УДК 546.723.722-31:546.05:548.5:538.911

ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ СЛОЕВ Fe₃O₄ НА *С*-ПЛОСКОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО САПФИРА МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ОСАЖДЕНИЯ

© 2019 г. И. В. Маликов^{1,} *, В. А. Березин¹, Л. А. Фомин¹, Г. М. Михайлов¹

¹Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов Российской академии наук, Россия, 142432 Московская обл., Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 6 *e-mail: malikov@iptm.ru

Поступила в редакцию 30.05.2018 г.

Исследовано влияние температуры и давления молекулярного кислорода на рост тонких, до 180 нм, эпитаксиальных пленок Fe_3O_4 (111) на *C*-плоскости монокристаллического сапфира Al_2O_3 (0001) с использованием метода импульсного лазерного испарения. Изучены электрические, морфологические и структурные характеристики, а также магнитополевые и температурные зависимости сопротивления пленок, полученных в разных условиях роста. Обнаружено плато устойчивого роста (ПУР) Fe_3O_4 в диапазоне давлений $3-9 \times 10^{-5}$ мм рт. ст. и ростовых температур $300-550^{\circ}$ С. При этом с увеличением температуры роста ПУР сдвигается в сторону более высоких давлений кислорода. Исследование влияния температуры роста пленок показало, что оптимальные электрические характеристики и более совершенная кристаллическая структура требуют использования повышенных ростовых температур, более 400° С, в то время как условиям наименьшей шероховатости и большей однородности поверхности выращенных пленок, наоборот, соответствует пониженная температура – менее 350° С. Совместить эти требования позволяет процедура отжига пленок магнетита в высоком вакууме при более высоких температурах, предварительно выращенных при пониженной температуре.

Ключевые слова: тонкие пленки, эпитаксиальный рост, атомно-силовая микроскопия, рентгеновская дифракция, электросопротивление, магнетит

DOI: 10.1134/S0002337X1901007X

введение

Спин-поляризованный электронный транспорт в пленках и наноструктурах находит все большее применение в электронике для создания приборов нового класса. А общее направление использования спина электрона наряду с его зарядом получило отдельное название "спинтроника" (спиновая электроника) [1]. Половинные металлы, такие как CrO₂, La_{0.7}Sr_{0.3}MnO₃ (LSMO) и Fe₃O₄ [2], являются привлекательными из-за высокой степени спиновой поляризации их электронов проводимости. Среди этих материалов интересен магнетит (Fe₃O₄), который, являясь ферромагнетиком, имеет высокую степень спиновой поляризации на уровне Ферми, в идеальном случае до 100%, и высокую температуру Кюри, $T_C = 858$ K, которая важна для температурной стабильности используемых материалов [3] при применении их в устройствах спиновой электроники: магнитотуннельных структурах, структурах с гигантским магниторезистивным эффектом [4], а также в качестве спинового инжектора в структурах, переключаемых спин-поляризованным током.

Магнетит имеет кубическую решетку обратной шпинели. В ней магнитные катионы Fe²⁺ и Fe³⁺ размешаются в кристаллических многогранниках, тетра- и октапорах, гранецентрированной плотноупакованной решетки из ионов кислорода с параметром a = 0.8396 нм. Восемь октапор заняты ионами Fe³⁺, а шестнадцать поделены в равной степени между ионами Fe²⁺ и Fe³⁺. Считается, что делокализация электронов между ионами Fe²⁺ и Fe³⁺ ответственна за проводимость магнетита при комнатной температуре [5]. При охлаждении Fe₃O₄ претерпевает фазовое превращение металл-диэлектрик, так называемое вервеевское превращение, при $T_V \cong 120$ К [6]. Температура перехода зависит от концентрации примесей. дефектов структуры и нарушения стехиометрии образцов и может варьироваться в интервале 100-120 К [7]. При температуре ниже T_V электроны проводимости локализуются, и проводимость Fe₃O₄ может уменьшиться на несколько порядков по сравнению с проводимостью материала до вервеевского перехода.

