

10;11;12

Низкотемпературное окисление пленок CoCu длительным облучением пучком ионов кислорода

© А.И. Стогний, С.В. Корякин, В.А. Вирченко

Институт физики твердого тела и полупроводников НАН Белоруссии,
220072 Минск, Белоруссия
e-mail: stognij@ifftp.bas-net.by

(Поступило в Редакцию 17 июля 2000 г.)

Представлены результаты исследований поверхности и поверхностного слоя тонких пленок неоднородных сплавов $\text{Co}_x\text{Cu}_{100-x}$, подвергнутых длительному (до 100 min) пучковому облучению ионами кислорода. Пленки получали электролитическим осаждением. Методами рентгеновской фотоэлектронной и конверсионной электронной мессбауэровской спектроскопии показано формирование в результате облучения окисленного поверхностного слоя, сплошность и толщина которого определяются степенью шероховатости исходного рельефа поверхности пленок. Установлено, что для пленок с содержанием кобальта $8 \leq x \leq 20$ at% окисленный слой является сплошным, неоднородным по толщине со средней толщиной, оцениваемой в десятки нанометров с отчетливой границей перехода между окисленным слоем и никележащей пленкой. Исследуемые пленки после облучения имели более планарный, чем в исходном состоянии, рельеф поверхности. Для описания процесса формирования окисленного слоя предложена качественная модель.

Введение

Процессы низкотемпературного окисления поверхности металлов и тонких металлических пленок являются объектом пристального изучения на протяжении многих лет ввиду их фундаментальной и прикладной значимости [1,2]. Пленки неоднородных сплавов CoCu, их магнитные и структурные свойства, тщательно исследуются в последние двадцать лет [3]. Это вызвано тем, что данные пленки рассматриваются как перспективные объекты для технологического использования эффекта гигантского магнитосопротивления при комнатных температурах. Менее изученными являются вопросы, связанные со стабильностью и деградацией свойств пленок в результате взаимодействия с атмосферой, агрессивными газами и под воздействием облучения заряженными частицами. Однако отмеченные процессы являются стандартными в микроэлектронике при изготовлении приборов на основе пленочных структур. В связи с последним в [4,5] были начаты исследования по воздействию ионного облучения на свойства электроосажденных пленок неоднородных сплавов CoCu. Исследования показали, что при длительном облучении низкоэнергетическими ионами кислорода на поверхности пленок формируется окисленный слой, который стабилизирует свойства исходных пленок и предотвращает их деградацию под воздействием атмосферы при термоциклировании в температурном интервале $-50 \dots +150^\circ\text{C}$. Настоящая работа посвящена дальнейшему исследованию свойств окисленного слоя и установлению возможных механизмов его формирования.

Методика эксперимента

Для исследования использовали пленки неоднородных сплавов $\text{Co}_x\text{Cu}_{100-x}$ ($x = 5 \dots 20$ at%), получаемые по методике, описанной в работе [3]. Пленки осаждали на три вида подложек: ситалл, с нанесенным на него аморфным подслоем фосфида никеля, фольги меди и алюминия. Толщина пленок не превышала $2.5 \mu\text{m}$. Часть образцов, осажденных на алюминиевую фольгу, легировали изотопом железа ^{57}Fe в процессе электроосаждения. Содержание изотопа железа в составе этих пленок не превышало 1 at%. Предварительные исследования показали, что исходные пленки и пленки, легированные изотопом железа, характеризовались одинаковыми спектрами рентгеновской дифракции, значениями электросопротивления и морфологиями поверхностей.

Облучение осуществляли на вакуумной установке с предельным вакуумом не выше 1×10^{-3} Pa при давлении кислорода не выше 8×10^{-3} Pa. Для облучения использовали широкоапертурный источник ионов с полым холодным катодом [6]. Облучение производили ионами кислорода с энергией $E = 650$ eV и плотностью тока пучка $j = 0.25$ mA/cm².

Облучаемые образцы крепили на подвижном водоохлаждаемом держателе. Температуру образцов контролировали при помощи хромельалюмелевых термопар с точностью до 1°C . Температура образцов при облучении не превышала 50°C . Для этого облучение проводили в постоянно-периодическом режиме. В едином вакуумном цикле образцы в течение 5 min сначала облучали, потом в течение 6 min охлаждали, и так многократно повторяли

до достижения необходимого времени облучения. Под длительностью облучения понимали суммарное время непосредственно облучения.

Продукты распыления поверхности при облучении собирали на сменные утоненные пластины монокристаллического кремния толщиной до $50 \mu\text{m}$ с последующим анализом электронно-зондовым и оптическим методами. Так как исходные образцы отличались развитостью рельефа и размерами неоднородностей на поверхности, для характеристики процесса распыления вместо определения скорости распыления материала пленок определяли интенсивность процесса распыления. Интенсивность распыления определяли по массе осадка, собираемого при распылении пленок в процессе облучения в единицу времени с единицы площади распыляемой поверхности на зеркальную поверхность пластин из монокристаллического кремния. Для набора интегральной массы осадка одновременно распыляли несколько образцов одного состава общей площадью до 40cm^2 .

