

Эффект магнитомиграции в гранулированных пленках Co-Cu

© Э.Ю. Бучин, Д.А. Коканов

Ярославский филиал Физико-технологического института РАН,
150007 Ярославль, Россия
e-mail: imi.buchin@rambler.ru

(Поступило в Редакцию 22 января 2014 г.)

Исследовано влияние постоянного неоднородного магнитного поля на структуру и состав гранулированных пленок Co-Cu при их осаждении ионно-плазменным методом, а также при низкотемпературном вакуумном отжиге. В обоих случаях обнаружен эффект магнитомиграции, заключающийся в разнонаправленном массопереносе парамагнитных и диамагнитных фаз. За счет мелкодисперсного состояния исследуемых пленок и соответственно высокой подвижности гранулированной среды эффект магнитомиграции отчетливо наблюдался уже при температуре 200–220°C и напряженности внешнего поля 500–550 Oe.

Введение

Магнитные наносистемы в настоящее время активно и всесторонне исследуются, что обусловлено обнаружением в них ряда новых физических эффектов, перспективных для фундаментальных и прикладных исследований. Проявление этих эффектов связано с резким изменением зонной структуры материалов при переходе от массивных образцов к наносистемам. Непрерывная плотность состояний в валентной зоне и зоне проводимости заменяется на дискретные уровни, расстояние между которыми зависит от размеров частиц в системе. Это отражается на свойствах вещества, обусловленных поведением электронов в первую очередь на магнитных и электрических [1,2]. Другим фактором, определяющим свойства наночастиц, является возрастание в них относительной доли поверхностных атомов, что изменяет характер взаимодействия между поверхностными и внутренними атомами, при этом магнитные свойства системы также могут сильно изменяться. Отличия в температурах Кюри (T_C) или Нееля (T_N) между массивными образцами и наносистемами одного и того же элементного состава могут достигать сотен градусов [3]. При постепенном уменьшении размера ферромагнитного образца последовательно имеют место фазовые переходы в однодоменное состояние, суперпарамагнитное состояние и, наконец, при критическом линейном размере, происходит магнитный фазовый переход первого рода и ферромагнетизм исчезает при всех температурах. Ультрадисперсные частицы размером меньше критической величины будут находиться уже в парамагнитном состоянии. Таким образом, размер частиц в системе определяет ее магнитные свойства.

В работах по исследованию магнитных наносистем широко используют пленочные структуры как наиболее технологичные. К ним, в частности, относятся магнитные гранулированные пленки. Магнетизм этих пленок обусловлен нанометровыми гранулами переходных металлов, распределенными в матрице из немагнитного материала. Если матрица является металлической, используют термин „гранулированные сплавы“, имея,

однако, в виду, что в равновесных условиях выбранная пара металлов не образует между собой устойчивых сплавов или интерметаллических соединений. Типичным представителем таких материалов являются пленки состава Co-Cu, именно они и являются объектом нашего исследования. Свободная поверхностная энергия Co (2.71 J/m^2) в полтора раза превышает эту же энергию для Cu (1.93 J/m^2), что способствует сегрегации кобальта в медной матрице. Теплота образования соединения из Co и Cu является положительной величиной ($+13 \text{ kJ/g} \cdot \text{atom}$), что препятствует возникновению прочных химических связей между этими элементами [4]. Однако при их одновременном осаждении вакуумными методами в процессе перемешивания адатомов образуются метастабильные твердые растворы, поскольку несоответствие параметров решетки для fcc Co и fcc Cu составляет всего 2%. В отличие от массивных образцов в пленочном состоянии Co в присутствии меди формируется именно с такой кристаллической решеткой [5]. При нагреве метастабильные твердые растворы распадаются с выделением кобальтовых гранул. Если нагрев кратковременный и не слишком интенсивный, например, в процессе осаждения, то кобальт выделяется в ультрадисперсном (кластерном) состоянии. Если после осаждения проводят еще дополнительный отжиг пленок при температурах 400–500°C (двухстадийная технология), то при этом в результате процесса переконденсации часть кобальтовых гранул увеличивается в размере за счет более мелких соседей. Конечный размер гранул зависит от общей концентрации кобальта в пленке, температуры и длительности отжига. Выбранный состав пленок и метод их формирования определяют размерность системы и, соответственно, ее магнитные свойства. В работе [6] авторы показали, что „гранулированные сплавы“ Co-Cu, сформированные по одностадийной технологии, при концентрации кобальта более 40 at.% являются ферромагнитными, при концентрации кобальта 30 at.% они проявляют парамагнитные свойства в диапазоне температур от 200 K и выше, а при концентрации кобальта менее 10 at.% являются парамагнитными при всех температурах.

