НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, 2020, том 56, № 2, с. 173–180

УДК 546.723.722-31:546.05:548.5:538.911

ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ПЛЕНКИ Fe_3O_4, ВЫРАЩЕННЫЕ МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ОСАЖДЕНИЯ НА *R*-ПЛОСКОСТИ САПФИРА

© 2020 г. И. В. Маликов[1, *], В. А. Березин[1], Л. А. Фомин[1], А. В. Черных[1]

[1]*Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов Российской академии наук, ул. Академика Осипьяна, 6, Черноголовка, Московская обл., 142432 Россия*

**e-mail: malikov@iptm.ru*

Поступила в редакцию 01.02.2019 г.
После доработки 06.09.2019 г.
Принята к публикации 17.09.2019 г.

Исследовано влияние температуры и давления молекулярного кислорода на свойства тонких (до 180 нм) эпитаксиальных пленок магнетита $Fe_3O_4(001)$, выращенных методом импульсного лазерного осаждения на *R*-плоскости монокристаллического сапфира $Al_2O_3(\bar{1}012)$ с подслоем MgO и без него. Изучены их электрические, морфологические и структурные характеристики в зависимости от условий роста. Обнаружено плато устойчивого роста Fe_3O_4 в диапазоне давлений (4–9) × 10^{-5} мм рт. ст. Установлено, что свойства эпитаксиальных пленок Fe_3O_4 на подслое MgO (5 нм) соответствуют выращиваемым на монокристаллических подложках MgO, при этом они превосходят по качеству пленки, выращенные на чистой *R*-плоскости сапфира. Наилучшие электрические характеристики и соответствующая им кристаллическая структура пленок достигаются при повышенных температурах роста, а минимальная шероховатость и максимальная однородность поверхности, наоборот, при пониженных. Совместить эти условия позволяет отжиг при высоких температурах в высоком вакууме пленок магнетита, предварительно выращенных при пониженной температуре.

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

DOI: 10.31857/S0002337X20020128

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что магнетит (Fe_3O_4) относится к спиновым половинным металлам, в которых, согласно расчетам из первых принципов [1], электроны проводимости могут обладать 100%-ной спиновой поляризацией, что открывает перспективу применения в спинтронике для создания приборов на основе магнитотуннельного, гигантского магниторезистивного эффектов, а также в качестве спинового инжектора в структурах, переключаемых спин-поляризованным током.

В зависимости от типа подложек выращенные на них пленки обладают разными свойствами. Прежде всего, подложка может задавать тип кристаллической решетки. Для сложных решеток, характерных для спиновых половинных металлов, это критично [2], поскольку изменения типа решетки могут привести к потере свойств половинного металла. Магнетит имеет кубическую решетку обратной шпинели, поэтому наиболее интересной для практических применений является кристаллографическая ориентация пленок $Fe_3O_4(001)$. Эпитаксиальные пленки магнетита выращивались на различных монокристаллических подложках, в первую очередь на MgO (001), поскольку решеточное несоответствие для этой подложки составляет 0.34% [3, 4]. Кроме этого, магнетит эпитаксиально совместим с железом Fe (001), которое можно вырастить эпитаксиально на подложках MgO [5]. Поскольку период кристалической решетки магнетита примерно в два раза больше периода решетки MgO, эпитаксиальный рост Fe_3O_4 приводит к появлению многочисленных дефектов, в частности, антифазных границ [6]. В связи с этим происходит поиск альтернативных подложек, а также тонких эпитаксиальных подслоев, существенно улучшающих свойства получаемых пленок.

Пленки Fe_3O_4 (111) выращивались на подложках сапфира Al_2O_3 *C*-ориентации (0001) [7] и *A*-ориентации $(11\bar{2}0)$ с подслоями Mo и Fe [8]. Исследовалась применимость подложек Pt (111) [9], W (110) [10] и подслоев: NiO [11], TiN [12], $MgAl_2O_4$ (100) [13], $SrTiO_3$ [13, 14], Mg_2TiO_4 [15] с целью возможной минимизации дефектов. На роль такой аль-

тернативной подложки может претендовать сапфир *R*-ориентации. Несмотря на очевидные различия, во многих случаях рост эпитаксиальных пленок на подложках MgO(001) подобен росту на *R*-плоскости сапфира, $Al_2O_3(\bar{1}012)$. Несмотря на большее по сравнению с подложкой из MgO решеточное несоответствие (около 8%), в пользу подложек сапфира говорит их более высокая химическая инертность. До настоящего времени исследования роста пленок Fe_3O_4 на *R*-плоскости сапфира не проводились. Это мотивирует нас к получению пленок магнетита на сапфировых подложках с наилучшими электрическими характеристиками, которые будут свидетельствовать о качестве их объемной кристаллической структуры при малой шероховатости поверхности.

Электронно-транспортные свойства магнетита (сопротивление, температура Вервея) интегрально являются намного более чувствительными к различного рода дефектам по сравнению со структурными исследованиями. На это специально обращалось внимание, когда эпитаксиальные пленки металлов с отличными структурными характеристиками имели весьма посредственные электрические свойства и, наоборот, пленки со средними структурными характеристиками имели отличные электрические свойства [16]. Помимо этого, интересной представляется возможность эпитаксиального роста в структуре $Al_2O_3(\bar{1}012)/MgO(001)/Fe_3O_4(001)$.