Для получения пленок Fe₃O₄ ранее использовались различные ростовые методы, такие как абляция мишени Fe₃O₄ эксимерным лазером [8], реактивное термическое или лазерное испарение Feмишени в присутствии молекулярного кислорода при давлениях 10⁻¹-10⁻⁶ мм рт. ст. [9] в ростовой камере, а также плазмостимулированное осаждение. Обычный интервал температур роста пленок составлял 250-450°C, а скорость роста - около одного монослоя в минуту. Кроме поликристаллических пленок, также выращивались эпитаксиальные пленки Fe₃O₄ на различных монокристаллических подложках, таких как MgO (100) [10], MgO (110), Al₂O₃ (0001) [11]. Обнаружено значительное отличие в электрон-транспортных и магнитных свойствах тонких пленок по сравнению с объемными образцами, например, отсутствие намагниченности насыщения в полях в несколько Тесла. Эти свойства связываются со структурными дефектами: удвоенный период решетки магнетита по сравнению с периодом решеток используемых монокристаллических подложек приводит к появлению многочисленных дефектов, в частности, антифазных границ (АФГ) [3]. Между областями, разделенными этими границами, обменное взаимодействие имеет антиферромагнитный характер. Влияние АФГ проявляется в магниторезистивных свойствах пленок, затрудняя достижение в них намагниченности насыщения и высокой степени спиновой поляризации.

Хорошие кристаллографические соотношения (0.34%) имеются между материалом Fe₃O₄ и монокристаллической подложкой из MgO [12]. Этим объясняется то, что большинство работ по исследованию эпитаксиального роста пленок Fe₃O₄ (001) было выполнено на подложках MgO (001). Сообщается также об исследовании пленок Fe₃O₄ (111) на поверхности MgO (111) [13], хотя такие публикации весьма малочисленны. Магнитные и тугоплавкие металлы, а также магнетит могут когерентно расти в виде пленок на подложках GaAs (001) [14] и Si (001) [15] с использованием монокристаллического буферного слоя из MgO, что открывает перспективу их использования в полупроводниковой электронике. При этом требуется высокое совершенство пленок, в частности малая, на уровне единиц нанометров и менее, шероховатость поверхности. Однако известно, что при повышенных температурах Fe₃O₄ химически реагирует с MgO [16], что затрудняет использование такой пары пленка/подложка во многих практических приложениях. В этой связи важен поиск подложек или буферных слоев, химически инертных в широком интервале температур.

Пленки Fe_3O_4 (111) растут эпитаксиально на *С*-плоскости сапфира Al_2O_3 (0001), а также на его *А*-плоскости [17], несоответствие решеток кото-

рых с пленками магнетита составляет около 8% [3]. Несмотря на большее по сравнению с подложкой из MgO решеточное несоответствие, в пользу использования подложек сапфира для роста пленок Fe₃O₄ (111) говорит их более высокая химическая инертность. Рост пленок Fe₃O₄ на подложках из сапфира, включая состояние поверхности получаемых пленок, а также зависимость их свойств от условий получения мало изучены. Это мотивирует проведение систематического исследования эпитаксиального роста пленок магнетита на сапфировых подложках для достижения наибольшего структурного совершенства в их объеме при малой шероховатости поверхности. Центральным же вопросом остается устойчивость образования магнетита Fe₃O₄ при несоответствии стехиометрии потоков металла и окислителя оптимальным значениям. Данный вопрос имеет принципиальное значение. Действительно, хорошо известно, что в Fe₃O₄ железо присутствует частично в степени окисления 3+ и частично 2+. Поэтому, технологически невозможно выдерживать нужное соотношение потоков окислителя и металла с высокой точностью, что может затруднить получение стехиометрии состава 3:4 в пленке магнетита. В литературе отсутствуют данные об устойчивости образования промежуточного оксида.

