

## Влияние давления кислорода на текстуру пленки магнетита, выращенного методом реактивного осаждения на поверхности SiO<sub>2</sub>/Si(001)

© В.В. Балашев<sup>1,2</sup>, В.А. Викулов<sup>1</sup>, Т.А. Писаренко<sup>1,2</sup>, В.В. Коробцов<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия

<sup>2</sup> Школа естественных наук Дальневосточного федерального университета, Владивосток, Россия

E-mail: balashev@mail.dvo.ru

(Поступила в Редакцию 2 июня 2015 г.)

Методом реактивного осаждения Fe в атмосфере кислорода на окисленной поверхности подложки кремния Si(001) выращены пленки магнетита (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>) толщиной 75 nm. Рост пленок оксида железа проводился при разных значениях давления O<sub>2</sub>. Структура пленок контролировалась в процессе их роста методом дифракции быстрых электронов на отражение. Установлено, что только в определенном диапазоне давлений O<sub>2</sub> наблюдается рост пленок магнетита с текстурой. Уменьшение давления кислорода приводит к росту пленки Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> без текстуры, тогда как реактивное осаждение при значениях давления выше верхней границы указанного диапазона приводит к формированию кристаллитов гематита ( $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) в пленке Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>.

### 1. Введение

Магнетит является известным полуметаллом, обладающим высокой температурой Кюри (~ 580°C). Согласно расчетам зонной структуры [1], данный материал характеризуется полной спиновой поляризацией электронов проводимости и является перспективным с точки зрения создания спиновых приборов. В частности, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> может быть использован как инжектор спин-поляризованных электронов проводимости в полупроводник в случае таких гибридных структур, как ферромагнетик/полупроводник. Поэтому огромное количество исследовательских работ было посвящено росту Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> на подложках кремния [2,3]. Однако было обнаружено, что на начальной стадии роста пленки Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> на чистой поверхности Si образуется как силицид железа, так и аморфный оксид кремния [4]. Для того чтобы избежать образования такого нежелательного слоя, в некоторых работах были использованы различные буферные слои на границе раздела Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>/Si. Также исследовался рост Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> на буферном слое SiO<sub>2</sub> [5–7].

Анализ экспериментальных данных, полученных в ряде работ, указывает на то, что рост магнетита на пленке SiO<sub>2</sub> может приводить к росту поликристаллической пленки Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> как с преимущественной ориентацией кристаллитов (пленки с текстурой), так и без нее. Следует заметить, что текстура в пленках магнетита зависит от методики осаждения и условий роста пленок. Так, в случае импульсного лазерного распыления из источника  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> пленка магнетита может иметь как текстуру (111) [2], так и текстуру (311) [6]. В случае магнетронного распыления Fe в атмосфере Ar–O<sub>2</sub> никакой текстуры не наблюдалось [8,9]. С другой стороны, в работе [10], где использовалась подобная методика

напыления Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, был показан рост пленок с текстурами (110), (100) и (111) в зависимости от доли кислорода в газовой смеси Ar–O<sub>2</sub>. Появление текстуры в пленках Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> может быть связано с более высоким содержанием кислорода в смеси Ar–O<sub>2</sub>.

В наших предыдущих работах [11,12] с использованием метода реактивного осаждения была продемонстрирована возможность роста пленки Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> с текстурой (311) на поверхности SiO<sub>2</sub>/Si(001). Данная текстура сохранялась в температурном диапазоне роста (200–400°C). В этих экспериментах скорость осаждения Fe и давление кислорода были фиксированными: 0.8 nm/min и  $1.3 \cdot 10^{-6}$  Torr. В настоящей работе исследовано влияние давления кислорода на структурные свойства напыленных пленок.