Важным вопросом также остается устойчивость образования магнетита Fe_3O_4 стехиометрического состава при несоответствии потока атомов металла и давления окислителя оптимальным значениям.

Известна возможность эпитаксиального роста пленок MgO(001) на *R*-плоскости сапфира [17], но этот вопрос не изучен досконально, поскольку эпитаксиальный рост не давал однозначной кристаллографической ориентации пленок MgO. Однако наши результаты показывают стабильный эпитаксиальный рост совершенных пленок Fe (001) с большими длинами пробега электронов на подложке *R*-сапфира с предварительно выращенным подслоем MgO [18], что говорит об их хорошем качестве.

Результаты по эпитаксиальному росту Fe [19], Nb, Mo, W [20], MgO на подложках сапфира *R*-ориентации дают возможность комбинировать эти материалы для применения в спинтронике. Все эти материалы, включая магнетит, могут когерентно расти и на подложках GaAs(001) [21] и Si(001) [22] с буферным слоем MgO, что позволит в перспективе интегрировать их в полупроводниковую электронику.

Цель данной работы – исследование влияния температуры роста и давления молекулярного кислорода при постоянном потоке атомов железа на свойства пленок магнетита, выращенных на подложках монокристаллического сапфира *R*-ориентации методом импульсного лазерного осаждения, а также их изучение различными методами с целью выявления условий роста пленок, пригодных для изготовления микро- и наноструктур.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Эпитаксиальные пленки Fe_3O_4 выращивались в сверхвысоковакуумной камере с базовым вакуумом около 10^{-10} мм рт. ст. импульсным лазерным испарением мишени из высокочистого (99.99%) железа при различных парциальных давлениях молекулярного кислорода и при постоянном потоке атомов металла (около 20 нм/мин). Более подробно метод описан в работе [22]. Подложками служили пластины монокристаллического сапфира *R*-ориентации Al_2O_3 $(\bar{1}012)$ размером 6 × × 5 мм^2. Подслой MgO (001) толщиной 5 нм выращивался испарением мишени из высокочистого Mg в атмосфере молекулярного кислорода при давлении 10^{-3} мм рт. ст.

Методика исследований была аналогична исследованию роста пленок Fe_3O_4 на *C*-плоскости сапфира [22]. Варьировались температура роста и давление кислорода. Кристаллическая структура пленок характеризовалась методами рентгеновской дифрактометрии, морфология поверхности – атомно-силовой микроскопии (**АСМ**). По результатам АСМ-измерений вычислялась среднеквадратичная шероховатость поверхности пленок.

Для электрических измерений по 4-точечной схеме специально выращивались через маску структуры в виде мостика размером 0.2 × 2 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Электрические свойства выращенных пленок и их внешний вид сильно зависят как от давления кислорода (рис. 1), так и от температуры роста (рис. 2). При определенных условиях, которые по совокупности результатов, приведенных ниже, можно считать оптимальными, получены пленки черного цвета с металлическим блеском, характерным для Fe_3O_4. Как и в случае роста эпитаксиальных пленок Fe_3O_4 (111) на *C*-плоскости сапфира [23], при выращивании магнетита на *R*-плоскости сапфира на зависимости удельного сопротивления ρ от давления кислорода (рис. 1) присутствует плато устойчивого роста (**ПУР**). При этом величины ρ эпитаксиальных пленок Fe_3O_4 на *R*-плоскости сапфира и на *C*-плоскости сапфира [23] практически совпадают. При росте на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO на зависимости (рис. 1) также имеется ПУР, но ρ выращенных пленок значительно меньше, чем при росте на чистом сапфире, и отличается от табличного значения на

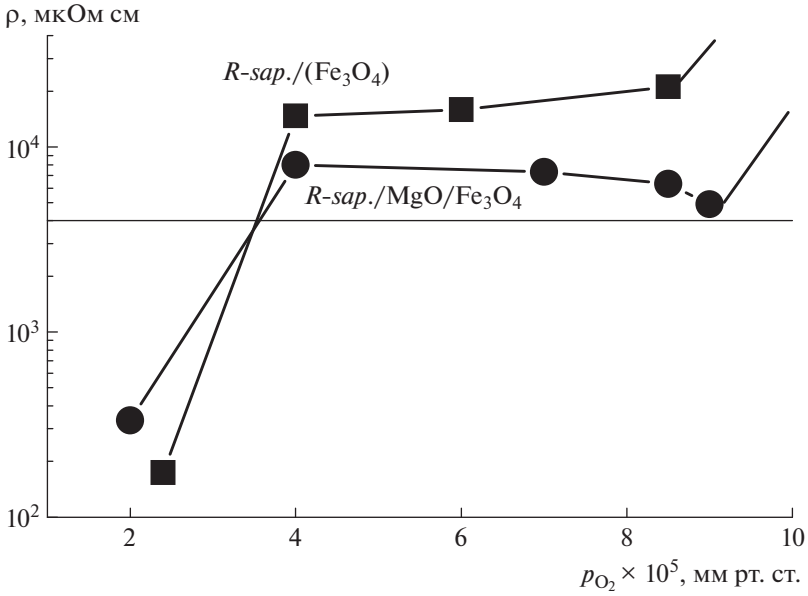

Рис. 1. Удельное сопротивление пленок Fe_3O_4 толщиной 180 нм при комнатной температуре, выращенных на *R*-плоскости сапфира без подслоя и с подслоем MgO (5 нм) при 410°C, от давления кислорода (горизонтальная линия показывает табличное значение удельного сопротивления Fe_3O_4).

