На вставке показаны зависимости $\ln \rho(1/T)$, измеренные при температурах, близких к T_p , для пленок LCMO, выращенных на STO/BSNO/CO/Al₂O₃ при $T_s = 760$ (1), 780 (2) и 810°C (3) (b).

На температурных зависимостях удельного сопротивления ρ для исследованных пленок LCMO имелся четко выраженный максимум (рис. 4, a). Температура, при которой наблюдался максимум ρ , T_p , возрастала с повышением T_s (см. таблицу). Максимум на кривой $\rho(T)$ сдвигался на 3–5 градусов в сторону высоких температур, когда сопротивление пленки LCMO измерялось в магнитном поле 0.4 Т (рис. 4, a). Максимум на температурной зависимости ρ для пленок LCMO, выращенных на STO/BSNO/CO/Al₂O₃, был существенно (20–50 К) сдвинут в сторону низких температур относительно его положения на соответствующих кривых для керамических объемных образцов LCMO стехиометрического состава и отожженных пленок, выращенных

на монокристаллических подложках (100)LaAlO₃ [4]. В керамических объемных образцах LCMO с составом, близким к стехиометрическому, примерно треть ионов марганца находится в зарядовом состоянии Mn⁴⁺, при этом наблюдаются минимальные значения ρ [16,19]. Определенные на основе проведенного рентгеновского исследования значения a_{ef} в совокупности с имеющимися в литературе данными [5,16] по зависимости параметра решетки соответствующих объемных керамических образцов от концентрации ионов Mn⁴⁺ позволяют сделать вывод о том, что в пленках LCMO, выращенных на STO/BSNO/CO/Al₂O₃, примерно 50% ионов марганца находится в состоянии +4. Температура фазового перехода, T_c , для керамических образцов LCMO существенно (~ 40 К) понижалась при увеличении концентрации ионов Mn⁴⁺ в интервале 30–50% [16]. Рост проводимости пленок LCMO с увеличением T_s обусловлен как увеличением эффективной концентрации носителей заряда, так и возрастанием их подвижности вследствие совершенствования структуры пленок, в частности, уменьшения плотности границ зерен.

Экспоненциальное падение электросопротивления пленок LCMO с ростом температуры при $T > T_p$ в [20] было отмечено, как проявление поляронного механизма проводимости. Обеднение областей, прилегающих к границам зерен, основными носителями заряда вследствие нарушения стехиометрии также может приводить к экспоненциальному возрастанию электросопротивления пленок с понижением температуры [10]. В интервале температур $T_p - 300$ К измеренные температурные зависимости удельного сопротивления для выращенных пленок LCMO хорошо аппроксимировались соотношением $\ln \rho \sim E_A/kT$, где k — постоянная Больцмана. Значения энергии активации, E_A , определенные для пленок LCMO из наклона зависимости $\ln \rho(1/T)$ (вставка на рис. 4, b), слабо зависели от T_s и находились в пределах 120–130 meV.

Максимальные (по абсолютной величине) значения магнетосопротивления, $MR = [\rho(H = 0.4T) - \rho(H = 0T)]/\rho(H = 0.4T)$, для пленок LCMO наблюдались при температуре, T_{MR} , на 20–40 К ниже T_p (см. таблицу). Разница $T_p - T_{MR}$ возрастала с понижением T_s . Пик на зависимости $MR(T)$ для пленок LCMO, выращенных на STO/BSNO/CO, был значительно шире по сравнению с пиком магнетосопротивления, типично наблюдаемым для отожженных в кислороде стехиометрических пленок LCMO, выращенных на подложке (100)LaAlO₃ [4]. Сдвиг пика магнетосопротивления в сторону низких температур и значительная его ширина являются отражением сосуществования в пленке LCMO областей с ферромагнитным и антиферромагнитным упорядочением спинов. Наличие фаз с ферромагнитным и антиферромагнитным упорядочением спинов в объеме керамических образцов La_{1-x}Ca_xMnO₃ с концентрацией Mn⁴⁺, близкой к 50%, было установлено на основе экспериментов с использованием дифракции нейтронов [16].