### 2. Методика эксперимента

Эксперименты проводились на сверхвысоковакуумной установке „Катунь“, оснащенной системами, позволяющими проводить диагностику методами дифракции быстрых электронов (ДБЭ) на отражение и спектральной эллипсометрии. Базовое давление не превышало  $10^{-10}$  Torr. В качестве подложек использовались монокристаллические пластины кремния размером  $0.5 \times 10 \times 20$  mm *n*-типа (удельное сопротивление  $7.5 \Omega \cdot \text{cm}$ ) с ориентацией (001). До загрузки подложек в установку очистка их поверхности, а также формирование на ней слоя SiO<sub>2</sub> толщиной 1.5 nm проводились тем же способом, что и в работе [11]. После загрузки в вакуумную камеру образец прогревался при 500°C в течение часа.

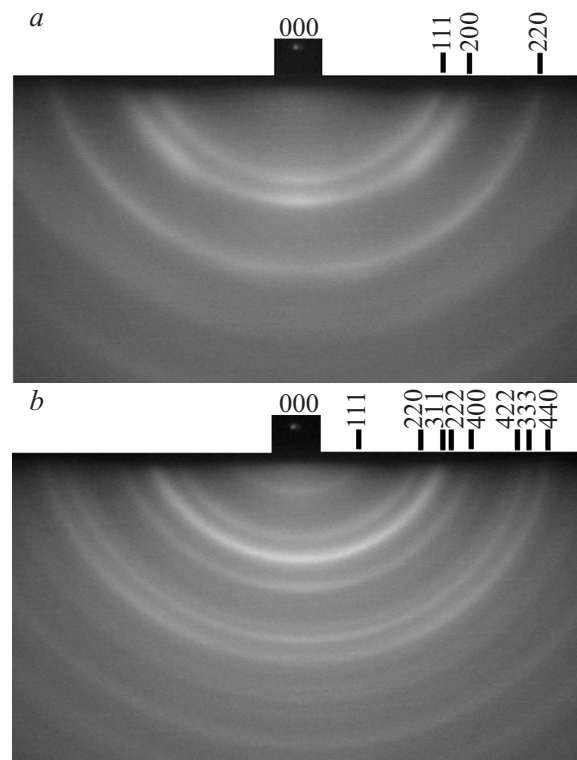
Пленки магнетита толщиной 75 nm были выращены на поверхности SiO<sub>2</sub>/Si(001) путем реактивного оса-

ждения Fe в атмосфере O<sub>2</sub> при температуре подложки 300°C. Осаждение Fe проводилось со скоростью 2.5 nm/min путем его термического испарения необходимого для формирования слоя магнетита толщиной 75 nm из ячейки Кнудсена с тиглем из оксида алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Количество осажденного Fe составляло приблизительно половину толщины слоя Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> — 37 nm. Парциальное давление кислорода варьировалось в диапазоне  $1 \cdot 10^{-6}$ – $5 \cdot 10^{-5}$  Torr. Картины ДБЭ были получены в процессе напыления пленок при углах скольжения электронного пучка к поверхности  $\sim 0.5$ – $1^\circ$ . После извлечения образцов из вакуумной камеры для анализа морфологии была использована атомно-силовая микроскопия (АСМ).

