

**Антощенко В.С., Мигунова А.А., Францев Ю.В., Лаврищев О.А.,
Немкаева Р.Р., Иминова Н.А.**

Национальная нанотехнологическая лаборатория открытого типа,
Казахский национальный университет им. аль-Фараби,
Казахстан, г. Алматы, e-mail: solartechnology@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛЕНОК ОКСИДОВ МЕДИ МЕТОДОМ ХОЛЛОВСКИХ ИЗМЕРЕНИЙ

Изучены электрические характеристики пленок оксидов меди, полученных оригинальным методом «in situ CVD». Пленки синтезировали за различное время при температуре 400°C в воздушно-аргоновой смеси с использованием порошкового металлического источника с зернистостью 100, 200 или 300 меш, активированного монохлоридом меди. Толщина слоя порошка составляла 0,9 мм. Подложками служили покровные боросиликатные стекла размером 25x25 мм² толщиной 0,17 мм. Измерения выполняли методом Ван-дер-Пау на установке «Ecopia Hall Effect Measurement System (HMS-3000)». Толщину пленок определяли гравиметрическим методом. Изучалось влияние фракционного состава порошкового источника и времени синтеза на электрические характеристики пленок оксидов меди. Для интерпретации полученных результатов образцы пленок изучались методами оптической микрофотографии и рамановской спектроскопии. Холловские измерения показали, что все образцы обладали p-типом проводимости с $(N_A - N_D) = (1-9)E15$. Для порошков 100 и 200 меш с ростом времени синтеза концентрация дырок сначала быстро падала, а при времени синтеза более 5 минут наблюдалось ее медленное понижение. Для порошка 300 меш концентрация дырок оставалась практически постоянной при всех временах синтеза. Исследование зависимостей подвижности от времени синтеза показало их колоколообразный характер. Максимальная величина подвижности дырок равная $47 \text{ cm}^2 \text{V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ была получена для пленок Cu_2O , синтезированных за время 30 мин. из порошков 100 меш. Удельное сопротивление пленок слабо зависело от времени синтеза и менялось в диапазоне от 100 до 260 Ом·см в зависимости от зернистости порошка источника. Предложено объяснение полученных результатов изменением фазового состава пленок оксидов меди.

Ключевые слова: Оксид меди, Эффект Холла, Фазовый состав, CVD.

Antoschenko V.S., Migunova A.A., Frantsev Yu.V., Lavrishchev O.A.,
Nemkayeva R.R., Iminova N.A.

National open-type nanotechnology laboratory,
Al-Farabi Kazakh National University,
Kazakhstan, Almaty, e-mail: solartechnology@mail.ru

Study of electrical characteristics of copper oxide films by Hall measurements

The electrical characteristics of copper oxide films obtained by the original «in situ CVD» method are studied. The films were synthesized at different times at a temperature of 400 °C in an air-argon mixture using a powdered metal source with a size of 100, 200 or 300 mesh activated by copper monochloride. The thickness of the powder layer was 0.9 mm. Substrates were borosilicate glasses measuring 25x25 mm² with a thickness of 0.17 mm. The measurements were performed by the Van der Pau method using the Ecopia Hall Effect Measurement System (HMS-3000). The thickness of the films was determined by the gravimetric method. The influence of the fractional composition of the powder source and the synthesis time on the electrical characteristics of copper oxide films was studied. To interpret the obtained results, the film samples were studied by optical microphotography and Raman spectroscopy. Hall mea-

measurements showed that all samples had a p-type conductivity with $(N_A - N_D) = (1-9)E15 \text{ cm}^{-3}$. For 100 and 200 mesh powders, the concentration of holes initially decreased rapidly with increasing synthesis time, and at a synthesis time of more than 5 minutes, its slow decrease was observed. For 300 mesh powder, the hole concentration remained practically constant at all synthesis times. The study of the mobility dependences on the time of synthesis showed their bell-shaped character. The maximum value of hole mobility equal to $47 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ was obtained for Cu_2O films synthesized during a time of 30 min. with 100 mesh powders. The resistivity of the films was weakly dependent on the synthesis time and varied in the range from 100 to 260 Ohm cm, depending on the grain size of the source powder. An explanation of the results obtained by changing the phase composition of copper oxide films is proposed.

Key words: Copper oxide, Hall effect, Phase composition, CVD.