В настоящей работе исследовано влияние температуры роста пленок и соотношения потоков металла и молекулярного кислорода на свойства пленок магнетита, выращенных на подложках монокристаллическго сапфира с *С*-ориентированной поверхностью методом импульсного лазерного испарения мишени железа в атмосфере молекулярного кислорода. Полученные пленки охарактеризованы различными методами.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Эпитаксиальные пленки Fe₃O₄ выращивались в сверхвысоковакуумной камере с остаточным вакуумом около 10^{-10} мм рт. ст. с помощью импульсного лазерного испарения мишени из высокочистого железа в атмосфере молекулярного кислорода. Давление кислорода в процессе роста пленок могло составлять 10^{-5} — 5×10^{-4} мм рт. ст. Скорость роста составляла 5—20 нм/мин. В качестве подложек использовались пластины *C*-среза монокристаллического сапфира Al₂O₃ (0001).

Пленки в виде полоски ("мостика") размером 0.2 × 2 мм осаждались на подложку через металлическую маску. Проводимость полученных пленок измерялась четырехточечным методом в зависимости от температуры образца (до температуры жидкого азота) и от внешнего магнитного поля. Подробности ростового метода и электрических измерений можно найти в работе [18]. Для



Рис. 1. Удельное сопротивление пленок Fe₃O₄ на *С*-плоскости сапфира, выращенных при различных температурах и давлениях кислорода (пунктирные линии ограничивают положение ПУР); профиль зависимости удельного сопротивления — в направлении, показанном стрелкой.

исследования строения в объеме пленки применяли рентгенографический анализ. Морфология поверхности исследовалась с помощью атомносилового микроскопа P47-Solver NT-MDT, работающего в полуконтактном режиме измерений, с использованием кремниевых кантилеверов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В результате ростовых процессов при оптимальных условиях были получены пленки черного цвета с металлическим блеском, характерным для Fe₃O₄. На рис. 1 приведены экспериментальные данные по удельному сопротивлению пленок Fe₃O₄, на *С*-плоскости сапфира, выращенных при различных температурах и давлениях кислорода (электросопротивление измерялось при комнатной температуре). Пленки выращивались при разных парциальных давлениях молекулярного кислорода и при постоянном (с некоторой точностью) потоке металла (около 20 нм/мин) в ростовой камере при абляции мишени железа импульсным лазером. Толщина пленок составляла 180 нм. Для разных серий экспериментов использовались разные температуры подложки в интервале 270-620°C.

Как видно из рис. 1, в определенном интервале (около $(3-9) \times 10^{-5}$ мм рт. ст.) давлений молекулярного кислорода при постоянном потоке атомов Fe из испаряемой мишени удельное сопротивление полученных пленок приблизительно

постоянно. При этом ширина ПУР зависит от температуры подложки. Значения удельного сопротивления пленок на ПУР лишь в 2.5-3 раза превышают табличное значение удельного сопротивления для объемного магнетита Fe₃O₄, но совпадают с хорошей точностью с удельным сопротивлением эпитаксиальных пленок Fe₃O₄ (111), выращенных на С-плоскости сапфира в других работах, в том числе и при гораздо меньших скоростях роста [3]. При уменьшении давления кислорода ниже некоторого предела удельное сопротивление пленок резко уменьшается и становится значительно меньше табличного значения для Fe₃O₄. Это свидетельствует о том, что при таких давлениях кислорода происходит неполное окисление железа и, помимо неокисленного железа (ответственного за низкое удельное сопротивление пленок), в состав пленок может входить FeO и частично Fe₃O₄. При увеличении давления кислорода выше некоторого предела, наоборот, происходит резкий рост удельного сопротивления, цвет пленок изменяется с черного на красноватый и пленки в итоге становятся непроводящими. Это свидетельствует об образовании предельного оксида железа Fe₂O₃, имеющего характерный красноватый оттенок. Кроме того, непосредственно перед резким увеличением удельного сопротивления наблюдается небольшой минимум, который мы приписываем, предположительно, образованию наиболее совершенных по структуре пленок магнетита с малой концентрацией дефектов. С увеличением температуры подложки верхний предел ПУР смещается в сторону более высоких давлений молекулярного кислорода. Можно предположить, что при росте пленок магнетита увеличение температуры подложки лишь способствует десорбции излишнего кислорода с поверхности растущей пленки, при этом оптимальное соотношение Fe : O = 3 : 4 сохраняется.