Таким образом, выбрав в качестве объекта исследования гранулированную пленку с концентрацией кобальта менее 30 at.% и одностадийный метод ее формирования, мы априори будем иметь систему, состоящую из двух фаз: парамагнитной (ультрадисперсный кобальт) и диамагнитной (поликристаллическая медь). Известно, что у парамагнетика свободная энергия в магнитном поле понижается, и при наличии градиента поля он втягивается в область наибольшей его напряженности, если позволяет подвижность среды. Диамагнетик, наоборот, выталкивается из этой области, поскольку во внешнем поле приобретает магнитный момент, направленный навстречу намагничивающему полю. В связи с этим представлялось интересным исследовать влияние внешнего неоднородного магнитного поля на массоперенос в такой гранулированной пленке. Для исследования процессов массопереноса необходима достаточная подвижность среды. Самый доступный способ добиться этого — нагрев, однако, если температура будет слишком высокой, начнется процесс укрупнения кобальтовых гранул и соответственно изменятся их магнитные свойства. Здесь нужно учесть следующее, при переходе от массивного образца к низкоразмерным системам изменяются не только магнитные и электрические, а практически все свойства вещества, в том числе и диффузионные. Например, в работе [7] авторы показали, что для мелкозернистой пленки Cu-Ni с характерным размером 5 nm, коэффициент зернограничной диффузии при заданной температуре увеличивается на 10 порядков по сравнению со значением для массивных образцов. Это происходит за счет существенного понижения энергии активации процессов массопереноса в низкоразмерных системах. Именно такими системами и являются магнитные гранулированные пленки.

Учитывая изложенное выше, целью настоящей работы являлось экспериментальное исследование процессов массопереноса в мелкодисперсных гранулированных пленках Co-Cu под действием внешнего неоднородного магнитного поля. Часть данных, представленных в этой работе, была опубликована нами ранее в кратких сообщениях журнала „Письма в ЖТФ“ [8,9].

1. Методика эксперимента

Для исследования выбрана гранулированная пленка состава $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$, работа выполнялась в два этапа. На первом этапе исследовалась структура и состав пленок, осаждаемых под воздействием внешнего постоянного магнитного поля. На втором этапе исследовалось перераспределение кобальта и меди в уже сформированных гранулированных пленках в процессе их низкотемпературного магнитного отжига.

Гранулированные пленки формировали по одностадийной технологии путем осаждения на горячие подложки без последующего отжига. Для получения экспериментальных образцов использовалась установка ионно-

плазменного осаждения с наборной мишенью, распыление кобальта и меди происходило одновременно. Исходный вакуум в рабочей камере установки составлял 10^{-6} Torr, при напуске плазмообразующего газа аргона вакуум поддерживался на уровне 10^{-4} Torr. Пленки осаждали на нагретые до 200°C подложки из монокристаллического кремния (100) размером 20×20 mm. На подложку подавали постоянное отрицательное электрическое смещение величиной -20 V, что повышало энергию ионного удара. Оба фактора, нагрев и смещение, обеспечивали высокую подвижность адатомов в формируемой пленке. Перед осаждением производили плазменную очистку поверхности подложки в течение 2 мин. Скорость осаждения составляла порядка 1 \AA/s , пленки формировали толщиной 150 nm. Экспериментальное магнитное поле создавалось с помощью SmCo постоянного магнита цилиндрической формы длиной 35 mm, который устанавливали с тыльной стороны подложки. При расположении магнита параллельно плоскости подложки напряженность поля в зоне роста пленки составляла 500 Oe. При расположении магнита перпендикулярно подложке напряженность поля в центральной части образца составляла 800 Oe, а по его краям — 80 Oe.

На втором этапе исследования формировали пленочные структуры следующего состава $\alpha\text{-Si}/\text{Co-Cu}/\alpha\text{-Si}/c\text{-Si}$. До осаждения гранулированных пленок на поверхность монокристаллического кремния методом магнетронного распыления наносили слой аморфного кремния толщиной 30 nm. Такой же слой наносили на поверхность уже сформированной (без воздействия магнитного поля) гранулированной пленки. Аморфные слои выполняли две функции: защищали пленку от воздействия внешней среды и создавали благоприятные условия для массопереноса в процессе отжига. Гранулированные пленки имели толщину 50 и 100 nm. Полученные таким образом структуры подвергали длительному низкотемпературному (220°C) вакуумному отжигу при воздействии внешнего магнитного поля. Постоянный магнит цилиндрической формы монтировали либо с тыльной стороны подложки, либо со стороны пленочной структуры. Напряженность поля у поверхности образца при этом составляла 500 и 550 Oe, соответственно, его силовые линии были параллельны плоскости подложки. Отжиг проводили в течение 18 h, затем структура медленно остывала и выгружалась из вакуумной камеры.