Антощенко В.С., Мигунова А.А., Францев Ю.В., Лавришев О.А.,
Немкаева Р.Р., Иминова Н.А.

Ашық үлгідегі ұлттық нанотехнологиялық зертханасы,
әл-Фараби атындағы Қазақ ұлттық университеті,
Қазақстан, Алматы қ., e-mail: solartechnology@mail.ru

Мыс оксиді үлдірінің электрлік сипаттамаларын холл өлшемдері әдісімен зерттеу

Түпнұсқа «in situ CVD» әдісімен алынған мыс оксиді қабаттарының электрлік сипаттамалары зерттелді. Фильмдер әртүрлі уақытта ауа-аргон қоспасында $400 \text{ }^\circ\text{C}$ температурасында синтезделіп, мыс монохлоридімен белсендірілген 100, 200 немесе 300 меш мөлшеріндегі ұнтақты металдың көзі пайдаланылды. Ұнтақ қабатының қалыңдығы 0,9 мм. Субстрат қалыңдығы 0,17 мм болатын $25 \times 25 \text{ мм}^2$ өлшемдегі боросиликат шыны тәрізді шыны болды. Өлшеуді Ecoria Hall Effect Measurement System (HMS-3000) көмегімен Van der Pau әдісі орындады. Пленкалардың қалыңдығы гравиметриялық әдіспен анықталды. Ұнтақ көзінің фракциялық құрамы мен мыс оксидінің пленкаларының электрлік қасиеттеріне синтездеу уақытының әсері зерттелді. Алынған нәтижелерді түсіндіру үшін пленканың үлгілері оптикалық микрофотография және Раман спектроскопия арқылы зерттелген. Залды өлшеу барлық үлгілерде $(N_A - N_D) = (1-9) E15$ бар p-типті өткізгіштігі бар екенін көрсетті. 100 және 200 меш ұнтақтар үшін, тесіктердің концентрациясы синтез уақытын жоғарылап, жылдамдықпен азаяды және 5 минуттан астам синтездеу кезінде оның баяу төмендеуі байқалды. 300 меш ұнтақ үшін тесік концентрациясы барлық синтездеу уақыттарында іс жүзінде тұрақты болып қалды. Ұтқырлық тәуелділіктерін синтездеу уақытында зерттеу олардың қоңырау пішінді сипатын көрсетті. 30 минут ішінде синтезделген Cu_2O пленкалары үшін максималды тесік мобильділігі $47 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ болды. 100 меш ұнтақтары бар. Пленкалардың кедергісі синтездеу уақытына нашар тәуелді болды және көздің ұнтағының астық мөлшеріне байланысты 100-ден 260 Ом-см дейінгі диапазонда өзгерді. Мыс тотығы пленкаларының фазалық құрамын өзгерту арқылы алынған нәтижелерді түсіндіру ұсынылды.

Түйін сөздер: мыс оксиді, холл эффектiсi, фазалық құрамы, CVD.

Введение

В последние годы появилось большое число публикаций, посвященных использованию пленок оксидов меди для создания ряда полупроводниковых приборов: солнечных элементов [1-4], выпрямительных диодов [5], различных сенсоров [6, 7]. Большое значение при разработке этих приборов имеет получение пленочного материала с заданными электрофизическими характеристиками. Одним из эффективных инструментов диагностики полупроводниковых слоев является метод эффекта Холла. В ряде работ этот метод был использован в технологических исследованиях по оптимизации электрических характеристик пленок Cu_2O и CuO . В [8] техникой реактивного плазменного распыления

были получены пленки Cu_2O при комнатной температуре. При различных сочетаниях мощности источника и концентрации кислорода были получены пленки с оптической шириной запрещенной зоны 2,0- 2,6 эВ, р-типа проводимости с удельным сопротивлением от 10^2 до $10^4 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ и низкой подвижностью носителей заряда. Отжиг образцов показал, что при повышении температуры от 25 до 250°C подвижность дырок возрастала от 1 до $10 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{с}$. В работе [9] реактивное магнетронное распыление на постоянном токе было использовано для выращивания пленок Cu_2O при температурах 600 К и 1070 К. Было показано, что повышение температуры роста увеличивало размер зерен в пленке и подвижность дырок. Так размер кристаллитов составил 230 нм и 890 нм, а подвижность дырок – $40 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{с}$ и