20–30%, что соответствует данным работ по росту пленок Fe_3O_4(001) на MgO(001) [3]. Также, аналогично росту пленок на *C*-плоскости сапфира, при снижении давления кислорода менее 4×10^{-5} мм рт. ст. сопротивление выращенных пленок резко уменьшается до значений, намного меньших, чем табличное значение для магнетита, что связано с присутствием в пленке после конденсации наряду с магнетитом свободного от окисления железа. Цвет пленок при этом темно-серый. При больших давлениях кислорода (более 10^{-4} мм рт. ст.) пленки приобретают красноватый оттенок, ρ пленок резко увеличивается вплоть до полной потери проводимости, что говорит об образовании Fe_2O_3, для которого характерен красноватый цвет. Следует отметить, что в случае выращивания пленок на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO при возрастании давления кислорода перед началом резкого роста ρ пленок наблюдается совсем небольшой локальный минимум удельного сопротивления (рис. 1). Можно предположить, что в данных условиях образуется Fe_3O_4 наиболее близкого к стехиометрическому состава. В случае роста на чистых подложках сапфира локальный минимум не обнаружен, однако это может быть объяснено недостаточно подробным исследованием в данном диапазоне давлений. Приведенные данные показывают существование области устойчивого роста Fe_3O_4 на подложках *R*-сапфира как без подслоя, так и с подслоем MgO, аналогичной области при росте на *C*-плоскости сапфира [23], а следовательно, можно говорить о схожести процессов получения пленок Fe_3O_4 на различных монокристаллических подложках.

Зависимость ρ пленок Fe_3O_4, выращенных на *R*-плоскости сапфира, от температуры роста при давлениях 5×10^{-5} и 8.5×10^{-5} мм рт. ст. показана на рис. 2. Видно, что с увеличением температуры роста ρ пленок уменьшается, т.е. уменьшается количество дефектов в пленке. Аналогичная зависимость ρ пленок, выращенных на подслое MgO, при оптимальном давлении кислорода 8.5×10^{-5} мм рт. ст. показана на том же рис. 2. Здесь также с повышением температуры роста ρ пленок уменьшается и достигает минимума при температуре роста около 400°C, когда значение удельного сопротивления пленок Fe_3O_4(001) минимально и практически совпадает с табличным. При дальнейшем увеличении температуры роста ρ возрастает, что связано с началом взаимодействия растущей пленки с подслоем MgO [24, 25]. В первом случае такое взаимодействие не наблюдается из-за химической инертности сапфира при используемых температурах.

Для использования пленок в различных устройствах микроэлектроники, например в многослойных структурах, требуется ограничить шероховатость их поверхности. Отношение средней амплитуды шероховатости к толщине пленки должно быть ограничено значениями в единицы процентов, что дает оценку по абсолютной величине шероховатости в единицы нанометров либо менее. АСМ-исследования показывают значительную чувствительность рельефа поверхности к условиям роста пленки, что выражается в изменении как

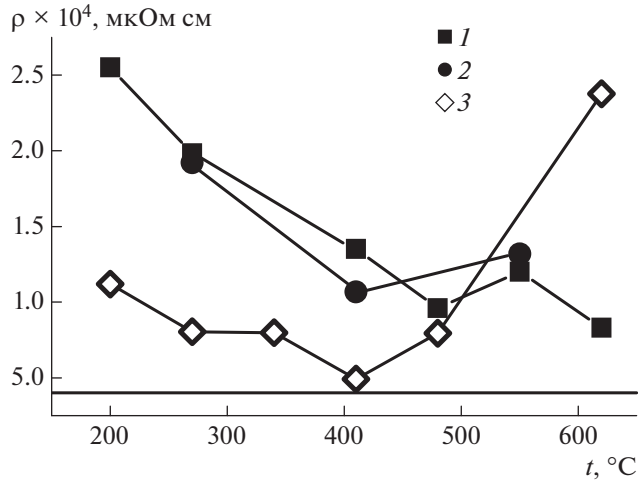

Рис. 2. Удельное сопротивление пленок Fe_3O_4 толщиной 180 нм, выращенных на *R*-плоскости сапфира при давлениях молекулярного кислорода 5×10^{-5} (*1*), 8.5×10^{-5} мм рт. ст. (*2*) и на *R*-плоскости с подслоем MgO толщиной 5 нм при давлении 8.5×10^{-5} мм рт. ст. (*3*), от температуры роста (горизонтальная линия показывает табличное значение удельного сопротивления Fe_3O_4).

морфологии поверхности, так и средней величины шероховатости S_q. Малые давления кислорода приводят к получению недоокисленного железа и, как следствие, к увеличению S_q. На ПУР пленок, выращенных как на чистой *R*-плоскости сапфира, так и с подслоем MgO, S_q меняется мало и составляет 1–2.5 нм. Здесь увеличение парциального давления кислорода не столь критично. Это может быть связано с десорбцией лишнего кислорода при образовании устойчивой фазы Fe_3O_4.