### 3. Результаты и обсуждение

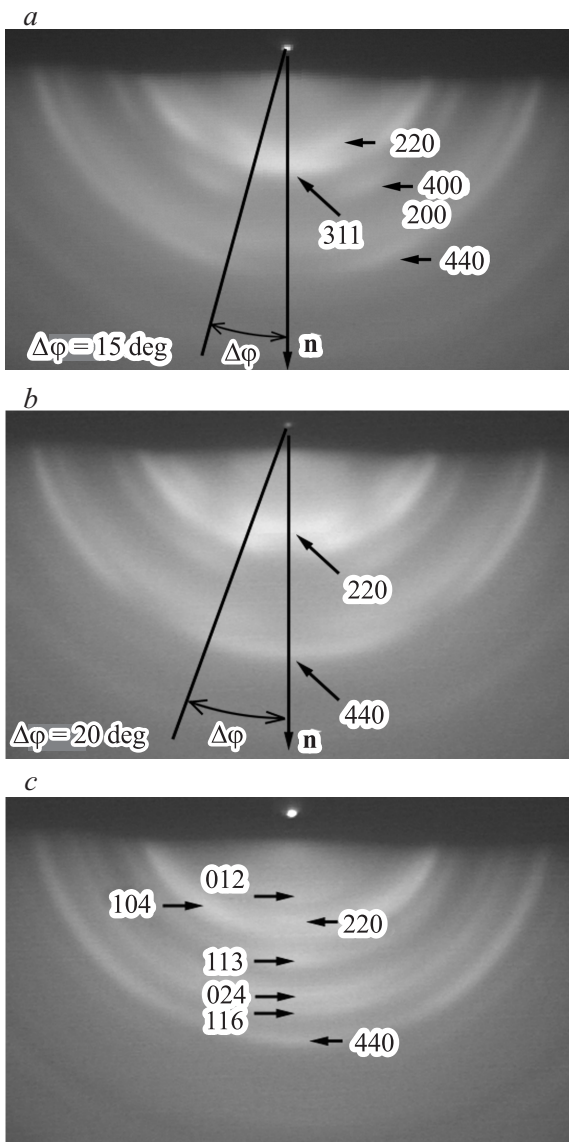
На начальной стадии осаждения Fe при низком давлении кислорода  $\sim 1 \cdot 10^{-6}$  Torr на картине ДБЭ (рис. 1, *a*) от поверхности SiO<sub>2</sub>/Si(001) видны кольца Дебая, характерные для поликристаллической пленки вюстита (FeO). Радиусы наиболее интенсивных колец согласуются с обратными значениями межплоскостных расстояний для отражений (111), (200) и (220) (обозначены вертикальными штрихами на рис. 1, *a*). При осаждении более чем половины толщины слоя Fe ( $d_{\text{Fe}} = 18.5$  nm) наблюдался переход к другой группе колец Дебая (рис. 1, *b*), которые сохранялись на картине ДБЭ до конца осаждения ( $d_{\text{Fe}} = 37$  nm). Положение этой группы колец хорошо согласуется с положением теоретических колец (вертикальные штрихи на рис. 1, *b*), рассчитанным для ГЦК-решетки магнетита со структурой инверсионной шпинели [13]. Равномерное распределение интенсивности вдоль колец указывает на случайную ориентацию кристаллитов Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> в пленке, а высокая резкость колец свидетельствует об их крупных размерах. Появление колец от Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> может объясняться как доокислением кристаллитов FeO, так и процессом диссоциации FeO на Fe и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Так, в работе [14] отмечается, что FeO является нестабильным соединением при низком давлении и температуре менее чем  $\sim 570^\circ\text{C}$ . Таким образом, присутствие некоторого количества железа в пленке оксида железа, выращенной нами при давлении  $\sim 1 \cdot 10^{-6}$  Torr, не может быть исключено. Как показано в работе [15], присутствие Fe может не проявляться в рентгеновском дифракционном спектре, в то время как мессбауэровский спектр показывает наличие железа в пленке помимо Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>.

Во время осаждения Fe при более высоком давлении кислорода ( $3 \cdot 10^{-6}$  и  $7 \cdot 10^{-6}$  Torr) на картинах ДБЭ (рис. 2, *a* и *b*) наблюдались дуги, которые располагались вдоль линии колец Дебая, соответствующих магнетиту. Данные дуги наблюдались с самого начала и свидетельствуют о зарождении и росте кристаллитов с преимущественной ориентацией, т.е. текстурированной пленки [16]. Экспериментальная картина ДБЭ, полученная



**Рис. 1.** Картины ДБЭ, полученные после осаждения Fe в атмосфере кислорода при  $P = 1 \cdot 10^{-6}$  Torr: *a* — после осаждения половины слоя Fe ( $d_{\text{Fe}} = 18.5$  nm), *b* — в конце осаждения ( $d_{\text{Fe}} = 37$  nm).