Анализ состава и химических связей в поверхностном слое выполняли методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Источником рентгеновского излучения служил магниевый анод (линия MgK_{α} с энергией фотонов 1253.6eV). Разрешающая способность электроанализатора составляла около 0.5eV , а глубина выхода фотоэлектронов не превышала 15nm . Для калибровки шкалы энергии связи использовали линию $\text{Cu}(\text{K}_{\text{LMM}})$ с энергией 918.6eV . Регистрировали линии $\text{C}(1s)$, $\text{O}(1s)$, $\text{Co}(2p)$, $\text{Cu}(2p)$.

Морфологию поверхности и состав слоя толщиной до $150 \mu\text{m}$ анализировали сканирующим электронным микроскопом с энергодисперсионным рентгено-спектроскопическим анализатором.

Состояние поверхностного слоя пленок толщиной до 150nm анализировали также методом конверсионной электронной мессбауэровской спектроскопии (КЭМС). Источником γ -излучения был изотоп ^{57}Co в матрице Rh . Изомерные химические сдвиги находили относительно α -Fe.

Электропроводность пленок измеряли по стандартной четырехзондовой методике [7].

Экспериментальные результаты

Исходные образцы по внешнему виду условно были разделены на две группы. Пленки первой группы с содержанием Co меньше $8 \text{at}\%$ характеризовались более выраженным, сильнонеоднородным рельефом поверхности и были матовыми. Пленки второй группы с содержанием Co больше $8 \text{at}\%$ имели зеркальную поверхность с металлическим блеском. Справедливость данного разделения подтверждает рис. 1. На рис. 1, *a* для примера показан участок поверхности исходного образца $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$ при увеличении $\times 1500$ и $\times 10\,000$ с сильнонеоднородным рельефом, а на рис. 1, *b* приведен участок поверхности исходного образца $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ при

увеличении $\times 1500$ и $\times 10\,000$ как пример поверхности с более гладким рельефом.

Во время облучения наблюдали рост поверхностного сопротивления и уменьшение интенсивности процесса распыления пленок. Причем в образцах первой группы насыщение в росте поверхностного сопротивления не было достигнуто, а в образцах второй группы рост электросопротивления прекращался после достижения длительности облучения более 40min . Интенсивность распыления образцов первой и второй групп резко снизилась после облучения в течение первых $10 \dots 15 \text{min}$ и впоследствии изменялась незначительно. Одновременно произошло изменение цвета поверхности пленок. Пленки первой группы потемнели, пленки второй группы изменили цвет поверхности от исходного металлического блеска до синего и после достижения длительности облучения более 40min оставались неизменными по цвету.

В результате длительного облучения (более 40min) наблюдалось существенное изменение рельефа поверхности. На рис. 2, *a* показан участок поверхности облученной пленки $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$. Видно, что крупные неоднородности на поверхности пленки приобрели более гладкую, округлую форму. Значительно уменьшился разброс в размерах неоднородностей на поверхности и уменьшился средний размер самих неоднородностей по сравнению с исходными (рис. 1, *a*). На пленках второй группы наблюдалось сглаживание рельефа поверхности путем слияния мелких неоднородностей в единое целое и уменьшения размеров микровыступов (рис. 2, *a*).

Результаты электронно-зондового микроанализа показали, что в процессе облучения произошло изменение состава поверхностного слоя пленок толщиной до $0.1 \mu\text{m}$, который обогатился медью, но не более чем на 10% по сравнению с исходным. При этом средний состав пленок до и после облучения остался неизменным.

Различный характер изменений в РФЭС спектрах данных образцов после облучений имеет место для пленок первой и второй условно выделенных групп в целом. На рис. 3, 4 показаны соответственно РФЭС спектры линий $\text{C}(1s)$, $\text{O}(1s)$, $\text{Cu}(2p)$ для пленок $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$ и $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ до и после облучения в течение 50min . Для исходных пленок первой и второй группы характерно наличие широкой огибающей у линий фотоэлектронного спектра $\text{C}(1s)$ и $\text{O}(1s)$, что обычно связывают с наличием различных форм химических связей у атомов углерода и кислорода с поверхностью и в поверхностном слое [8]. Исходя из характера изменений соответствующих линий видно, что после облучения у образцов первой группы содержание углерода на поверхности увеличилось, а у образцов второй группы уменьшилось. Однако известно [9], что облучение низкоэнергетическими ионами кислорода приводит к удалению углерода с поверхности и к увеличению содержания кислорода на поверхности, что и наблюдалось у образцов второй группы. Рост интенсивности линии $\text{C}(1s)$ у образцов первой группы может быть связан с особенностями распыления