Рельеф поверхности пленок, выращенных на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO, также зависит от давления молекулярного кислорода. Когда окисление железа происходит не полностью, S_q пленки велика. С увеличением давления кислорода S_q быстро уменьшается, а при давлении 9×10^{-5} мм рт. ст. начинает снова увеличиваться. При температуре роста 410°C в широком диапазоне давлений S_q находится на уровне единиц нанометров. Таким образом, наиболее предпочтительна область парциальных давлений кислорода более 4×10^{-5} мм рт. ст., которой соответствует минимальная величина S_q.

Значительные морфологические изменения поверхности происходят в зависимости от температуры роста Fe_3O_4 на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO. Относительно гладкий рельеф пленок, полученных при 200–340°C, сменяется более грубым с увеличением температуры роста до 410–620°C. Это связано с взаимодействием растущей пленки с подслоем MgO, что наблюдалось ранее [25]. Как пример, S_q пленок Fe_3O_4, выращенных на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO при давлении кислорода 9×10^{-5} мм рт. ст., непрерывно возрастает с температурой роста. Сначала медленно от значений менее 1 до 1.5 нм в диапазоне 200–340°C, а затем более резко до 10 нм при 620°C. Таким образом, в результате проведенных исследований найдены условия получения пленок магнетита с минимальной шероховатостью поверхности.

Для пленок, выращенных на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO, были проведены рентгенографические исследования на ПУР, которые показали наличие в пленках только одной фазы Fe_3O_4 (001). На рис. 3 отчетливо видны пики Fe_3O_4 004 и Fe_3O_4 008 и отсутствует пик подложки, т.к. направление роста MgO (001) отклоняется от нормали на 3°–4° и направление Fe_3O_4 (001) отклонено суммарно от нормали к *R*-плоскости на 7°–8°. Никаких посторонних фаз при этом не обнаружено. Известно, что рост MgO на *R*-плоскости сапфира может приводить к наклону растущей пленки MgO на угол до 5° [17]. Интересно отметить дополнительный наклон решетки магнетита в пленках, выращенных на подслое MgO(001) на *R*-плоскости сапфира. Описание такого дополнительного наклона в литературе нам неизвестно.

На вставке к рис. 3 приведена полюсная фигура пленок Fe_3O_4(001)/MgO/*R*-сапфир для пиков 004 и 044. Полюсные фигуры для симметричного и несимметричного рефлексов показывают однофазную пленку Fe_3O_4(001). Эпитаксиальное соответствие в направлении роста пленки в этих структурах характеризуется следующими соотношениями: ось Fe_3O_4(004) наклонена примерно на 7° по отношению к подложке в структуре *R*-сапфир/MgO (5 нм)/Fe_3O_4, в плоскости пленки $Al_2O_3[11\bar{2}0]\|MgO[100]$ и $Al_2O_3[1\bar{1}01]\|MgO[010]$. Подтверждается, что рост пленок магнетита на поверхности MgO(001) происходит без вращения решетки растущей пленки в плоскости подложки [5]. Мы полагаем, что для исследованных структур реализуется наклон растущей пленки относительно подложки, характерный для *R*-плоскости сапфира, связанный с регулярным расположением краевых дислокаций несоответствия при гетероэпитаксии, что дает небольшой угол наклона плоскостей роста [26]. Рентгенографические исследования пленок, выращенных на *R*-плоскости сапфира без подслоя, не проводились.

Рентгенографический анализ подтвердил предположение об образовании одной кристаллической фазы Fe_3O_4(001) в случае использования подложек *R*-сапфира с подслоем MgO на найденном ПУР. То, что значение ρ пленок оксида железа, выращенных на эпитаксиальном подслое MgO(001), более близки к табличным значениям, чем в случае пленок, выращенных без подслоя, означает, что

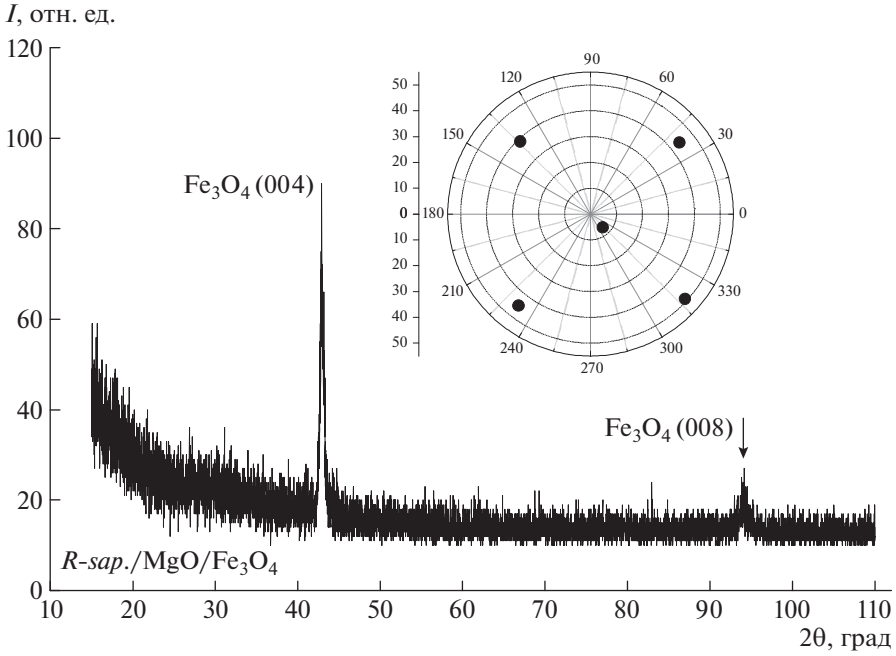

Рис. 3. θ–2θ-сканы пленки Fe_3O_4 в структурах *R*-сапфир/MgO (5 нм)/Fe_3O_4; на вставке – полюсная фигура для структур *R*-сапфир/MgO (5 нм)/Fe_3O_4.