от пленки, осаждавшейся при давлении  $P = 3 \cdot 10^{-6}$  Torr (рис. 2, *a*), согласуется с теоретической картиной для пленки с текстурой (311), рассчитанной в работе [11]. Ось данной текстуры совпадает с нормалью **n** к поверхности, а отражение (311) (в отличие от отражений другого порядка) располагается симметрично относительно нормали, образуя соответствующую дугу, как показано стрелкой на рис. 2, *a*. Измерение углового уширения  $\Delta\varphi$  отражения (311) показывает, что отклонение оси [311] решетки кристаллитов от нормали **n** к поверхности варьируется в пределах  $\pm 15^\circ$ . С другой стороны, было обнаружено, что осаждение железа при более высоком давлении кислорода ( $7 \cdot 10^{-6}$  Torr) приводит к формированию пленки с другим положением дифракционных дуг на картине ДБЭ (рис. 2, *b*). Их положение согласуется с положением дуг теоретической картины дифракции, рассчитанной для текстуры (110) в работе [17]. Ось текстуры (110), так же как и ось текстуры (311), параллельна нормали **n**. В связи с этим дифракционные дуги (220) и (440) располагаются симметрично относительно нормали (отмечены стрелками на рис. 2, *b*). В случае текстуры (110) угловое уширение ( $\Delta\varphi$ ) рефлексов (220) и (440) относительно нормали **n** к поверхности составляет  $\sim \pm 20^\circ$ . Было замечено, что значение  $\Delta\varphi$  для этой текстуры уменьшалось с увеличением давления кислорода при реактивном осаждении Fe, что свидетельствует

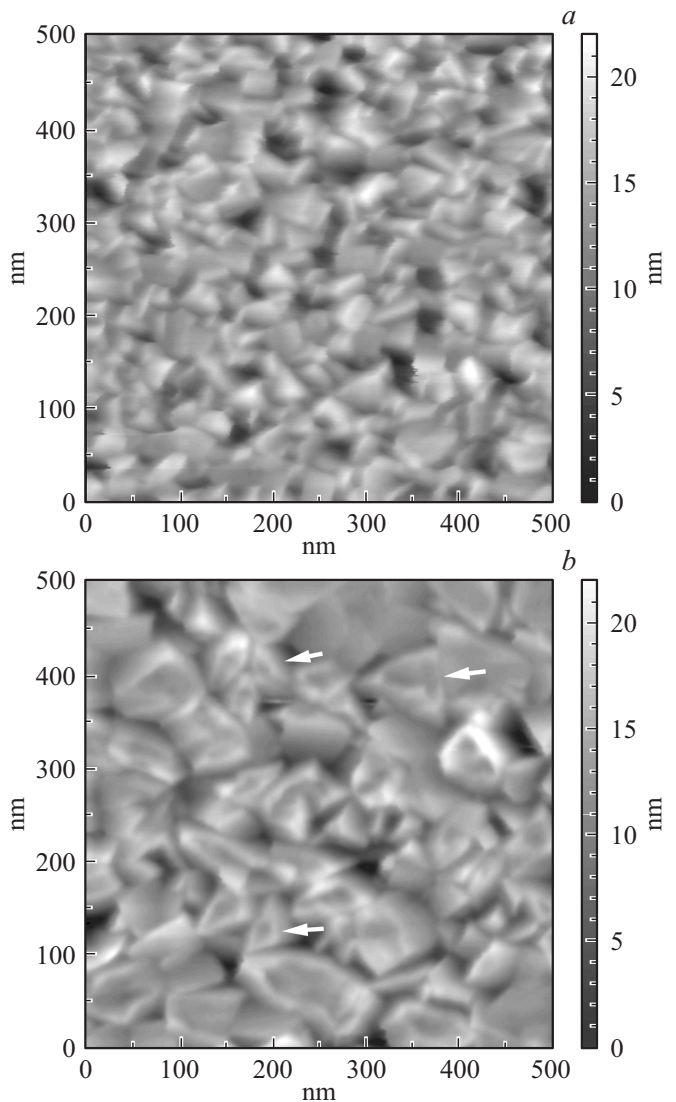


**Рис. 2.** Картины ДБЭ, полученные после осаждения слоя Fe толщиной 37 nm при давлении кислорода  $3 \cdot 10^{-6}$  (a),  $7 \cdot 10^{-6}$  (b) и  $5 \cdot 10^{-5}$  Torr (c).