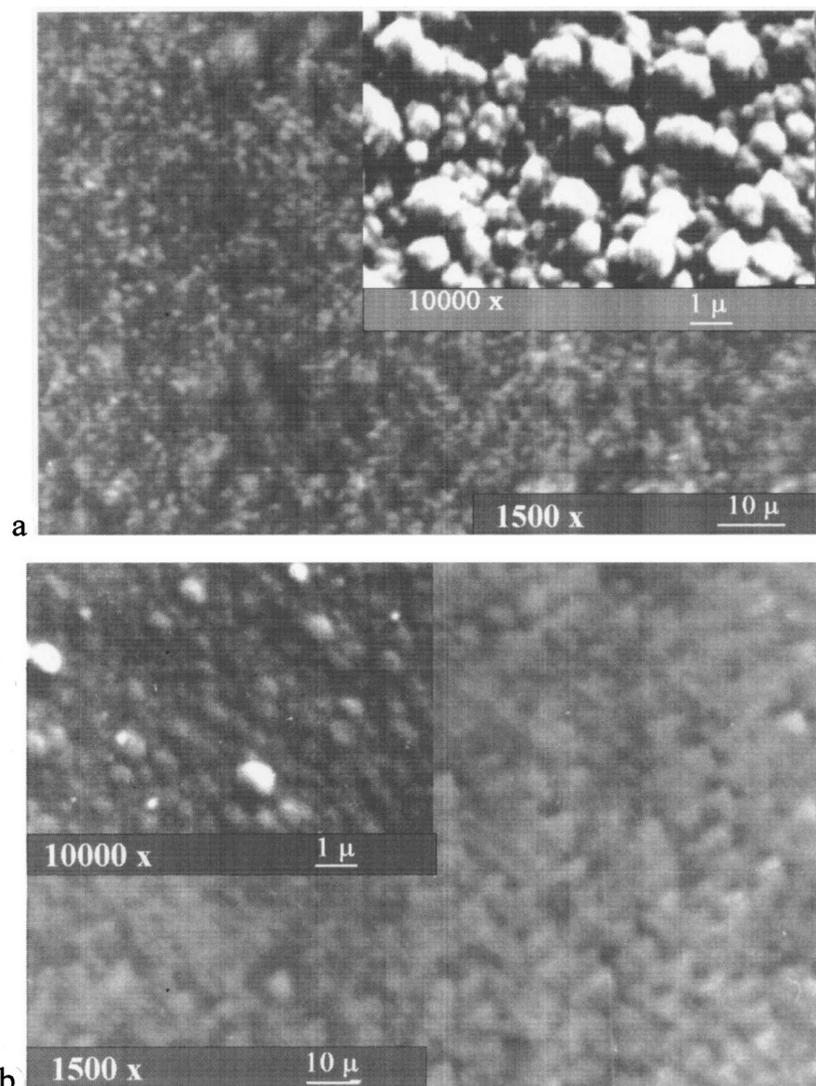


Рис. 1. Поверхность исходных образцов пленок CoCu. *a* — содержание Co 6 at%, *b* — содержание Co 11 at%.

сильнонеоднородного рельефа поверхности (рис. 1, *a* и 2, *a*), когда сорбирующая способность "затененных" от облучения участков возрастает по причине скопления в этих местах продуктов перепыления. Незначительный рост содержания кислорода фиксируется и для образцов первой группы.

РФЭС спектры линии Cu(2*p*) у образцов первой группы после облучения несколько деформировались в область больших значений энергии связи и незначительно выросли по интенсивности. РФЭС спектры линии исходных образцов второй группы имели характерный пик в области значений энергии связи чуть меньше 932.5 eV и выступ в области более высоких значений энергий. После облучения интенсивность линии возросла в несколько раз при неизменной ширине у основания и характеризовалась двумя примерно одинаковыми по интенсивности пиками в области значений энергии чуть меньше и чуть больше 932.5 eV с величиной сдвига

между ними около 1 eV. Отмеченные деформации РФЭС спектра линии Cu(2*p*) после облучения можно интерпретировать как формирование на поверхности слоя оксида CuO [10]. Рост интенсивности линии Cu(2*p*) у образцов первой и второй групп после облучения можно объяснить сглаживанием рельефа поверхности пленок, обуславливающего увеличение удельной площади поверхности, ориентированной по нормали к плоскости пленки, и соответственно увеличение вероятности выхода фотоэлектронов с поверхности. Согласно рис. 1, *a* и 2, *a*, у образцов первой группы сглаживание наблюдается на поверхности крупных неоднородностей и менее выражено, чем у образцов второй группы (рис. 1, *b* и 2, *b*), где он имеет место по всей площади поверхности и выражен более отчетливо.