Изменение скорости роста пленок в 4 раза за счет изменения скорости потока атомов Fe не приводит к существенному изменению их удельного сопротивления в области ПУР. Удельные сопротивления таких пленок при разных скоростях роста и давлениях кислорода совпадают с хорошей точностью друг с другом, что подтверждает протекание реакции окисления железа на поверхности.

Помимо давления кислорода в камере роста важным параметром при эпитаксии пленок является температура подложки, поддерживаемая во время ростового процесса. Удельное сопротивление пленок Fe_3O_4 с увеличением температуры роста в интервале от 200 до 550°С имеет тенденцию к уменьшению. Однако при дальнейшем увеличении температуры подложки, поддерживаемой в ростовом процессе, удельное сопротивление пленок начинает увеличиваться. При этом, как уже



Рис. 2. 0–20-скан пленки Fe₃O₄, выращенной на *C*-сапфире при температуре подложки 270°С.

отмечалось выше, чем выше давление кислорода при росте пленок, тем выше температура начала такого увеличения их удельного сопротивления и наоборот. Все это говорит в пользу реакции окисления, происходящей именно на поверхности пленки (подложки). Увеличение удельного сопротивления пленок при определенных температурах (и давлениях кислорода) связано с началом образования Fe_2O_3 . Наиболее близкие к табличному значению удельные сопротивления наблюдаются при температурах роста пленок свыше 400-500°C, что связано, по-видимому, с более совершенной структурой в объеме пленки.

Для рентгенографических исследований пленок на *C*-плоскости сапфира был взят образец, выращенный при 270°С и давлении кислорода 5 × × 10⁻⁵ мм рт. ст., находящийся на ПУР. На рис. 2 показан θ –2 θ -скан такой пленки Fe₃O₄. Помимо пика подложки *C*-сапфира, видны только рефлексы Fe₃O₄, принадлежащие фазе Fe₃O₄ (111). Аналогичный результат получен в работе [3]. Эпитаксиальные соотношения Al₂O₃(0001)//Fe₃O₄(111) и Al₂O₃ [1010]//Fe₃O₄[211] приведены в работе [19].

Таким образом, рентгенофазовый анализ полученных пленок подтвердил результаты других исследований об образовании единственной кристаллической фазы Fe_3O_4 (111) в случае использования подложек *C*-ориентированного сапфира на ПУР.

Исследование морфологии поверхности пленок, полученных при разных условиях роста, может дать важную информацию об их строении. На рис. 3 приведены результаты исследования морфологии поверхности пленок, полученные методом атомно-силовой микроскопии (ACM). Как

НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ том 55 № 1 2019

видно, морфология поверхности существенно зависит от температуры роста. Мелкозернистая структура поверхности при низких температурах постепенно сменяется сначала более крупнозернистой и неоднородной, а в дальнейшем однородность поверхности улучшается и одновременно проявляются крупные треугольные пирамидки, существенно возвышающиеся над достаточно гладкой поверхностью пленки. Такие кристаллиты значительно увеличивают среднее значение шероховатости пленок. Дополнительные исследования морфологии образцов, выращенных при давлении молекулярного кислорода 9×10^{-5} мм рт. ст. (рис. 3г, 3д), показали образование правильной треугольной огранки зерен при повышенных температурах роста пленок. При этом нижняя грань таких пирамидок ориентирована вдоль направления [1010] Al₂O₃ [20], что подтверждает найденное ранее эпитаксиальное соответствие в плоскости роста пленок.