Морфологию поверхности и латеральное распределение компонентов в гранулированных пленках исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения „Zeiss Supra-40“ в комплекте с энерго-дисперсионным рентгеновским (EDX) спектрометром. Структуру образцов исследовали с помощью метода рентгеновской дифрактометрии на установке ДРОН-3М (CuK α -излучение, $\lambda = 0.154$ nm). Распределение компонентов по толщине пленки исследовали с помощью вторично-ионного масс-спектрометра с времяпролетным масс-анализатором „TOF.SIMS⁵“. Для

распыления поверхности использовали пучок высокоэнергетических ионов Cs^+ . Методики SIMS-анализа, использованные на каждом этапе исследования, подробно изложены в работах [8,9].

Результаты и их обсуждение

В ходе выполнения первого этапа исследований было обнаружено существенное влияние внешнего магнитного поля на структуру формируемых пленок. На рис. 1 представлены электронные снимки поперечных сколов экспериментальных образцов. Гранулированные пленки, осажденные без магнитного поля, имели в своем составе субмикронного размера включения в форме октаэдров, наполовину заглубленных в кремний. EDX-анализ показал, что эти включения обогащены медью и содержат только 6 at.% кобальта. Пленки, осажденные под воздействием параллельного магнитного поля напряженностью 500 Oe, являлись структурно однородными. Методом рентгеновской дифрактометрии (XRD) были исследованы пленки обоих типов. На рис. 2 приведены их дифрактограммы в диапазоне углов $2\theta = 35-62^\circ$, для сравнения там же приведена дифрактограмма поли-

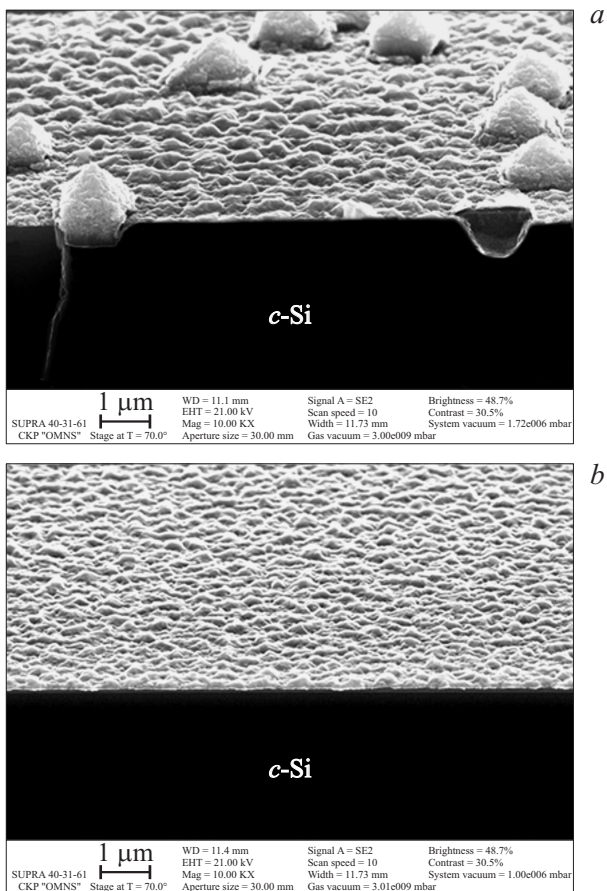


Рис. 1. Панорамные SEM-изображения поверхности гранулированных пленок, осажденных: *a* — без магнитного поля; *b* — при воздействии параллельного магнитного поля напряженностью 500 Oe.