эти пленки обладают меньшим количеством дефектов кристаллической структуры. Следовательно, выращивание пленок Fe_3O_4 на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO более предпочтительно.

Для выращенных на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO пленок были рассмотрены зависимости температуры T_V и ширины вервеевского перехода на полувысоте ΔT_V от условий роста. Последняя величина может свидетельствовать об однородности кристаллической фазы пленок Fe_3O_4. Как известно, для Fe_3O_4 при температуре около 120 K происходит резкое увеличение сопротивления, связанное с переходом металл–изолятор. Для определения параметров вервеевского перехода использовались производная температурной зависимости сопротивления и ее подгонка в виде суммы линейной и гауссовой функций.

Данные по T_V и ΔT_V в пленках Fe_3O_4, выращенных на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO (5 нм), в зависимости от температуры роста показаны на рис. 4. Видно, что T_V непрерывно возрастает с температурой роста и наиболее близкие к табличному значения достигаются при температурах 270–410°C. При этом ΔT_V (вставка б к рис. 4), наоборот, имеет ярко выраженный минимум, буквально в несколько градусов, при температуре 410°C. Все это позволяет считать эту температуру оптимальной для роста пленок магнетита на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO. Увеличение температуры роста приводит к ухудшению свойств из-за взаимодействия растущей пленки с подслоем MgO [25].

Для оптимальной температуры роста, 410°C, были рассмотрены зависимости T_V от давления кислорода для пленок, выращенных как с подслоем MgO, так и без подслоя (вставка а к рис. 4). Для пленок на чистой поверхности сапфира T_V меняется слабо, оставаясь в пределах 118 ± 5 K во всем интервале давлений кислорода. Пленки, выращенные на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO, наоборот, имеют резко выраженный минимум T_V при давлении 4×10^{-5} мм рт. ст., но значение в минимуме $T_V = 107$ K меньше табличной величины. Зависимости ΔT_V от давления также значительно различаются. Если для чистого сапфира ΔT_V практически не изменяется во всем диапазоне давлений, то на подслое MgO зависимость имеет вид, обратный зависимости T_V, т.е. ΔT_V имеет минимальные значения при максимумах T_V и максимумы при минимумах T_V. Это значит, что для пленок, выращенных с подслоем MgO, разница в температурах перехода для разных участков пленки минимальна, когда средняя температура перехода максимальна. Это свидетельствует о том, что пленка наиболее однородна и имеет меньше дефектов, способствующих понижению температуры перехода металл–изолятор.

Следует заметить, что ρ пленок, выращенных на подслое MgO, характеризующее их дефектность, с увеличением температуры роста падает, а шероховатость поверхности, наоборот, растет.

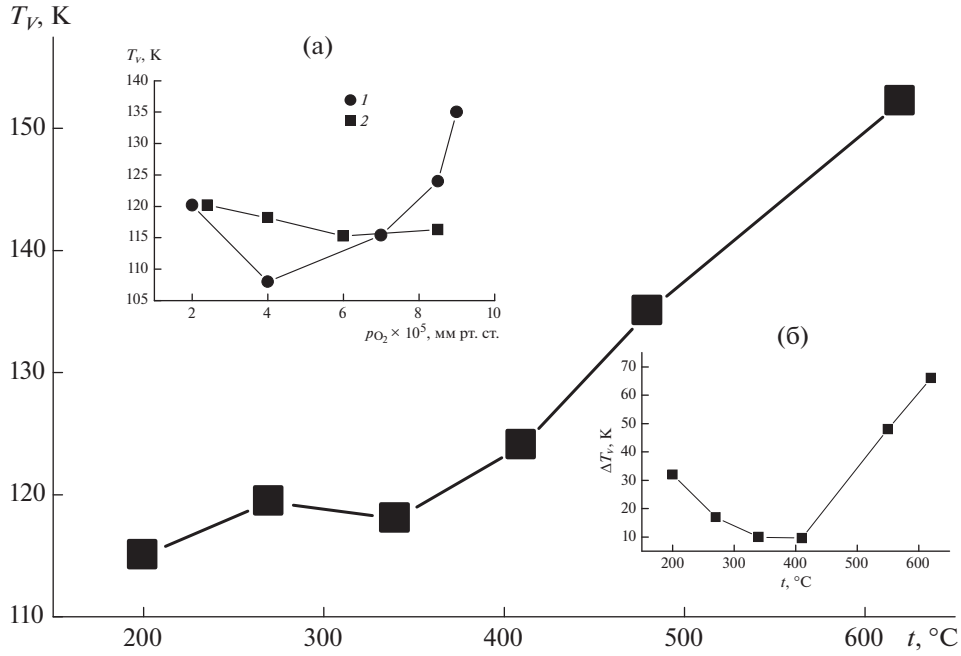

Рис. 4. Зависимость T_V в пленок Fe_3O_4, выращенных на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO (5 нм), от температуры роста; на вставке а: зависимости T_V пленок Fe_3O_4 на *R*-плоскости сапфира с подслоем (*1*) и без подслоя MgO (5 нм) (*2*) от давления кислорода; на вставке б: зависимость ΔT_V пленок на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO (5 нм) от температуры роста пленок (давление 8.5×10^{-5} мм рт. ст.).