Зависимость среднеквадратичной шероховатости пленок S_q от температуры роста при разных давлениях кислорода показана на рис. 4. Видно, что шероховатость поверхности выращенных пленок увеличивается с повышением ростовой температуры. Оптимальная область температур роста пленок для минимальной шероховатости менее 350°С. Эти температуры несколько ниже оптимальной области, найденной из зависимости удельного сопротивления — 410°С и выше.

Из приведенных результатов следует, что рост кристаллической фазы Fe_3O_4 с более совершенной структурой в объеме происходит при повышенных температурах, однако при этом морфология поверхности ухудшается из-за образования кристал-



Рис. 3. АСМ-изображения поверхности пленок Fe_3O_4 1.2 × 1.2 мкм, выращенных на *C*-плоскости сапфира при давлении кислорода 9 × 10⁻⁵ мм рт. ст. и температурах 200 (а), 270 (б), 480 (в), 550 (г), 620 (д) (увеличенный скан до 7 × 7 мкм) и 620°C (е).

литов больших размеров. Требования по шероховатости пленок (отношение средней амплитуды к толщине пленок) обычно ограничены значениями в единицы процентов, что дает оценку по абсолютной величине шероховатости в единицы нанометров и менее. Приведенные данные показывают, что наиболее предпочтительны область парциальных давлений кислорода более 5×10^{-5} мм рт. ст. и область температур роста около 300°С.

По результатам АСМ были построены зависимости (приведены на вставке к рис. 4) от давления кислорода среднеквадратичной шероховатости пленок, полученных при температурах 200, 270 и 410°С. Давление кислорода оказывает существенное влияние на микроструктуру поверхности растущих пленок. При малых давлениях кислорода шероховатость поверхности пленок имеет значительную величину, достигающую единиц нанометров и более, что свидетельствует о неоднородности ростовых процессов. Малые давления кислорода приводят к получению смеси недоокисленного железа и оксидов Fe₃O₄ и FeO. Pacтущая пленка состоит из разных фаз, что проявляется в резком увеличении шероховатости. Увеличение же парциального давления кислорода не столь критично. Это может быть связано с десорбцией лишнего кислорода при образовании устойчивой фазы Fe₃O₄. Изменения морфологии с давлением слабо влияют на среднее значение шероховатости. При давлениях кислорода



Рис. 4. Шероховатость пленок Fe₃O₄ на *С*-плоскости сапфира, выращенных при различных давлениях кислорода, в зависимости от температуры роста; на вставке – шероховатость пленок Fe₃O₄, выращенных при различных температурах, в зависимости от давления кислорода.



Рис. 5. Температурная зависимость сопротивления пленок Fe_3O_4 , выращенных на *C*-плоскости сапфира; на вставке – та же зависимость, перестроенная в координатах $\ln(RT)-1000/T$.

 $4 \times 10^{-5} - 1.5 \times 10^{-4}$ мм рт. ст. среднеквадратичная шероховатость остается примерно одинаковой, хотя морфология поверхности претерпевает значительные изменения: мелкие поверхностные структуры постепенно сменяются все более крупными, но достаточно гладкими структурами. В широком диапазоне давлений шероховатость находится на уровне единиц нанометров. Это отчасти объясняет появление ПУР на рис. 1.

Важным параметром для оценки качества выращенных пленок может служить температура вервеевского перехода металл—изолятор, а также температурная ширина этого перехода. Последняя величина может свидетельствовать об однородности выращенных пленок Fe₃O₄. В данном

Таблица 1. Температура T_V и ширина вервеевского перехода ΔT_V в пленках Fe₃O₄ на *С*-плоскости сапфира в зависимости от температуры роста и давления кислорода