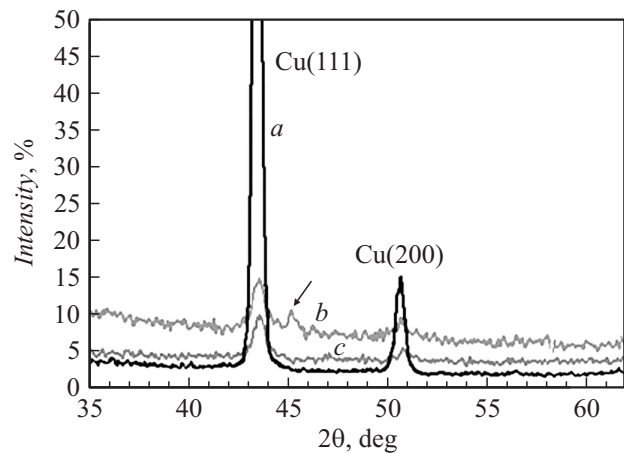


Рис. 2. Дифрактограммы экспериментальных образцов: *a* — пленки Cu толщиной 200 nm; *b, c* — гранулированных пленок Co-Cu толщиной 150 nm, осажденных без и при воздействии параллельного магнитного поля.

кристаллической пленки меди, осажденной на нагретые кремниевые подложки. Анализ спектров показал ГЦК (fcc) кристаллическую структуру всех трех образцов. При этом дифрактограмма меди соответствовала аксиально текстурированной пленке, что следует из соотношения интенсивностей пиков $I(111)/I(200) > 2$, такое соотношение не согласуется с параметрами идеального поликристалла. Интенсивности пиков на дифрактограммах гранулированных пленок были нормированы по отношению к интенсивности пика меди (111), принятой за 100%. Гранулированные пленки имели поликристаллическую структуру, параметры которой задавала медь. Известно, что размер ее зерен сильно зависит от технологии осаждения. Например, для процессов термического испарения средний характерный размер медных кристаллитов составляет 100 nm, для процессов ионного распыления (как в нашем случае) порядка 10 nm [10,11]. Уровень фона на дифрактограммах гранулированных пленок выше, чем у поликристаллической меди, а интенсивность пиков (111) и (200) намного ниже. Исходя из этого можно сделать вывод, что средний размер блоков в гранулированных пленках составляет менее 10 nm. На дифрактограммах гранулированных пленок отсутствуют пики, соответствующие кристаллическому кобальту. Это объясняется тем, что кобальт в пленках присутствует в ультрадисперсном (кластерном) состоянии и может быть зарегистрирован только с помощью специальных прецизионных электронно-микроскопических методик [12]. Обычная дифракционная техника из-за эффекта экстинкции рентгеновского луча оказывается в данном случае малоинформативной.

На дифрактограмме структурно неоднородной пленки, осажденной без воздействия магнитного поля, имеется дополнительный пик в районе 45° , выделенный на рисунке стрелкой. Исходя из базы данных PDF card (карточки 00-023-0223, 00-051-0916, 00-059-0262 и 00-059-0263) этот пик может быть отнесен к одному из силицидов

меди ($\text{Cu}_{0.83}\text{Si}_{0.17}$ либо Cu_3Si). Местом его локализации являются включения правильной геометрической формы, поскольку на дифрактограмме структурно однородной пленки этого пика нет. Пик имеет низкую интенсивность и большой параметр FWHM, что говорит о мелкоблочной и неупорядоченной структуре силицида меди. Это не соотносится с большими размерами и огранкой включений. Принимая во внимание это несоответствие и учитывая примесь кобальта в указанных включениях (данные EDX-анализа), их следует отнести к квазикристаллитам смешанного состава.

Образование квазикристаллитов может быть объяснено следующим образом. Хорошо известно, что при облучении поверхности твердых тел ионными и плазменными потоками в зависимости от их параметров возникают те или иные изменения рельефа. Модификация поверхности может быть результатом неоднородного травления или следствием ионно-индуцированных явлений в приповерхностных слоях, таких как механические напряжения, дислокационная подвижность, изменения состава и др.

При облучении плазмой полупроводников может происходить эрозия их поверхности на участках с наибольшей плотностью структурных дефектов, таких, например, как выходы дислокаций. Образующийся при этом рельеф состоит из хаотически расположенных выступов или впадин.

При ионной бомбардировке полупроводников может наблюдаться рост кристаллитов на их поверхности. Они могут иметь правильные геометрические формы, которые согласуются с кристаллографической ориентацией поверхности полупроводника. Если бомбардирующие ионы химически активны по отношению к материалу полупроводника, то формирование рельефа может протекать одновременно с образованием химических соединений.