Фотоэлектронные спектры линий Co(2*p*) имели изломанный характер и слабо выделялись на общем фоне даже для образцов с содержанием Co до 20 at% как до,

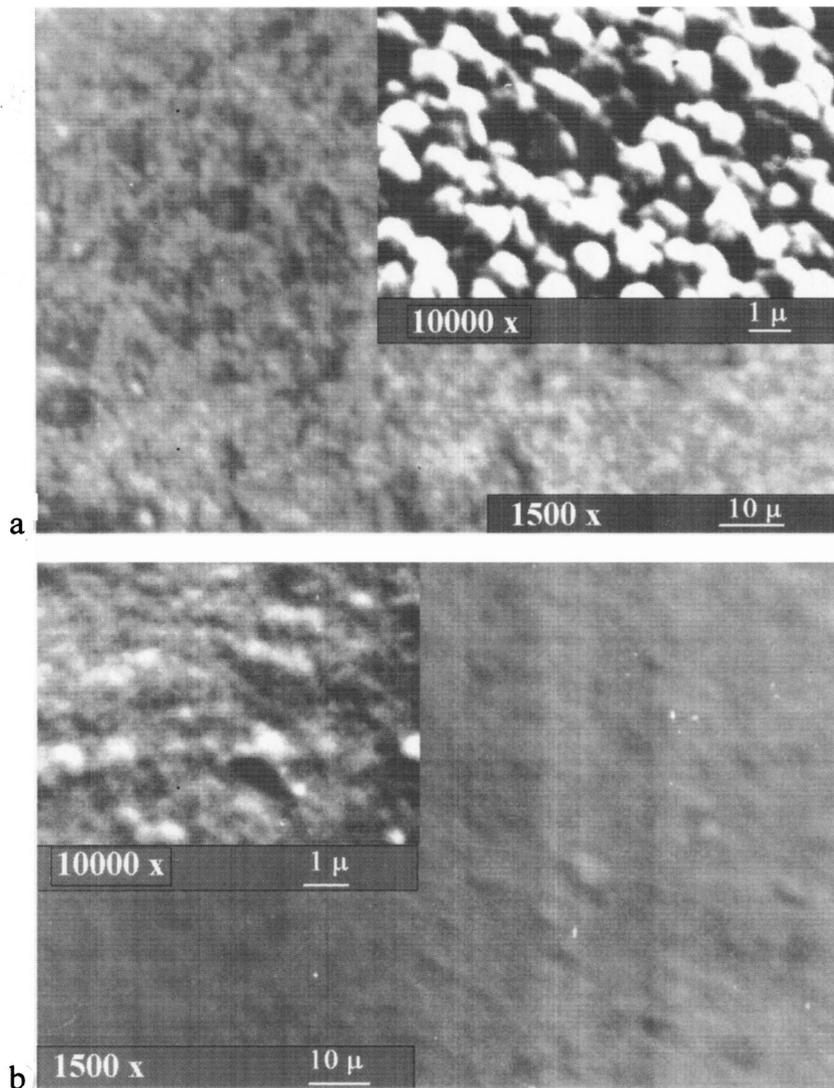


Рис. 2. Поверхности пленок CoCu после облучения ионами кислорода длительностью 50 min. *a* — содержание Co 6 at%, *b* — содержание Co 11 at%.

так и после облучений, что не позволило проинтерпретировать изменения в состоянии кобальта на поверхности исследуемых образцов. Следует, однако, отметить, что магнитные и кристаллические свойства пленок неоднородных сплавов CoCu в целом и полученных методом электроосаждения, в частности [11], определяются тем, насколько однородно и в каком виде частицы кобальта распределены по объему медной матрицы. Полученные спектры Co($2p$) свидетельствуют по крайней мере об отсутствии скопления кобальта на поверхности медной матрицы и косвенно подтверждают высокую степень однородности распределения кобальта в электроосажденных пленках CoCu, как было ранее показано в [3,11].

Электронно-зондовый анализ состава осадка расплавленного материала, собранного на пластины кремния, выявил, что содержание кобальта в осадке не более чем на 10% отличается от среднего содержания кобальта в составе распыляемых пленок и не зависит от дли-

тельности облучения. Поэтому экспериментальный факт невысокой интенсивности фотоэлектронных спектров кобальта, даже при относительно высоком его содержании в составе пленок, скорее всего, обусловлен спецификой его состояния в поверхностном слое исследуемых образцов.

Спектры, полученные методом конверсионной электронной мессбауэровской спектроскопии (КЭМС) для пленок $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$, $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ и $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$, приведены на рис. 5 (до облучения и после облучения длительностью 50 min).

Для исходного образца $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$ (рис. 5, *a*) спектр состоял из двух линий примерно одинаковой интенсивности. Анализ спектра проводился исходя из модели двух синглетных линий, которые соответствуют двум локальным позициям ионов железа. Правая линия характеризовалась изомерным сдвигом $\delta_1 = 0.24$ mm/s, а левая — $\delta_2 = -0.09$ mm/s. Значение изомерного сдвига