$p_{\Omega_2} \times 10^5$,	$T_V, \mathbf{K}; \Delta T_V^*, \mathbf{K}$			
мм рт. ст.	270°C	410°C	550°C	690°C
2	124.1	121.1	121.5	129.1
	7.6*	5.1*	16.4*	30*
7	_	119.5	126.6	133
	—	7.6*	5.4*	21*
9	127	113	110.5	121.6
	11.3*	6.9*	11*	15*
15	130.2	112.2	108	104
	16.5*	16.1*	16*	11*

2019

случае температура и ширина перехода зависят от условий роста пленок. На рис. 5 приведена типичная температурная зависимость сопротивления пленки Fe_3O_4 (111), а на вставке показана та же зависимость в аррениусовских координатах, обычно используемая для выявления перехода. Видно, что при температуре около 120 К происходит резкое увеличение сопротивления пленки, связанное с переходом металл—диэлектрик.

Для определения параметров вервеевского перехода (положения T_V и ширины на полувысоте ΔT_V) использовалась производная температурной зависимости сопротивления $\ln(RT)$ —1000/T и ее подгонка в виде суммы линейной и гауссовой зависимостей (табл. 1).

Температура вервеевского перехода для исследованного диапазона находилась в интервале 104–133 К, а ширина перехода составляла от 5 до 30 К. Причем на ПУР температура перехода меняется слабо в исследованном диапазоне температур роста и близка к табличному значению, а ширина перехода минимальна. С увеличением температуры, когда начинается образование Fe₂O₃, имеется тенденция к повышению как T_{ν} так и ΔT_{ν} При максимальном давлении 1.5 × 10⁻⁴ мм рт. ст. обе величины уменьшаются в исследованном диапазоне температур. Можно предположить, что при больших давлениях кислорода образуется фаза с недостатком атомов железа $Fe_{3-\delta}O_4$ [20]. Таким образом, прослеживается одновременное влияние давления кислорода и температуры роста на вервеевский переход.

Для характеризации выращенных пленок также были проведены измерения магнетосопротивления в полях до 7500 Э. Кривые магнетосопротивления имеют вид. не характерный для анизотропного магнетосопротивления ферромагнитных металлов. Такое поведение описано в [21] и других работах и является результатом влияния АФГ, которые появляются при росте магнетита. По мере увеличения толщины пленки зародыши на поверхности начинают сливаться друг с другом, при этом соседние зародыши оказываются сдвинутыми друг относительно друга не на целый параметр решетки, а на его часть. Этому способствуют как разница параметров решетки (например, параметр решетки MgO (0.4213 нм) в два раза меньше параметра решетки Fe_3O_4 (0.8397 нм)), так и более низкая симметрия решетки Fe_3O_4 (*Fd3m*) по сравнению с MgO (Fm3m). В результате обменного взаимодействия на границе возникают различные типы магнитного упорядочения: слабое ферромагнитное, слабое антиферромагнитное и сильное антиферромагнитное взаимодействие. В последнем случае даже в сильных магнитных полях, в несколько десятков Тесла [22], не удается развернуть все магнитные моменты решетки в



Рис. 6. Абсолютное изменение величины магнетосопротивления пленок Fe_3O_4 толщиной 150 нм, выращенных на *C*-плоскости сапфира при температуре 270°С: сразу после выращивания (*I*), после отжига при 270°С (*2*), после отжига при 410°С (*3*).

пленке параллельно направлению поля. Подробно такие взаимодействия рассмотрены в работе [23].

Изменения абсолютной величины сопротивления в магнитном поле, направленном перпендикулярно подложке, для пленок магнетита после выращивания при температуре 270°С, их отжига в течение 5 ч при 270°С и дополнительного отжига в течение 5 ч при 410°С составили 195, 68 и 40 Ом соответственно. В относительных величинах эти значения составили 1.6, 1.19 и 1.27%. Для поля, лежащего в плоскости пленки и направленного перпендикулярно току эти значения составили 200, 67 и 57 Ом; в относительных величинах – 1.6, 1.3 и 1.79%.