62 см²/Vc для 600K и 1070K, при концентрации 2,3E15 см⁻³ и 7E14 см⁻³, соответственно. Авторы [10] изучали влияние отжига пленок меди, осажденных на стеклянные подложки. Пленки, отожженные при 100°C, показали смешанную фазу Cu-Cu₂O, тогда как отжиг между 200 и 300°C показал одну кубическую фазу Cu₂O. Одну моноклинную CuO-фазу получали из пленок, отожженных между 350 и 450°C. Положительный знак коэффициента Холла подтвердил проводимость p-типа в пленках с Cu₂O-фазой. Однако относительно низкая кристалличность этих пленок ограничивала характеристики p-типа. Пленки с Cu и CuO-фазами показывают проводимость n-типа. В работе [11] методом эффекта Холла были исследованы электрические характеристики пленок CuO толщиной 250 нм, выращенных магнетронным распылением, и пленок Cu₂O, полученных последующим вакуумным отжигом пленок CuO при 623 и 700K. Вакуумный отжиг CuO продемонстрировал улучшение электрических и оптических свойств для пленок Cu₂O. Авторы показали, что вакуумный отжиг при 700 K (приводящий к образованию Cu₂O) повышает холловскую подвижность с 0,26 до 51 см² (V·s)⁻¹ и уменьшает концентрацию дырок от 7,4E19 до 1,5E15 см⁻³.

Авторы [12] получали пленки оксидов меди воздействием кислородной плазмы на пленки толщиной 80 – 5 нм, предварительно осажденные на стеклянные подложки импульсным магнетронным распылением мишени Cu (чистота 99,99%). Окисление проводили с участием микроволновой плазмы (2,45 ГГц и 600 Вт) в потоке кислорода при температуре 300 °C. Пленки Cu подвергали воздействию кислородной плазмы в течение 10, 20 и 30 минут. Пленка Cu₂O (10 минут облученная плазмой пленка) демонстрировала удельное сопротивление и подвижность ~66 Ом·см и ~ 0,5 см²V⁻¹s⁻¹, соответственно, с концентрацией носителей p-типа ~2×10¹⁷ см⁻³. Авторы предположили, что электропроводность p-типа обусловлена наличием междоузельного кислорода и отрицательно заряженных вакансий меди. Как только время экспозиции увеличивалось до 20 мин, пленки содержали как фазы Cu₂O, так и CuO, причем Cu₂O являлась доминирующей фазой. Удельное сопротивление при этом возрастало до 170 Ом·см, при одновременном уменьшении подвижности и концентрации носителей до 0,3 см²V⁻¹s⁻¹ и 1,2×10¹⁷ см⁻³, соответственно. Для 30-минутной выдержки доминирующей фазой был CuO, а удельное сопротивление и концен-

трация носителей уменьшались до ~ 130 Ом·см. и 3,8 × 10¹⁶ см⁻³, соответственно.

В [13] поликристаллические пленки Cu₂O были получены на SiO₂ подложках импульсным лазерным осаждением при комнатной температуре и постотжиге в смеси газов N₂+O₂. Авторы обнаружили, что при соотношении [O₂]/([O₂]+[N₂])=0,002% осаждались высокочистые пленки Cu₂O. Увеличение температуры отжига улучшало качество пленок Cu₂O. Максимальная холловская подвижность 26 см²/(V·s) была получена при 700°C. Подвижность эффекта поля была мала и составила 10⁻²см²/(V·s), что указывало на высокую концентрацию дырочных ловушек. Рентгеновский анализ обнаружил мертвый слой с низкой плотностью на границе раздела Cu₂O-SiO₂, что было связано с диффузией Cu в подложку.

В работе [14] для получения пленок Cu₂O были использованы Trimethylvinylsilyl hexafluoroacetylacetonato Copper(I), Cu(I) (hfac) (TMVS) как прекурсор меди и вода в качестве окислителя. Процесс, названный atmospheric atomic layer deposition (AALD), позволил осадить пленки Cu₂O на боросиликатном стекле при температуре 150-350°C и на полимерных подложках PEN (DuPont) в интервале от 150 до 200°C. Лучшие пленки показали подвижность носителей тока 5 см²/(V·s).