При осаждении гранулированной пленки без воздействия магнитного поля проявились все перечисленные явления. Эрозия поверхности кремниевых подложек, возникшая на стадии их плазменной очистки, далее при осаждении гранулированной пленки Co-Cu способствовала образованию зародышей силицида меди и последующему их росту. Обусловлено это тем, что ионы меди химически активны по отношению к кремнию. При формировании гранулированной пленки под действием магнитного поля, параллельного подложке, подвижные диамагнитные атомы меди частично вытесняются из области сильного поля и мигрируют к поверхности растущей пленки, а парамагнитные атомы и мельчайшие кластеры кобальта, наоборот, втягиваются в область сильного поля. Это приводит к относительному увеличению концентрации кобальта у поверхности кремниевой подложки и маскированию эрозийных ямок. За счет того, что ультрадисперсный кобальт обладает повышенным химическим потенциалом, он может вступать в окислительно-восстановительную реакцию с образованием собственного силицида и выделением элементарной меди. Силицид кобальта при данных условиях не

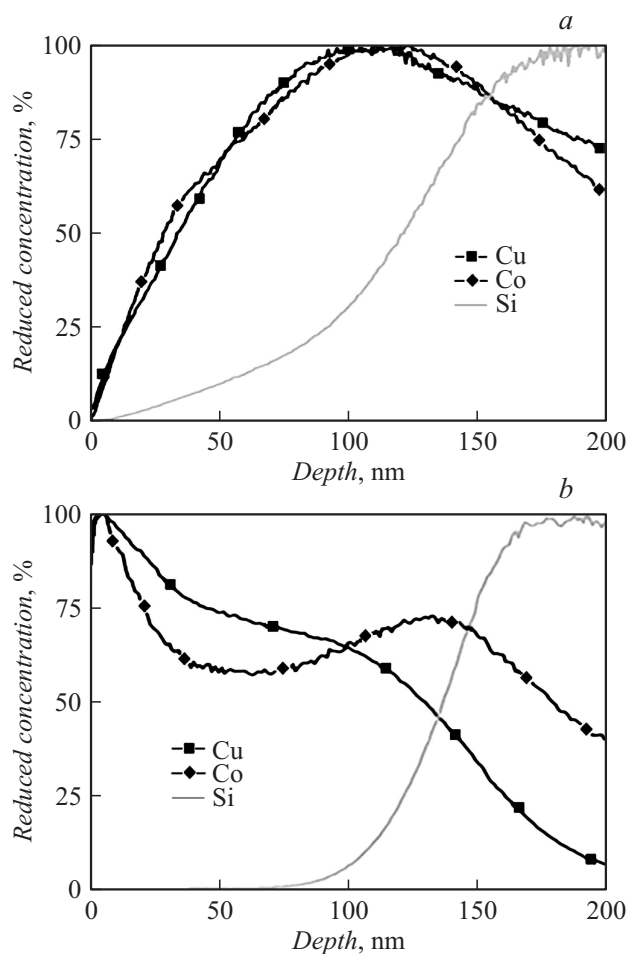


Рис. 3. Профили распределения Co и Cu в гранулированных пленках, осажденных: *a* — без воздействия магнитного поля, *b* — при воздействии параллельного магнитного поля.

образует крупных кристаллитов, в результате чего и формируется структурно однородная пленка.

Все изложенное по этому поводу хорошо согласуется с результатами SIMS-анализа. На рис. 3 представлены профили распределения кобальта и меди по толщине пленок обоих типов. Профили представлены в приведенном виде, для каждого компонента максимальное его количество принято за 100%. При осаждении пленок без воздействия магнитного поля распределение кобальта и меди по толщине пленки в целом было равномерным. Постепенное нарастание их концентрации обусловлено наличием описанных выше квазикристаллитов, которые выступают над поверхностью пленки и начинают расплываться первыми.

В гранулированных пленках, осажденных под воздействием параллельного магнитного поля, профили распределения кобальта и меди были другими. Пики максимальных концентраций разошлись по толщине пленки. Медь сместилась к ее поверхности, а кобальт, наоборот, сместился в сторону кремниевой подложки. Разнонаправленный массоперенос происходил вдоль градиента поля и был обусловлен различием в магнитных