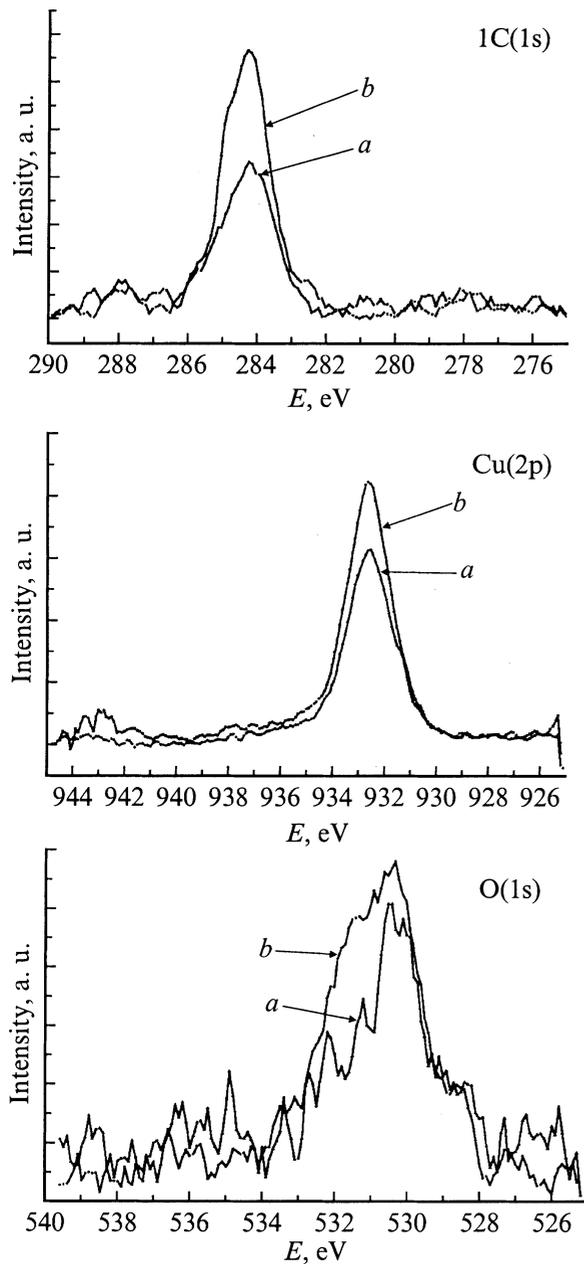


Рис. 3. РФЭС спектр образцов CoCu с содержанием Co 6 at%. *a* — исходный, *b* — после облучения длительностью 50 min.

для первой компоненты спектра соответствовало твердому раствору железа в меди [12]. Вторая компонента спектра относилась к атомам железа с комбинированным ближним окружением CoCu. Появление атомов кобальта вызывало уменьшение плотности *d*-электронов около атома железа и поэтому приводило к увеличению плотности *s*-электронов в ядре железа. Увеличение плотности *s*-электронов вызывало уменьшение величины изомерного сдвига, что и наблюдалось в эксперименте. Небольшое уширение синглетных линий ($\Gamma = 0.35 \dots 0.40$ mm/s) было связано с локальными неоднородностями окружения резонансного атома. Облучение ионами кислорода

образца $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$ не привело к изменению вида исходного спектра (рис. 5, *b*). Это свидетельствовало о том, что локальное состояние атомов железа не изменилось, а воздействие облучения на состав поверхностного слоя толщиной около 150 nm минимально.

Спектр образца исходного состава $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ (рис. 5, *c*) во многом аналогичен спектру образца $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$. Единственным отличием явилось изменение в соотношении интенсивностей парциальных линий в спектре. Отношение интегральных интенсивностей правой и левой компонент составило примерно 85%. Это свидетельствует о том, что железо предпочтительнее участвовало в формировании ближнего окружения с комбинированным

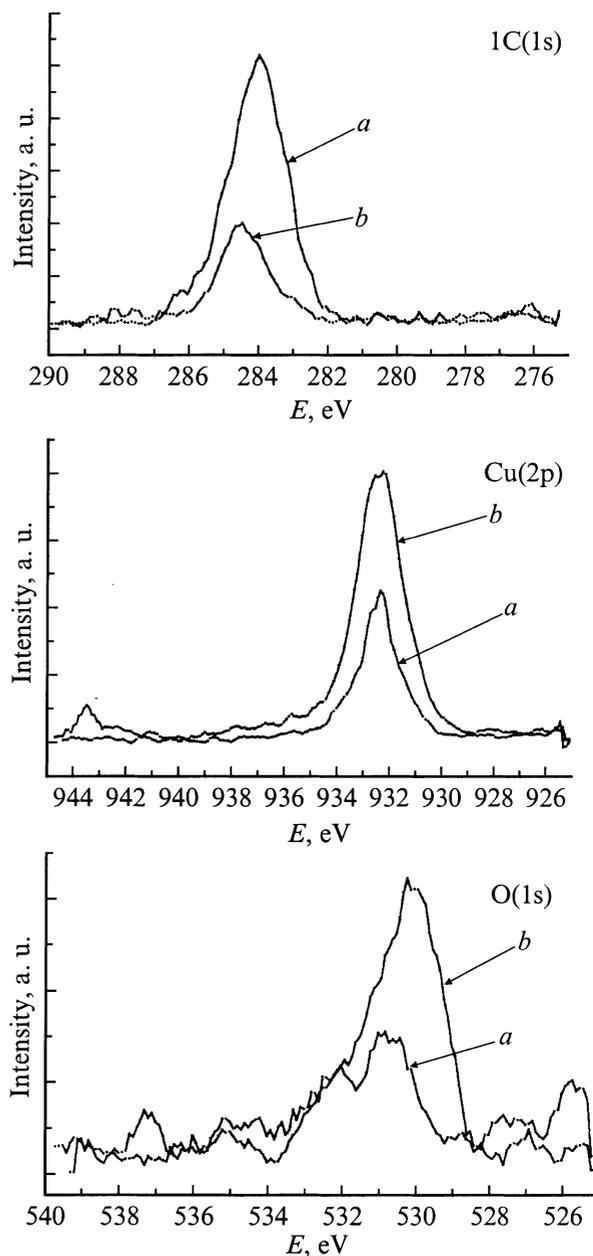


Рис. 4. То же, что и на рис. 3, для образцов с содержанием Co 11 at%.