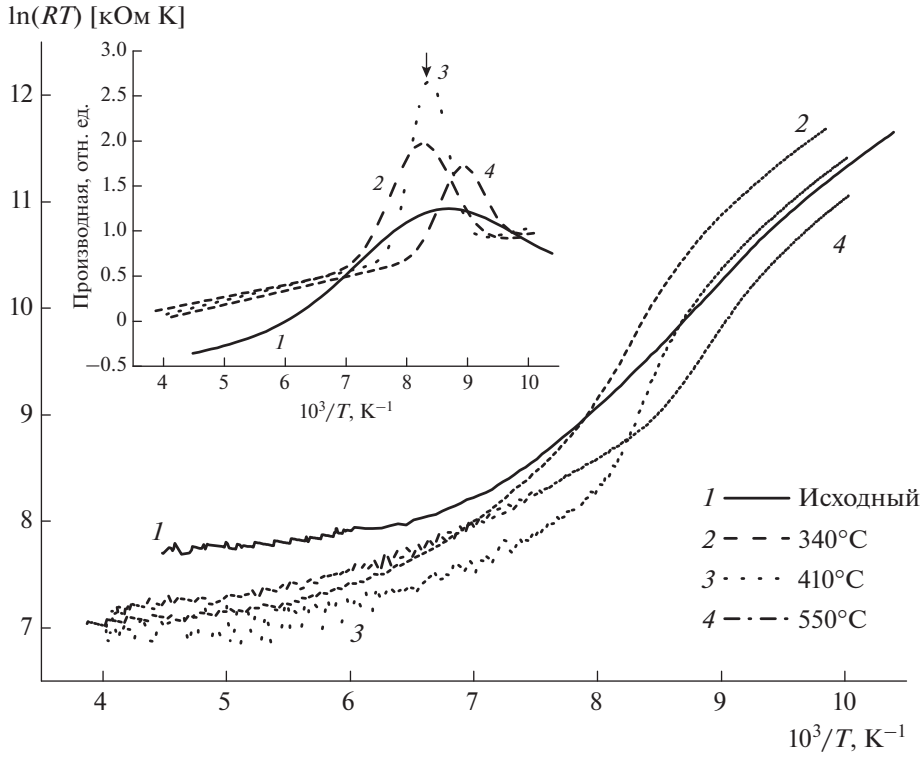

Рис. 5. Температурные зависимости ln(*RT*) и ее производной (на вставке) для пленки Fe_3O_4 на *R*-сапфире с подслоем MgO (5 нм) после выращивания при 340°C (*1*) и после отжига в течение 4 ч при температурах 340 (*2*), 410 (*3*) и 550°C (*4*) (стрелкой показана температура 120 K).

Технология получения гладких монокристаллических пленок железа на поверхности MgO, когда выращивание пленок проводится при пониженной (и даже комнатной) температуре [27, 28] для достижения минимальной шероховатости, а после этого следует отжиг пленок при повышенных температурах для эпитаксии и улучшения структурных параметров, нами применена и для пленок Fe_3O_4.

Пленка Fe_3O_4 с шероховатостью поверхности 1.5 нм, выращенная при 340°C, была последовательно отожжена в высоком вакууме при 340, 410 и 550°C в течение 4 ч. Температурные зависимости сопротивления образцов приведены на рис. 5. Отжиг при 340 и 410°C приводит к существенному уменьшению ρ пленок (более чем на 10%) и уменьшению ΔT_V. При этом T_V максимально приближается к табличному значению, а шероховатость поверхности остается практически неизменной, на уровне тех же 1.5 нм. При дальнейшем увеличении температуры отжига свойства пленок ухудшаются, т. к. известно, что при 700–800 K происходит существенное взаимодействие MgO и Fe_3O_4 [24]. И хотя в некоторых работах говорится, что диффузия Mg начинается уже при температурах около 300°C [21], в нашем случае такие температуры не оказывают существенного влияния на свойства выращиваемых пленок на подслое MgO.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние условий роста – температуры и давления молекулярного кислорода – на ρ, S_q, T_V и ΔT_V эпитаксиальных пленок магнетита на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO и без подслоя. Для обоих вариантов подложек обнаружено ПУР фазы Fe_3O_4 (001) в интервале давлений кислорода (4–9) × 10^{-5} мм рт. ст. При этих условиях величина S_q пленок изменяется незначительно. При более низких давлениях распыляемый материал мишени (железо) окисляется не полностью, а при бóльших давлениях, наоборот, происходит образование Fe_2O_3.