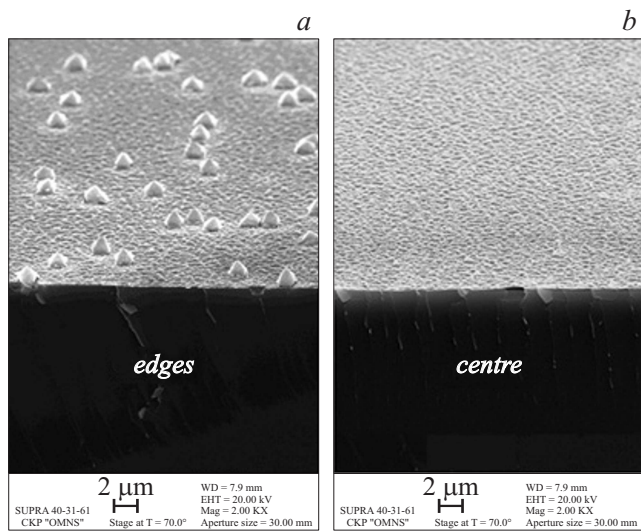


Рис. 4. SEM-изображения поверхности гранулированной пленки, осажденной при воздействии перпендикулярного подложке магнитного поля: *a* — участок в центре образца ($H = 800$ Oe), *b* — участок на краю образца ($H = 80$ Oe).

свойствах ультрадисперсного кобальта (парамагнетика) и меди (диамагнетика). Способствовала массопереносу высокая подвижность среды, которая имела место при осаждении пленки на горячую подложку.

Массоперенос в твердом теле осуществляется посредством диффузии или миграции, часто бывает трудно разграничить эти явления, как правило, они сопутствуют друг другу. И все же диффузия в целом связана с градиентом концентрации вещества, а здесь имеет место смещение максимумов концентраций (рис. 3, *b*). Этот тип массопереноса следует определить как миграцию, стимулированную внешним магнитным полем. Вполне понятно, что чем выше будет напряженность внешнего магнитного поля и больше его градиент, тем ярче может проявиться эффект магнитомиграции. Рис. 4 хорошо иллюстрирует влияние напряженности поля на структуру формируемых пленок, на нем представлены два электронных снимка поверхности одного и того же образца. Пленку осаждали под воздействием перпендикулярного магнитного поля. В этом случае постоянный магнит был приложен торцом к центру подложки с тыльной ее стороны. В центре образца, где напряженность поля достигала 800 Oe, образовалась структурно однородная пленка, а по краям образца, где напряженность поля была на порядок меньше (80 Oe), сформировалась пленка с квазикристаллическими включениями.

Таким образом, по завершении первого этапа исследований можно сказать следующее. Экспериментально обнаружен эффект магнитомиграции кобальта и меди в гранулированных пленках состава $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$, осаждаемых ионно-плазменным методом при дополнительном воздействии внешнего постоянного неоднородного магнитного поля. Магнитомиграция наблюдалась при от-

носительно низкой температуре осаждения (200°C) и напряженности магнитного поля (500 Oe).

На втором этапе исследований рассматривался массоперенос кобальта и меди в гранулированных пленках, осажденных без воздействия магнитного поля, в процессе их вакуумного магнитного отжига. Для этого формировали экспериментальную структуру состава $\alpha\text{-Si}/\text{Co-Cu}/\alpha\text{-Si}/c\text{-Si}$. Чтобы обеспечить необходимую подвижность гранулированной среды, отжиг проводили в течение 18 h при температуре 220°C.

В ходе экспериментов на основе данных SIMS-анализа было обнаружено существенное влияние магнитного поля на распределение компонентов внутри гранулированных пленок в процессе их отжига. Профили послойного анализа представляли собой зависимость интенсивности ионных токов от глубины распыления исследуемой структуры. На рис. 5, *a* приведены концентрационные профили в экспериментальной пленочной структуре сразу после ее формирования (до отжига). Хорошо видно, что в гранулированной пленке кобальт и медь распределены равномерно. Локальные пики кислорода отражают межслоевые границы пленочной структуры. После ва-