Абсолютное изменение сопротивления в магнитном поле, направленном перпендикулярно подложке показано на рис. 6. Видно, что после отжига величина магнетосопротивления пленок значительно уменьшается. Это свидетельствует о снижении количества АФГ. Можно ожидать дальнейшего уменьшения величины магнетосопротивления с увеличением температуры и длительности отжига.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние условий роста – температуры и давления молекулярного кислорода – на удельное сопротивление, шероховатость поверхности, параметры вервеевского перехода эпитаксиальных пленок магнетита. Обнаружено плато устойчивого роста фазы $Fe_3O_4(111)$ в интервале давлений кислорода (3–9) × 10⁻⁵ мм рт. ст. и температур роста 300–550°С. При более низких давлениях осаждаемое на подложку железо окисляется не полностью, а при больших давлениях, наоборот, идет образование Fe_2O_3 . С увеличением

температуры роста ПУР сдвигается в сторону более высоких давлений кислорода.

Оптимальные электрические характеристики и более совершенная кристаллическая структура реализуются при повышенных ростовых температурах, более 400°С, в то время как условиям наименьшей шероховатости и большей однородности поверхности выращенных пленок соответствует температура ниже 350°С. Совместить эти требования помогает отжиг пленок в высоком вакууме при более высоких температурах по сравнению с температурами роста. При этом концентрация АФГ уменьшается и улучшаются параметры вервеевского перехода.

Прослеживается одновременное влияние на вервеевский переход давления кислорода и температуры роста.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при поддержке Государственной программы № 007-00220-18-00.

Авторы благодарят В.Ю. Винниченко за участие в экспериментах по характеризации полученных пленок.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1. *Prinz G.A.* Spin-Polarized Transport // Phys. Today. 1995. V. 48. № 4. P. 58–63.
- Ziese M., Hohne R., Semmelhack H.C., Reckentin H., Hong N.H., Esquinazi P. Mechanism of grain-boundary magnetoresistance in Fe₃O₄ films // Eur. Phys. J. B. 2002. V. 28. № 4. P. 415–422.
- Ramos V., Moussy J.-B., Guittet M.-J., Bataille A.M., Gautier-Soyer M., Viret M., Gatel C., Bayle-Guillemaud P., Snoeck E. Magnetotransport Properties of Fe₃O₄ Epitaxial Thin Films: Thickness Effects Driven by Antiphase Boundaries // J. Appl. Phys. 2006. V. 100. № 10. 103902(8).
- Baibich M.N., Broto J.M., Fert A., Nguen Van Dau F., Petroff F., Etienne P., Creuxet G., Freiderich F., Chazelas J. Giant Magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr Magnetic Superlattice // Phys. Rev. Lett. 1988. V. 61. № 21. P. 2472–2475.
- 5. *Li X.W., Gupta A., Xiao G., Gong G.Q.* Transport and Magnetic Properties of Epitaxial and Polycrystalline Magnetite Thin Films // J. Appl. Phys. 1998. V. 83. № 11. P. 7049–7051.
- Walz F. The Vervey Transition a Topical Review // J. Phys.: Condens. Matter. 2002. V. 14. № 12. P. R285– R340.
- 7. Белов К.Л. Электронные процессы в магнетите ("Загадки магнетита") // УФН. 1993. Т. 163. № 5. С. 53-66.
- Tiwari S., Prakash R., Choudhary R.J., Phase D.M. Oriented Growth of Fe₃O₄ Thin Film on Crystalline and Amorphous Substrates by Pulsed Laser Deposition // J. Phys. D: Appl. Phys. 2007. V. 40. № 16. 4943–4952.