Показано, что эпитаксиальные пленки Fe_3O_4, свойства которых близки к табличным и соответствуют выращиваемым на монокристаллических подложках MgO, можно получать на *R*-сапфире с эпитаксиально выращенным подслоем MgO толщиной 5 нм.

Найдено, что ρ пленок Fe_3O_4, выращенных на *R*-плоскости сапфира, падает с увеличением температуры роста, но при этом значительно превышая табличное значение (более чем на 100%). В случае роста на *R*-плоскости сапфира с подслоем MgO имеется ярко выраженный минимум с близким к табличному значению ρ, а увеличение сопротивления пленок при температурах выше 440°C указывает на взаимодействие пленки с подслоем MgO. Шероховатость S_q таких пленок с увеличением температуры роста постоянно возрастает, как и T_V (от 115 K при 200°C до более чем 150 K при 620°C). При температуре роста в интервале 270–410°C T_V перехода имеет значение, максимально близкое к табличному.

Противоречия в различии условий роста для получения пленок Fe_3O_4 с оптимальными электрическими характеристиками и наименьшей шероховатостью можно разрешить посредством выращивания при низкой температуре гладких пленок Fe_3O_4 с последующим их отжигом при оптимальной температуре, немного ниже температуры начала взаимодействия пленки с подслоем MgO. В результате пленка остается гладкой, а значения ρ и T_V максимально приближаются к табличным величинам, при этом ΔT_V становится минимальной, а следовательно, однородность структуры пленки – максимальной.

Подобие полученных результатов реализованным для пленок Fe_3O_4, выращенных на *C*-плоскости сапфира [23], показывает схожесть процессов формирования пленок магнетита на различных монокристаллических подложках.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при поддержке Государственной программы № 075-00475-19-00.

Авторы благодарят В.Ю. Винниченко за участие в экспериментах по характеризации полученных пленок и Д.В. Иржака за рентгеновские измерения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Zhang Z., Satpathy S.* Electron States, Magnetism, and the Verwey Transition in Magnetite // Phys.Rev. B. 1991. V. 44. № 24. P. 13319–13331. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.44.13319
2. *Matsushita Y.-I., Madjarova G., Dewhurst J.K., Shallcross S., Felser C., Sharma S., Gross E.K.U.* Large Magnetocrystalline Anisotropy in Tetragonally Distorted Heuslers: a Systematic Study // J. Phys. D: Appl. Phys. 2017. V. 50. № 9. 095002(8). https://doi.org/10.1088/1361-6463/aa5441
3. *Wu H.-C., Syrlybekov A., Mauit O., Mouti A., Coileain C.O., Abid M., Abid M., Shvets I.V.* Magnetic and Transport Properties of Epitaxial Stepped Fe_3O_4 (100) Thin Films // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 105. № 13. 132408(5). https://doi.org/10.1063/1.4897001
4. *Alraddadi S., Hines W., Yilma T., Gu G.D., Sinkovic B.* Structural Phase Diagram for Ultra-Thin Epitaxial Fe_3O_4/MgO (001) Films: Fhickness and Oxygen Pressure Dependence // J. Phys.: Condens. Matter. 2016. V. 28. № 11. 115402(8). https://doi.org/10.1088/0953-8984/28/11/115402
5. *Greullet F., Snoeck E., Tiusan C., Hehn M., Lacour D., Lenoble O., Magen C., Calmels L.* Large Inverse Magnetoresistance in Fully Epitaxial Fe/Fe_3O_4/MgO/CoFe/

Fe_3O_4/MgO/Co Magnetic Tunnel Junctions // Appl. Phys. Lett. 2008. V. 92. № 5. 053508(3). https://doi.org/10.1063/1.2841812