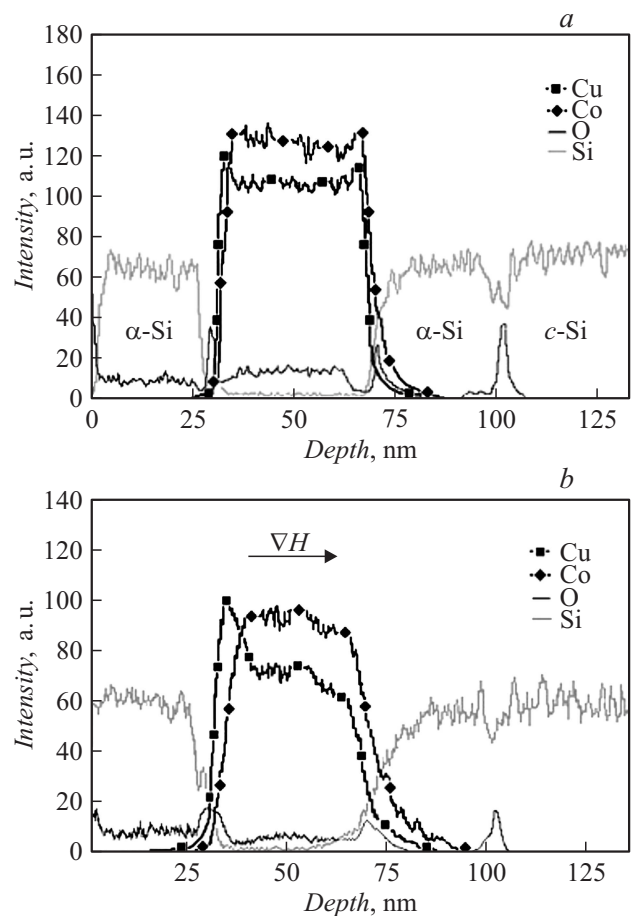


Рис. 5. Профили распределения компонентов в экспериментальных пленочных структурах: *a* — после напыления, до отжига; *b* — после магнитного отжига, с напряженностью поля в области пленки $H = 500$ Oe (магнит расположен с тыльной стороны подложки).

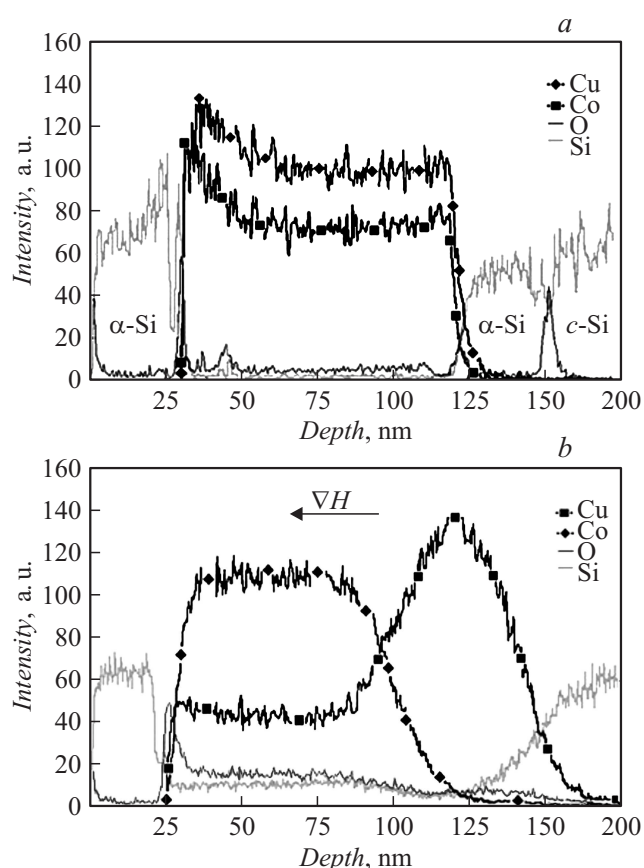


Рис. 6. Профили распределения компонентов в экспериментальных пленочных структурах: *a* — после напыления, до отжига; *b* — после магнитного отжига, с напряженностью поля в области пленки $H = 550$ Oe (магнит расположен со стороны пленочной структуры).

куумного магнитного отжига распределение кобальта и меди существенно изменилось, о чем свидетельствуют профили, представленные на рис. 5, *b*. Стрелкой указано направление градиента напряженности внешнего магнитного поля, в данном случае постоянный магнит монтировали с обратной стороны кремниевой подложки. Напряженность магнитного поля у поверхности пленочной структуры в процессе отжига составляла 500 Oe. В гранулированной пленке толщиной 50 nm максимумы концентраций разошлись на расстояние 18 nm, медь мигрировала из области сильного поля, а кобальт, наоборот, переместился в эту область.

При расположении постоянного магнита со стороны пленочной структуры в процессе отжига (рис. 6, *b*) миграция компонентов происходила в обратном направлении, медь перемещалась в сторону кремниевой подложки, а кобальт к поверхности пленки. Поскольку напряженность магнитного поля в данном случае была выше (550 Oe), максимумы концентраций кобальта и меди разошлись на большее расстояние — 60 nm. Фактически гранулированная пленка с исходной толщиной 100 nm разделилась на два подслоя разного фазового состава.