Таким образом, пленки LCMO, выращенные на R -плоскости сапфира с промежуточным трехслойным буфером STO/BSNO/CO, имели поликристаллическую структуру. Кристаллические зерна (50–300 nm) в манганатных пленках были преимущественно ориентированы как азимутально, так и относительно нормали к плоскости подложки. Повышение температуры, при которой проводился рост пленки LCMO, способствовало совершенствованию микроструктуры в объеме зерен и снижению азимутальной разориентации последних. При понижении T_c , увеличение концентрации ионов Mn^{4+} приводило к увеличению удельного сопротивления манганатных пленок, а максимум на зависимости $\rho(T)$ сдвигался в сторону более низких температур. Пик магнетосопротивления для пленок LCMO наблюдался при температурах на 20–40 K ниже, чем максимум на соответствующих температурных зависимостях электросопротивления. Измеренное значительное MR для пленок LCMO при низких температурах является отражением значительной разориентации спинов на ионах марганца в различных областях пленки.

- [17] R.C. Weast. HandBook of Chemistry and Physics. CRC Press, Cleveland (1974). P. F–198.
- [18] B. Huybrechts, K. Ishizaki, M. Takata. J. Mater. Sci. **30**, 2463 (1995).
- [19] J.H. Van Santen, G.H. Jonker. Physica **16**, 599 (1950).
- [20] M. Jaime, M.B. Salamon, K. Pettit, M. Rubinstein, R.E. Treece, J.S. Horwitz, D.B. Chrisey. Appl. Phys. Lett. **68**, 1576 (1996).

Список литературы

- [1] C. Zener. Phys. Rev. **82**, 403 (1951).
- [2] S. Jin, T.H. Tiefel, M. McCormack, R.A. Fastnacht, R. Ramesh, L.H. Chen. Science **264**, 413 (1994).
- [3] A. Goyal, M. Rajeswari, R. Shreekala, S.E. Lofland, S.M. Bhagat, T. Boettcher, C. Kwon, R. Ramesh, T. Venkatesan. Appl. Phys. Lett. **71**, 2335 (1997).
- [4] M.F. Hundley, M. Hawley, R.H. Heffner, Q.X. Jia, J.J. Neumeier, J. Tesmer, J.D. Thompson, X.D. Wu. Appl. Phys. Lett. **67**, 860 (1995).
- [5] G.-Q. Gong, C. Canedy, G. Xiao, J.Z. Sun, A. Gupta, W.J. Gallagher. Appl. Phys. Lett. **67**, 1783 (1995).
- [6] H.L. Lu, J. Gopalakrishnan, J.L. Peng, Q. Li, G.C. Xiong, T. Venkatesan, R.L. Greene. Phys. Rev. **B51**, 6143 (1995).
- [7] Y. Moritomo, A. Asamitsu, Y. Tokura. Phys. Rev. **B51**, 16 491 (1995).
- [8] A. Gupta, T.R. McGuire, P.R. Dancombe, M. Rupp, J.Z. Sun, W.J. Gallagher, G. Xiao. Appl. Phys. Lett. **67**, 3494 (1995).
- [9] R. Shreekala, M. Rajeswari, S.P. Pai, S.E. Lofland, V. Smolyaninova, K. Ghosh, S.B. Ogale, S.M. Bhagat, M.J. Downes, R.L. Greene, R. Ramesh, T. Venkatesan. Appl. Phys. Lett. **74**, 2857 (1999).
- [10] Yu.A. Boikov, D. Erts, T. Claeson. Mater. Sci. Engin. B, submitted for publication.
- [11] T.I. Kamins. J. Appl. Phys. **42**, 11, 4357 (1971).
- [12] Yu.A. Boikov, T. Claeson, D. Erts, B. Bridges, Z. Kvitky. Phys. Rev. **B56**, 11 312 (1997).
- [13] Yu.A. Boikov, Z. Ivanov. J. Alloys and Compounds **251**, 193 (1997).
- [14] Г.А. Смоленский, В.А. Боков, В.А. Исупов, Н.Н. Крайник, Р.Е. Шур. Сегнетоэлектрики и антисегнетоэлектрики. Наука, Л. (1971). 476 с.
- [15] R.W.G. Wyckoff. Crystal Structures. Vol. 2. Interscience, N. Y. (1964). P. 394.
- [16] E.O. Wollan, W.C. Koehler. Phys. Rev. **100**, 545 (1955).