о более высоком упорядочении кристаллитов  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ . При последующем увеличении давления кислорода до  $\sim 5 \cdot 10^{-5}$  Torr помимо колец 220 и 440, характерных для пленки магнетита с текстурой (110), наблюдалось появление новой группы колец, которые отмечены на рис. 2, c стрелками, направленными слева направо. Анализ показал, что радиусы новых колец хорошо согласуются с обратными значениями межплоскостных расстояний  $1/d_{hkl}$  кристаллической решетки гематита  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ . Наиболее интенсивные кольца наблюдаются для брэгговских отражений (012), (104), (024), (113) и (116). Недавно в работе [18] брэгговские пики для соответствующих отражений также наблюдались на рентгеновском спектре от пленки гематита, полученной при более высоком давлении кислорода ( $7.5 \cdot 10^{-4}$  Torr).

На рис. 3 показаны картины, полученные методом АСМ, от поверхности пленки магнетита с текстурой (311) (рис. 3, a) и (110) (рис. 3, b). Из анализа данных АСМ обнаружено, что средний латеральный размер кристаллитов для указанных выше пленок составляет  $\sim 30$  и  $40$  nm, соответственно. Большой размер кристаллитов в случае роста пленки с текстурой (110) свидетельствует о более высокой диффузионной подвижности адсорбата на поверхности роста. Таким образом, на основании данных АСМ можно сделать вывод, что при увеличении парциального давления  $\text{O}_2$  диффузионная подвижность адсорбата возрастает и наблюдается переход к текстуре (110).

В случае магнетронного распыления Fe в газовой смеси  $\text{Ar-O}_2$  в работе [10] были также получены пленки магнетита с текстурой, которая изменялась в зависимости от парциального давления кислорода. Для данного



**Рис. 3.** АСМ-изображения поверхности пленок магнетита, выращенных при давлении кислорода  $3 \cdot 10^{-6}$  (a) и  $7 \cdot 10^{-6}$  Torr (b).

метода осаждения пленка  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  могла иметь текстуру (110) (как в настоящей работе) и текстуры (100) и (111) при увеличении давления кислорода. Интересно отметить тот факт, что изменение текстуры в полученных пленках с ростом давления сопровождалось увеличением размера кристаллитов, как и в нашей работе. Соответствующая эволюция текстуры пленки имела место при увеличении соотношения потоков  $F(\text{O}_2) : F(\text{Ar})$  от 0.6 : 0.5 до 0.7 : 0.5 в смеси  $\text{Ar}-\text{O}_2$ . Кроме того, в работе [19] было показано, что увеличение парциального давления кислорода при магнетронном распылении Fe ведет к развитию более совершенной текстуры (111) у пленки  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ .

В работе [20] изменение текстуры с увеличением потока реактивного газа (по сравнению с потоком металла) предлагается объяснять усилением процесса диссоциации и хемосорбции ионизованных молекул газа на гранях кристаллитов с низкой потенциальной энергией. Данные грани характеризуются низкой диффузионной подвижностью молекул. Только после этого процесса адсорбированные атомы газа становятся центрами зародышеобразования и взаимодействуют с атомами металла. Тогда как на гранях с высокой диффузионной подвижностью величина хемосорбции остается неизменной. В результате увеличения потока газа конкурентная мода роста становится более выраженной, а „выживают“ только те кристаллиты, грани которых имеют низкую энергию. Поскольку для ГЦК-структуры, грани {111} кристаллов характеризуются более высокой потенциальной энергией, чем грани {100}, {110}, {311}, увеличение давления реактивного газа должно приводить к переходу от текстуры (111) к (100), (110), (311) соответственно.