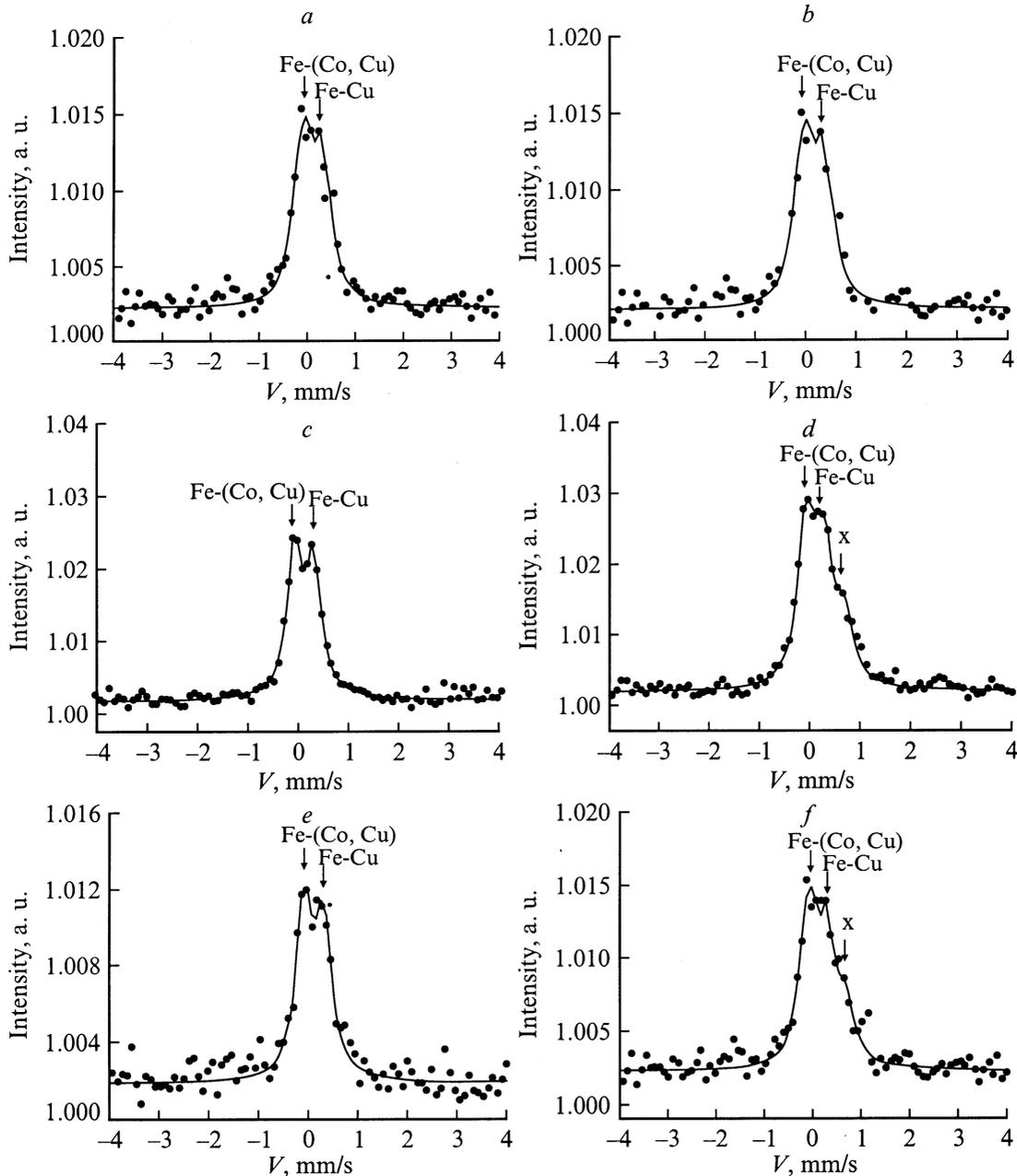


Рис. 5. КЭМС спектры пленок CoCu исходных образцов (*a, c, e*) и образцов, подвергнутых облучению ионами кислорода (*b, d, f*). *a, b* — содержание Co 6 at%; *c, d* — 11 at%; *e, f* — 20 at%.