6. *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 Fe_3O_4 Epitaxial Thin Films: Thickness Effects Driven by Antiphase Boundaries // J. Appl. Phys. 2006. V. 100. № 10. 103902(8). https://doi.org/10.1063/1.2386927
7. *Fujii T., Takano M., Katano R., Bando Y., Isozumi Y.* Preparation and Characterization of (111) Oriented Fe_3O_4 Films Deposited on Sapphire // J. Appl. Phys. 1989. V. 66. № 7. P. 3168–3172. https://doi.org/10.1063/1.344154
8. *Fonin M., Dedkov Yu.S., Mayer J., Rüdiger U., Güntherodt G.* Preparation, Structure, and Electronic Properties of Fe_3O_4 Films on the Fe(110)/Mo(110)/Al_2O_3(11$\bar{2}$0) Substrate // Phys. Rev. B. 2003. V. 68. № 4. 045414(6). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.68.045414
9. *Weiss W., Ritter M.* Metal Oxide Heteroepitaxy: Stranski-Krastanov Growth for Iron Oxides on Pt (111) // Phys. Rev. B. 1999. V. 59. № 7. P. 5201–5213. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.59.5201
10. *Dedkov Yu.S., Rüdiger U., Güntherodt G.* Evidence for the Half-metallic Ferromagnetic State of Fe_3O_4 by Spin-Resolved Photoelectron Spectroscopy // Phys. Rev. B. 2002. V. 65. № 6. 064417(5). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.65.064417
11. *Baldrati L., Schneider C., Niizeki T., Ramos R., Cramer J., Ross A., Saitoh E., Kläui M.* Spin Transport in Multilayer Systems with Fully Epitaxial NiO Thin Films // Phys. Rev. B. 2018. V. 98. № 1. 014409(6). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.98.014409
12. *Kumar A., Pandya D.K., Chaudhary S.* Structural, Electronic, and Magnetic Behavior of Two Dimensional Epitaxial Fe_3O_4/TiN/Si (100) System // Appl. Phys. Lett. 2013. V. 102. № 15. 152406(5). https://doi.org/10.1063/1.4802235
13. *Fontijn W.F.J., Metselaar R., Zaag P.J.* Investigation of the Stoichiometry of MBE-Grown Fe_3O_4 Layers by Magneto-Optical Kerr Spectroscopy // Thin Solid Films. 1997. V. 292. № 1–2. P. 270–276. https://doi.org/10.1016/S0040-6090(96)08910-9
14. *Ogale S.B., Ghosh K., Sharma R.L., Greene R.P., Ramesh R., Venkatesan T.* Magnetotransport Anisotropy Effects in Epitaxial Magnetite (Fe_3O_4) Thin Films // Phys. Rev. B. 1998. V. 57. № 13. P. 7823–7828. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.57.7823
15. *Liu X.H., Liu W., Zhang Z.D.* Extremely Low Coercivity in Fe_3O_4 Thin Film Grown on Mg_2TiO4 (001) // RSC Adv. 2017. V. 7. № 69. P. 43648–43654.
16. *Claassen J.H., Wolf S.A., Qadri S.B., Jones L.D.* Epitaxial Growth of Niobium Thin Films // J. Cryst. Growth. 1987. V. 81. № 1. P. 557–561. https://doi.org/10.1016/0022-0248(87)90454-4
17. *Stampe P.F., Bullock M., Tucker W.P., Kennedy R.J.* Growth of MgO Thin Films on M-, A-, C- and R-Plane Sapphire by Laser Ablation // J. Phys. D: Appl. Phys. 1999. V. 32. № 15. P. 17778–17787. https://doi.org/10.1088/0022-3727/32/15/304
18. *Chernikh A., Vinnichenko V., Fomin L., Malikov I., Mikhailov G.* Fabrication of Epitaxial Tunnel Magnetic Junctions Fe/MgO/Fe (001) Using Pulse Laser Deposition // Proc. Int. Conf. Micro and Nanoelectronics. 1–5 Oct. 2012. Zvenigorod, Russia P1-19.
19. *Malikov I.V., Fomin L.A., Vinnichenko V.Y., Mikhailov G.M.* Epitaxial Fe Films and Structures // Proc. SPIE. 2008. V. 7025. 70250U(11). https://doi.org/10.1117/12.802420
20. *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.
21. *Martinez-Boubeta C., Menendez J.L., Costa-Krämer, J.M. Garcia J.L., 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. Part 2. P. 910–915. https://doi.org/10.1016/S0039-6028(01)00728-2
22. *Spiesser A., Sharma S., Saito H., Jansena R., Yuasa S., Ando K.* Electrical Spin Injection in p-type Si Using Fe/MgO Contacts // Proc. SPIE. 2012. V. 8461. 84610K(9). https://doi.org/10.1117/12.930839
23. *Маликов И.В., Березин В.А., Фомин Л.А., Михайлов Г.М.* Эпитаксиальный рост слоев Fe_3O_4 на *C*-плоскости монокристаллического сапфира методом импульсного лазерного осаждения // Неорган. материалы. 2019. Т. 55. № 1. С. 44–51. https://doi.org/10.1134/S0020168519010072
24. *Fonin M., Pentcheva R., Dedkov Yu.S., Sperlich M., Vyalikh D.V., Scheffler M., Rüdiger U., Güntherodt G.* Surface Electronic Structure of the Fe_3O_4(100): Evidence of a Half-Metal to Metal Transition // Phys. Rev. B. 2005. V. 72. № 10. 104436(8). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.72.104436
25. *Anderson J.F., Kuhn M., Diebold U., Shaw K., Stoyanov P., Lind D.* Surface Structure and Morphology of Mg-Segregated Epitaxial Fe_3O_4(001) Thin Fims on MgO(001) // Phys. Rev. B. 1997. V. 56. № 15. P. 9902–9909. https://doi.org/10.1557/PROC-474-265
26. *Tricker D.M., Stobbs W.M.* Interface Structure and Overgrowth Orientation for Niobium and Molybdenum Films on Sapphire Substrates II. R-plane Substrates // Phil. Mag. A. 1995. V. 71. № 5. P. 1051–1067. https://doi.org/10.1080/01418619508236236
27. *Tiusan C., Faure-Vincent J., Bellouard C., Hehn M., Jouguelet E., Schuhl A.* Interfacial Resonance State Probed by Spin-Polarized Tunneling in Epitaxial Fe/MgO/Fe Tunnel Junctions // Phys. Rev. Lett. 2004. V. 93. № 10. 106602(4). https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.93.106602
28. *Popova E., Faure-Vincent J., Tiusan C., Bellou C., Montaigne F., Alnot M., Andrieu S., Schuh A., Snoeck E, Costa V.* Epitaxial MgO Layer for Low-Resistance and Coupling-Free Magnetic Tunnel Junctions // Appl. Phys. Lett. 2002. V. 81. № 6. P. 1035–1037. https://doi.org/10.1063/1.1498153