- 9. *Chapline M.G., Wang S.X.* Observation of the Verwey Transition in Thin Magnetite Films // J. Appl. Phys. 2005. V. 97. № 12. 123901(3).
- Vescovo E., Kim H.-J., Ablett J.M., Chambers S.A. Spin-Polarized Conduction in Localized Ferromagnetic Materials: The case of Fe₃O₄ on MgO(100) // J. Appl. Phys. 2005. V. 98. № 8. 084507(5).
- Margulies D. T., Parker F.T., Spada F.E., Goldman R.S., Li J., Sinclair R., Berkowitz A.E. Anomalous Moment and Anisotropy Behavior in Fe₃O₄ film // Phys. Rev. B. 1996. V. 53. № 14. P. 9175–9187.
- 12. Arora S.K., Sofin R.G.S., Shvets I.V. Magnetoresistance Enhancement in Epitaxial Magnetite Films Grown on Vicinal Substrates // Phys Rev. B. 2005. V. 72. № 13. 134404(10).
- Lazarov V.K., Weinert M., Chambers S.A., Gajdardziska-Josifovska M. Atomic and Electronic Structure of the Fe₃O₄(111)/MgO(111) Model Polar Oxide Interface // Phys. Rev. B. 2005. V. 72. № 19. 195401(7).
- Martínez-Boubeta C., Menendez J.L., Costa-Krämer J.L., Garcia J.M., Anguita J.V., Bescos B., Cebollada A., Briones F., Chernykh A.V., Malikov I.V., Mikhailov G.M. Epitaxial Metallic Nanostructures on GaAs // Surf. Sci. 2001. V. 482–485. P. 910–915.
- Spiesser A., Sharma S., Saitoa H., Jansena R., Yuasaa S., Ando K. Electrical Spin Injection in p-Type Si Using Fe/MgO Contacts // Proc. SPIE. 2012. V. 8461. 84610K(9).
- Anderson J.F., Kuhn M., Diebold U., Shaw K., Stoyanov P., Lind D. Surfacestructure and Morphologyof Mg-Segregated Epitaxial Fe₃O₄(001) Thin Flms on MgO(001) // Phys. Rev. B. 1997. V. 56. № 15. P. 9902–9909.

- Fonin M., Dedkov Yu.S., Mayer J., Rüdiger U., Güntherodt G. Preparation, Structure, and Electronic Properties of Fe₃O₄ Films on the Fe(110)/Mo(110)/Al₂O₃(11–20) Substrate // Phys. Rev. B. 2003. V. 68. № 4. 045414(6).
- Mikhailov G.M., Malikov I.V., Chernykh A.V. Novel Class of Metallic Low-Dimensional Structures Characterised by Surface Dominated Electron Transport // Phys. Low-Dim. Struct. 1999. V. 3–4. № 3. P. 1–24.
- *Zhang X., Yang S., Yang Z., Xu X.* Kinetics and Intermediate Phases in Epitaxial Growth of Fe₃O₄ Films From Deposition and Thermal Reduction // J. Appl. Phys. 2016. V. 120. № 8. 085313(8).
- Yang J.B., Zhou X.D., Yelon W.B., James W.J., Cai Q., Gopalakrishnan K.V., Malik S.K, Sun X.C., Nikles D.E. Magnetic and Structural Sstudies of the Verwey Transition in Fe₃₋₈O₄ Nanoparticles // J. Appl. Phys. 2004. V. 95. № 11. P. 7540–7542.
- Gong G.Q., Gupta A., Xiao G., Qian W., Dravid V.P. Magnttoresistance and Magnetic Properties of Epitaxial Magnetit Thin Films // Phys. Rev. B. 1997. V. 56. № 9. P. 5096–5099.
- Fernandez-Pacheco A., Orna J., De Teresa J.M., Algarabel P.A., Morellon L., Pardo M.R., Kampert E., Zeitler U. High-field Hall Effect and Magnetoresistance in Fe₃O₄ Epitaxial Thin Films up to 30 Tesla // Appl. Phys. Lett. 2009. V. 95. № 26. 262108(3).
- Celotto S., Eerenstein W., Himba T. Characterization of Anti-Phase Boundaries in Epitaxial Magnetite Films // Eur. Phys. J. B. 2003. V. 36. № 2. P. 271–279.