набором атомов CoCu , чем в чисто "медном". Последнее подтверждается и увеличением концентрации кобальта в исходном составе пленок. Следует отметить одну особенность. Разность в положении линий на шкале скоростей для спектров исходных образцов $\text{Co}_6\text{Cu}_{94}$ и $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ не изменилась. В случае дублета эта разность характеризовалась величиной квадрупольного расщепления. Изменение соотношения металлов Co-Cu в системе должно было бы привести к изменению градиента электрического поля на ядре железа, а следовательно, и величины квадрупольного расщепления, что не наблюдалось

в эксперименте. Это, по-нашему мнению, подтверждает правильность выбранной модели расшифровки спектров в предположении существования двух синглетов, а не одного дублета.

Облучение сплава $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ ионами кислорода привело к существенной трансформации спектра по сравнению с исходным. Сопоставление двух спектров неоднородного сплава $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ до и после облучения (рис. 5, *b* и 5, *d*) показывает, что произошло расширение спектра после облучения и смещение центра тяжести в сторону положительных скоростей. Линии сверхтонкой структуры от-

четливо не проявились в спектре, скорее всего, потому, что произошло перераспределение интенсивностей линий. Одновременно увеличилась интенсивность в центре спектра и появилась компонента в области положительных скоростей. Эта особенность позволила представить экспериментальный спектр как состоящий из двух синглетов и дублета. Значения изомерных сдвигов практически не изменились после облучения для синглетов. Это означает, что в сплаве сохранились комбинации окружения резонансного атома Fe–Cu и Fe–(CoCu) и появилась новая компонента, характеризующаяся квадрупольным дублетом. Значение изомерного сдвига и величины квадрупольного расщепления дублета соответственно равны $\delta = 0.46$ mm/s и $\Delta E = 0.80$ mm/s. Такие параметры мессбауэровского спектра характерны для оксида меди CuO на ядрах ^{57}Fe [12,13]. Наряду с образованием оксида меди возможно образование и оксида кобальта. В работе [14] проведено мессбауэровское изучение CoO на примесных атомах железа. При температуре 298 K спектр состоял из двух одиночных линий с изомерными сдвигами $\delta_1 = 0.22$ и $\delta_2 = 0.87$ mm/s. Первая линия соответствовала состоянию Fe^{3+} в оксиде кобальта, а вторая — Fe^{2+} . Мессбауэровские линии спектров ^{57}Fe в оксидах кобальта и меди частично перекрывались между собой. Линии дублета в облученной пленке $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ также уширены, поэтому нельзя исключать возможность и образования оксида кобальта в поверхностном слое толщиной до 150 nm. На это указывает и тот факт, что в облученном образце по сравнению с исходным произошло уменьшение интенсивностей синглетных линий Fe–Cu и Fe–(CoCu). Это означает, что часть атомов меди и кобальта ушла на образование соответствующих оксидов.

В спектре исходного образца $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$ (рис. 5, e) наблюдали две линии с изомерными сдвигами $\delta_2 = -0.14$ и $\delta_1 = 0.30$ mm/s. Эти линии соответствовали позициям атомов железа с двумя типами окружения Fe–(CoCu) и Fe–Cu. Небольшое уменьшение изомерного сдвига для первой линии связано с появлением большего числа атомов Co в окружении железа в соответствии с ростом его концентрации в составе пленок. Облучение ионами кислорода образца (рис. 5, f) привело к изменению вида спектра, аналогичному для облученной пленки $\text{Co}_{11}\text{Cu}_{89}$ (рис. 5, d), и к аналогичным особенностям парциальных составляющих экспериментального спектра.

В целом анализ КЭМС спектров облученных ионами кислорода образцов с содержанием кобальта $x \geq 8$ at% свидетельствует в пользу формирования на поверхности окисленного слоя со средней толщиной в несколько десятков нанометров.

Для непосредственной оценки толщины окисленного слоя поверхность облученных ионами кислорода образцов с содержанием кобальта $x \geq 8$ at% подвергалась распылению ионами аргона с энергией 0.5 keV и плотностью тока пучка 0.3 mA/cm². Удаление окисленного слоя происходило в течение 3...5 min распыления, что фиксировалось по восстановлению металлического блеска у

цвета поверхности пленок и по установлению значения поверхностного электросопротивления, близкого к значениям для исходных, необлученных ионами кислорода образцов.

Анализ полученных результатов

Таким образом, приведенные экспериментальные результаты по воздействию при температуре 50°C длительного низкоэнергетического облучения ионами кислорода с энергией $E = 650$ eV и плотностью тока пучка $j = 0.25$ mA/cm² на состояние электроосажденных пленок неоднородных сплавов CoCu с содержанием кобальта от 6 до 20 at% проявляется в формировании на поверхности пленок с содержанием кобальта от 8 до 20 at% сплошного, неоднородного по толщине слоя, состоящего из окислов меди и кобальта, эффективная толщина которого может достигать десятков нанометров; в сглаживании (планаризации) рельефа поверхности образцов после облучения; в удалении с поверхности облученных образцов с содержанием кобальта от 8 до 20 at% примесей органического происхождения; в существенном влиянии на формирование окисленного слоя развитости рельефа исходных образцов.