Однако, как было показано выше, в случае роста магнетита увеличение давления кислорода ведет к росту пленок с более высокой потенциальной энергией, имеющих текстуру (111) в [10,19] и (110) в настоящей работе. Мы полагаем, что при реактивном осаждении Fe в атмосфере  $\text{O}_2$  рост пленки магнетита может иметь иной механизм, отличающийся от предложенного в работе [20]. Так, можно предположить, что адсорбированные молекулы  $\text{O}_2$ , минуя стадию хемосорбции, взаимодействуют с атомами Fe. В результате этого на поверхности роста образуются молекулы оксида железа  $\text{FeO}_x$ , обладающие более высокой диффузионной подвижностью, чем у молекул кислорода. Изменение процесса взаимодействия Fe и  $\text{O}_2$  в сторону образования на поверхности молекул  $\text{FeO}_x$  должно, по всей видимости, приводить к изменению механизма роста пленки  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ . Мы считаем, что при увеличении парциального давления кислорода образование молекул  $\text{FeO}_x$  становится доминирующим, а рост пленки  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  реализуется за счет коалесценции [21]. При таком росте грани кристаллов с наибольшей потенциальной энергией должны быть параллельны поверхности подложки, а ось текстуры параллельна соответствующим кристаллографическим направлениям. Рост пленок за счет коалесценции будет происходить благодаря преимущественному боковому

разрастанию той части кристаллитов  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , которая была ориентирована гранями с высокой потенциальной энергией параллельно поверхности подложки. Данный механизм роста характеризуется высокой диффузионной подвижностью адсорбата на соответствующих гранях и разрастанием кристаллитов за счет них. В случае магнетита грани с ориентацией (111) имеют наибольшую диффузионную подвижность.

Наше предположение о высокой подвижности соединений  $\text{FeO}_x$  на поверхности роста может объяснять рост пленок только с текстурой (111) (независимо от типа подложки), полученных методом импульсного лазерного распыления (PLD) при температурах подложки 300–450°C [2,22]. Так, в работе [23] установлено, что при использовании метода PLD формирование кристаллических пленок магнетита определяется процессом миграции на поверхности роста соединений  $\text{FeO}_x$  (Fe(II) и Fe(III)), осаждаемых из источника  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  (или  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ). Образование соединений  $\text{FeO}_x$  в лучае PLD возможно также и в связи с высоким содержанием ионов и атомов, находящихся в возбужденном состоянии в абляционной лазерной плазме. Присутствие текстуры (311) в пленках  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , выращенных методом PLD, наблюдалось в работах [6,22]. Ее появление может связываться с уменьшением диффузионной подвижности адсорбата вследствие низкой температуры подложки (150°C) [22] либо высокой скорости осаждения 1–2 nm/s [6].

В случае магнетронного распыления Fe в атмосфере  $\text{Ar}-\text{O}_2$  образование на поверхности источника Fe соединений  $\text{FeO}_x$ , а также их распыление из источника при некоторых условиях возможно [24]. Однако анализ оптических спектров эмиссии распыляемого вещества как из источника Fe [19], так и из оксидов железа ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) [25] показывает присутствие только атомарного железа. С другой стороны, благодаря высокой химической активности ионизованных молекул  $\text{O}_2$ , образование молекул  $\text{FeO}_x$  может активно происходить и на поверхности роста. Возможно, образование соединений  $\text{FeO}_x$  на поверхности, а также их довольно высокая диффузионная подвижность при температуре подложки 400°C, приводят к росту пленок с текстурой (111) независимо от типа подложки [4,26].