При этом медь мигрировала интенсивнее, чем кобальт, она полностью прошла сквозь буферный слой аморфного кремния и внедрилась в подложку. В контрольном эксперименте, когда пленочную структуру отжигали при том же режиме, но без воздействия магнитного поля, распределение кобальта и меди оставалось таким же, как до отжига. При данной температуре не наблюдался даже ощутимый процесс термодиффузии.

Заключение

Таким образом, в результате проведенных исследований был обнаружен эффект магнитомиграции основных компонентов в гранулированных пленках Co-Cu при их осаждении или отжиге под воздействием внешнего постоянного неоднородного магнитного поля. Эффект обусловлен различием в магнитных свойствах ультрадисперсного кобальта (парамагнетика) и поликристаллической меди (диамагнетика). Проявлялся он в виде разнонаправленного массопереноса парамагнитной и диамагнитной фаз вдоль градиента магнитного поля. За счет высокой подвижности гранулированной среды эффект магнитомиграции отчетливо наблюдался уже при температурах 200–220°C и напряженности внешнего поля 500–550 Oe.

Аналогичные эффекты в газовых и жидких средах известны достаточно давно. Эффект магнитомиграции в твердом теле, по имеющейся у нас информации, обнаружен впервые. Массоперенос в твердых телах очень зависит от дефектов структуры, увеличиваясь с ростом их числа. Столь интенсивная миграция в гранулированных пленках происходит, скорее всего, по протяженным дефектам, которыми являются межзеренные границы.

Полагаем, что эффект магнитомиграции может проявляться в целом ряде магнитных наносистем, таких как гранулированные пленки других составов, суперпарамагнетики, композитные материалы, твердые растворы и др. Учет этого эффекта в указанных типах конденсированных сред может быть полезен для широкого круга исследователей. Используя магнитомиграцию, можно, например, освобождать магнитные наносистемы от нежелательных примесей, таких как хлор, водород, углерод, аргон и другие, обладающих высокой диамагнитной восприимчивостью. Можно также влиять на состояние интерфейсов в многослойных пленочных структурах, используемых в спинтронике. Кроме того, на основе эффекта магнитомиграции можно создавать структуры с контролируемым 3D-распределением магнитных компонентов в пленочных системах.

Настоящая работа выполнена с использованием оборудования центра коллективного пользования „Диагностика микро- и наноструктур“ (Facilities Sharing Centre „Diagnostics of Micro- and Nano Structures“) при финансовой поддержке Минобрнауки РФ.

Список литературы

- [1] *Schid G.* Nanoparticles: From Theory to Application. NY; Wiley Interscience, 2004. 443 p.
- [2] *Баранов Д.А., Губин С.П.* // Радиоэлектроника. Наносистемы. Информационные технологии. 2009. Т. 1. № 1–2. С. 129–147.
- [3] *Srajer G., Lewis L.H., Bader S.P., Epstein A.J., Fadley C.S.* et al. // JMMM. 2006. Vol. 307. P. 1–31.
- [4] *Stearns M.B., Cheng Y.* // J. Appl. Phys. 1994. Vol. 75. N 10. P. 6894–6899.
- [5] *Jesche A., Gorbunoff A., Mensch A.* et al. // J. Appl. Phys. 2010. Vol. 107. P. 023 904; doi: 10.1063/1.3277023.
- [6] *Childress J.R., Chien C.L.* // Phys. Rev. B. 1991. Vol. 43. N 10. P. 8089–8093.
- [7] *Миненков А.А., Богатыренко С.И., Сухов Р.В., Крышталев А.П.* // ФТТ. 2014. Т. 56. Вып. 4. С. 790–793.
- [8] *Бучин Э.Ю., Коканов Д.А., Симакин С.Г., Наумов В.В.* // Письма в ЖТФ. 2013. Т. 39. Вып. 12. С. 35–43.
- [9] *Бучин Э.Ю., Коканов Д.А., Симакин С.Г., Наумов В.В.* // Письма в ЖТФ. 2014. Т. 40. Вып. 4. С. 9–15.
- [10] *Tsunoda M., Okuyama K., Ooba M., Takahashi M.* // J. Appl. Phys. 1998. Vol. 83. P. 7004–7006.
- [11] *Магнетизм наносистем на основе редкоземельных и 3d-переходных металлов: Хрестоматия / Под ред. В.О. Васьяковского.* Екатеринбург, 2007. 133 с.
- [12] *Oksuzoglu R.M., Elmoli A., Weirich T.E., Fuess H., Hahn H.* // J. Phys. Condens. Matter. 2000. Vol. 12. P. 9237–9245.