Изложенные результаты исследования позволили нам предложить качественную модель нетермического формирования на облученной ионами кислорода поверхности окисленного слоя толщиной в десятки нанометров. Условно процесс формирования окисленного слоя можно разделить на три этапа. Первый из них — начальный длительностью до 10 min. На этом этапе происходит формирование островкового окисленного слоя толщиной порядка одного нанометра непосредственно под воздействием пучка химически активных ионов кислорода на локальные участки исходной поверхности, нормально ориентированные по отношению к направлению падения пучка ионов кислорода. На этих окисленных участках скорость распыления поверхности замедляется по сравнению с неокисленными из-за разностей в парциальных значениях коэффициентов распыления для металлов и соответствующих им окислов [15,16]. Далее наблюдается медленный рост удельной площади поверхности, нормально ориентированной к направлению падения пучка, из-за распыления неокисленных микровыступов на поверхности и из-за перепыления окисленных продуктов распыления поверхности с доступных ионному пучку участков в недоступные — ”затененные”. В результате происходит медленное сглаживание микровыступов на рельефе поверхности исходных пленок и постепенный рост средней толщины окисленного слоя. На последнем этапе, при длительности облучения более 40 min, достигается равновесие в процессах распыления поверхности и формирования окисленного слоя. Для этого этапа характерны наличие на поверхности окисленного слоя и отсутствие дальнейших существенных изменений в состоянии образцов до той поры, пока масса распылен-

ного материала образцов является незначительной по сравнению с массой исходных пленок.

Следует отметить, что предложенный механизм формирования окисленного слоя применим и для пленок CoCu с содержанием кобальта менее 8 at%. Однако в этом случае большая развитость исходного рельефа поверхности не позволяет сформировать сплошной окисленный слой из-за невозможности заполнить продуктами перепыления крупные неоднородности на рельефе поверхности.

Возможность формирования сплошного окисленного слоя на поверхности электроосажденных пленок CoCu непосредственно облучением ионами кислорода при температуре 50°C может иметь практическую значимость, так как, с одной стороны, позволяет предотвратить деградацию пленок под воздействием атмосферы с течением времени [1] и, таким образом, устранить разницу в магнитных свойствах свежесращенных пленок и выдержанных в течение длительного времени. С другой стороны, окисленный слой может выполнять роль переходного или изолирующего слоя при изготовлении многоуровневых структур для микроприборов на основе данных пленок.

Список литературы

- [1] Окисление металлов. Т. 1. Теоретические основы / Под ред. Ж. Бенар. М.: Металлургия, 1968. 499 с.
- [2] *Thomas P.V., Vaidyan V.K., Abraham Johnny T.* // *Vacuum*. 1996. Vol. 47. N 1. P. 83–86.
- [3] *Федосюк В.М., Касютин О.И., Блайт Х.И.* // *Поверхность*. 2000. № 3. С. 62–69.
- [4] *Стогний А.И., Корякин С.В., Суходолов Ю.В.* // Сб. тр. Междунар. конф. "Физика плазмы и плазменные технологии-2". Минск: Изд-во НАН Белоруссии, 1977. Т. 3. С. 574.
- [5] *Стогний А.И., Корякин С.В.* // Сб. тр. XVII Междунар. школы-семинара "Новые магнитные материалы микроэлектроники". М.: Изд-во УРСС, 2000. С. 124–125.
- [6] *Стогний А.И., Токарев В.В.* // ПТЭ. 1990. № 3. С. 142–146.
- [7] *Колешко В.М., Гойденко П.П., Буйко Л.Д.* Контроль в технологии микроэлектроники. Минск: Наука и техника, 1979. 312 с.
- [8] Анализ поверхности методами оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии / Под ред. Д. Бриггса, М.П. Сиха. М.: Мир, 1987. 600 с. (Practical Surface Analysis by Auger and X-ray Photoelectron Spectroscopy / Ed. D. Briggs, M.P. Seah. John Wiley and Sons, 1983).
- [9] *Tada S., Sakamoto Y., Suzuki T.* et al. // *Vacuum*. 1999. Vol. 53. N 2. P. 321–325.
- [10] *Шер Э.М., Микушкин В.М., Сысоев С.Е.* и др. // ЖТФ. 2000. Вып. 3. С. 78–81.
- [11] *Fedosyuk V.M.* // Proc. NATO Advanced Research Workshop (ARW) on Nanostructured Films and Coatings. Book of Abstract. Santorini (Greece), 1999. P. 22–39.
- [12] *Вертхейм Г.* Эффект Мессбауэра. М.: Мир, 1996. 172 с.
- [13] *Нестеров В.Ф., Насрединов Ф.С., Дарибаева Г.Т.* // ФТТ. 1991. Вып. 9. С. 2699–2703.
- [14] *Prasanna and Ajay Gupta* // *Phys. Rev. B*. 1993. Vol. 45. N 1. P. 483–485.

[15] *Wertheim G.K.* // *Phys. Rev.* 1961. Vol. 124. P. 764–769.

[16] *Smentkowski V.S.* // *Progress in Surf. Sci.* 2000. Vol. 64. N 5. P. 1–58.