При напуске молекулярного кислорода, как в настоящей работе, молекулы  $\text{O}_2$  имеют низкую химическую активность, а также малое время жизни на поверхности роста. Мы полагаем, что при давлении  $3 \cdot 10^{-6}$  Torr рост магнетита реализуется за счет процесса диффузии атомов металла (Fe) к местам хемосорбции молекул газа (кислорода) [20]. В данном случае наиболее вероятными местами диссоциации и хемосорбции  $\text{O}_2$  будут грани {311} кристаллитов, имеющие низкую диффузионную подвижность (низкую потенциальную энергию). Рост кристаллитов в направлении, нормальном плоскости (311), будет идти быстрее, что соответствует конкурентной моде роста. При увеличении давления кислорода до  $7 \cdot 10^{-6}$  Torr плотность адсорбированных

молекул  $O_2$  на поверхности роста возрастает, что приводит к взаимодействию их с атомами Fe и образованию молекул  $FeO_x$ . Из-за высокой диффузионной подвижности молекул  $FeO_x$  рост пленки происходит благодаря преимущественному боковому разрастанию той части кристаллитов  $Fe_3O_4$ , которая была ориентирована гранями  $\{110\}$  параллельно поверхности подложки. В результате этого рост пленки  $Fe_3O_4$  осуществляется за счет коалесценции кристаллитов, что приводит к возникновению текстуры  $(110)$ . Мы считаем, что в случае магнетронного распыления [10] окисление атомов Fe ионизованными молекулами кислорода и образование молекул  $FeO_x$  происходят более интенсивно, а эволюция текстуры пленки с давлением имеет следующий характер:  $(110) \rightarrow (100) \rightarrow (111)$ . В нашей работе при дальнейшем увеличении давления кислорода до  $\sim 5 \cdot 10^{-5}$  Торр на поверхности роста наблюдается процесс образования  $\alpha-Fe_2O_3$ .

Из рис. 3, *b* можно видеть (показано стрелками), что за счет бокового разрастания некоторых граней в центре кристаллитов (или участков поверхности) присутствуют углубления. Можно предположить, что данные грани для пленки с текстурой  $(110)$  соответствуют ориентации  $(111)$  решетки магнетита. В случае текстуры  $(110)$  грани  $\{111\}$  кристаллитов должны располагаться либо нормально к поверхности, либо под углом  $35.3^\circ$ . Анализ АСМ-изображения показал, что грани кристаллитов располагаются под углами, близкими к значению  $35^\circ$  либо близкими к нормали к поверхности. С учетом разориентации кристаллитов относительно нормали к поверхности ( $\pm 20^\circ$ ) наблюдаемые грани вполне могут соответствовать плоскостям  $\{111\}$  ГЦК-решетки магнетита. Боковое разрастание граней  $\{111\}$  в результате более высокой диффузионной подвижности адсорбата на них будет приводить к образованию углублений на участках поверхности, ограниченных этими гранями.

#### 4. Заключение

С использованием метода ДБЭ нами проведен анализ структурно-фазового состава тонких пленок магнетита, сформированных на поверхности  $SiO_2/Si(001)$  в результате реактивного осаждения Fe в атмосфере  $O_2$ . Установлено, что величина давления кислорода влияет как на механизм роста поликристаллических пленок  $Fe_3O_4$ , так и на ориентацию кристаллитов в них. Так, в случае недостаточно высокого давления  $O_2$  наблюдается образование кристаллитов FeO на начальной стадии роста пленки  $Fe_3O_4$ . Выращенная таким образом пленка  $Fe_3O_4$  характеризуется случайной ориентацией кристаллитов в ней. При более высоких значениях давления  $O_2$  рост пленки  $Fe_3O_4$  реализуется с самого начала, а кристаллиты имеют преимущественную ориентацию. Пленки  $Fe_3O_4$  имели текстуру  $(311)$  или  $(110)$ , ось которой совпадала с нормалью к поверхности. Обнаружено, что с увеличением давления  $O_2$  текстура  $(311)$

меняется на текстуру  $(110)$ . Рост пленки  $Fe_3O_4$  при высоком давлении  $O_2$  приводит к образованию в ней кристаллитов гематита.

#### Список литературы

- [1] Z. Zhang, S. Satpathy. Phys. Rev. B **44**, 13 319 (1991).
- [2] S. Tiwari, R. Prakash, R.J. Choudhary, D.M. Phase. J. Phys. D **40**, 4943 (2007).
- [3] M.L. Parameas, J. Mariano, Z. Viskadourakis, N. Popovici, M.S. Rogalski, J. Giapintzakis, O. Conde. Appl. Surf. Sci. **252**, 4610 (2006).
- [4] C. Boothman, A.M. Sanchez, S. van Dijken. J. Appl. Phys. **101**, 123 903 (2007).
- [5] C. Park, Y. Peng, J-G. Zhu, D.E. Laughlin, R.M. White. J. Appl. Phys. **97**, 10C303 (2005).
- [6] X. Wang, Y. Sui, J. Tang, C. Wang, X. Zhang, Z. Lu, Z. Liu, W. Su, X. Wei, R. Yu. Appl. Phys. Lett. **92**, 012 122 (2008).
- [7] Z.L. Lu, M.X. Xu, M.Q. Zou, S. Wang, X.C. Liu, Y.B. Lin, J.P. Xu, Z.H. Lu, J.F. Wang, L.Y. Lv, F.M. Zhang, Y.W. Du. Appl. Phys. Lett. **91**, 102 508 (2007).
- [8] W.B. Mi, Hui Liu, Z.Q. Li, P. Wu, E.Y. Jiang, H.L. Bai. J. Phys. D: Appl. Phys. **39**, 5109 (2006).
- [9] Y. Kim, M. Oliveria. J. Appl. Phys. **75**, 431 (1994).
- [10] G. Zhang, C. Fan, L. Pan, F. Wang, P. Wu, H. Qiu, Y. Gu, Y. Zhang. J. Magn. Magn. Mater. **293**, 737 (2005).
- [11] В.В. Балашев, В.В. Коробцов, Т.А. Писаренко, Л.А. Чеботкевич. ЖТФ **81**, 10, 122 (2011).
- [12] В.А. Видулов, В.В. Балашев, Т.А. Писаренко, А.А. Димитриев, В.В. Коробцов. Письма в ЖТФ **38**, 7, 73 (2012).
- [13] E.J.W. Verwey, E.L. Heilmann. J. Chem. Phys. **15**, 174 (1947).
- [14] R.M. Cornell, U. Schwertmann. The iron oxides: structure, properties, reactions, occurrences and uses. Wiley-VCH, Weinheim, N.Y. (1996). P. 34.
- [15] Y. Bando, S. Horio, T. Takada. Jap. J. Appl. Phys. **17**, 1037 (1978).
- [16] F. Tang, T. Parker, G.-C. Wang, T.-M. Lu. J. Phys. D **40**, 427 (2007).
- [17] Т.А. Писаренко, В.В. Коробцов, В.А. Видулов, А.А. Димитриев, В.В. Балашев. Solid State Phenomena **213**, 51 (2014).
- [18] M.-F.AI-Kuhaili, M. Saleem, S.M.A. Durrani. J. Alloys Compd. **521**, 178 (2012).
- [19] C. Ortiz, G. Lim, M.M. Chen, G. Castillo. J. Mater. Res. **3**, 344 (1988).
- [20] I. Petrov, P.B. Barna, L. Hultman, J.E. Greene. J. Vac. Sci. Technol. A **21**, 117 (2003).
- [21] P.B. Barna, M. Adamik. In: Science and technology of thin films / Eds F.C. Matocotta, G. Ottaviani. World Scientific, Singapore. (1995). Pt. 1. P. 1–29.
- [22] X. Huang, J. Ding. J. Korean Phys. Soc. **62**, 2228 (2013).
- [23] D. Yokoyama, K. Namiki, H. Fukasawa, J. Miyazaki, K. Nomura, Y. Yamada. J. Radioanal. Nucl. Chem. **272**, 631 (2007).
- [24] J. Hrbek. Thin Solid Films **42**, 185 (1977).
- [25] K. Hammoum, T.El Asri, A. Chahboune, H. Aouchiche, A. Kaddouri. Eur. Phys. J. D **61**, 469 (2011).
- [26] S.M. Watts, K. Nakajima, S. van Dijken, J.M.D. Coey. J. Appl. Phys. **95**, 7465 (2004).