И, наконец, максимальная величина подвижности была получена в работе [15], где сообщается о высокой подвижности в Cu₂O при эпитаксиальном росте на решеточно согласованных подложках. Авторы выращивали эпитаксиальные пленки (110) Cu₂O на подложках (110) MgO для создания тонкопленочных транзисторов с высокой подвижностью p-канала (TFT). Эпитаксиальные пленки (110) Cu₂O толщиной 650 нм продемонстрировали высокие холловские подвижности ~90 см²(V·s)⁻¹, сравнимые с пленками из высококачественных монокристаллов. Приведенный краткий обзор показывает, что при всем многообразии методов синтеза получение пленок оксидов меди с высокими электрическими характеристиками является достаточно сложной задачей. В настоящей работе представлены результаты исследования электрических характеристик пленок оксидов меди, полученных оригинальным методом «in situ CVD».

Методика эксперимента

Измерения электрических свойств пленок оксидов меди были выполнены на установке

«Ecoria Hall Effect Measurement System (HMS-3000)»

Образцы для измерения электрических характеристик пленок размером около 10x10 мм вырезались из стеклянных подложек «Slide-Glass» размером 24x24x0,17мм с предварительно синтезированными слоями оксидов меди различной толщины. По углам квадратов наносили точечные контакты из углеродной пасты, на которых фиксировались измерительные зонды держателя образца. На рисунке 1 показана серия образцов пленок, синтезированных с использованием порошка 100 меш при 400°C за различное время с нанесенными омическими контактами (конфигурация Ван-дер-Пау). Держатель с образцом устанавливался в штатное гнездо и при заданном токе через образец проводились измерения при двух направлениях магнитного поля. Синтез пленок проводили оригинальным методом, описанном в [16] при температуре 400°C в воздушно-аргоновой атмосфере за время от 2 до 40 минут с использованием активированного порошкового источника с фракционным составом от 100 до 300 меш. Порошок 200E отличается от остальных тенденцией к конгломерации вследствие тонколистовой структуры отдельных частиц. Все реагенты, использованные в экспериментах, имели чистоту не хуже «ХЧ».

Результаты и обсуждение

На рисунке 2 показаны зависимости толщины пленок, от времени их синтеза. Толщина пленок определялась гравиметрически [16]. В интервале времени синтеза 2-30 минут для пленок 100, 200 и 300 меш наблюдается практически линейный рост толщины. Небольшое различие в наклоне кривых в этом интервале свидетельствует, о различной скорости осаждения пленок для разных порошков. Для пленок 200 меш E линейность скорости роста сохраняется до времени синтеза 20 минут, после чего скорость роста падает. Незначительное падение скорости роста также характерно для синтеза из порошка 200 меш при времени синтеза более 30 минут. Скорость роста снижается в направлении: – 200E, 200, 300 и 100 меш. Анализ влияния фракционного состава порошкового источника на толщину пленок не является целью данного исследования, однако отметим, что эти особенности могут быть объяснены кинетикой процесса синтеза и различной концентрацией активного компонента порошкового источника для порошков различных фракций. В частности снижение скорости роста

пленок при высоких временах синтеза связано с истощением активного вещества источника.



время синтеза (слева – направо): 2, 5, 10, 20, 30, и 40 минут

Рисунок 1 – Образцы пленок оксида меди на стеклянных подложках, полученные при 400°C с использованием порошка 100 меш

На рисунках 4, 5 и 9 представлены результаты измерений холловских параметров в пленках оксидов меди, полученных при 400°C за время от 2 до 40 минут для порошков различных фракций.

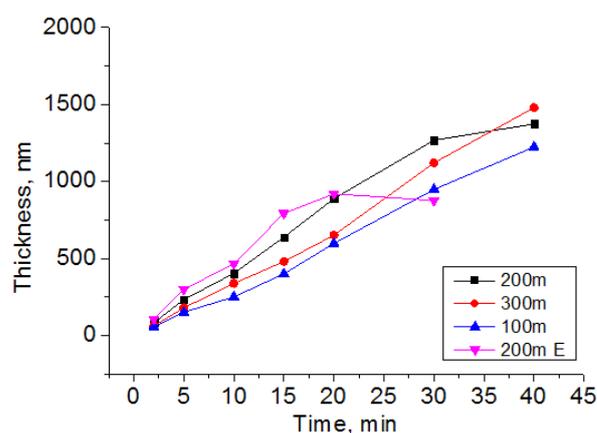


Рисунок 2 – Зависимость толщины пленок оксидов меди от времени синтеза

Рисунок 3 показывает изменение холловской концентрации пленок оксидов меди от продолжительности процесса роста для различных фракций порошкового источника. Характерной особенностью всех кривых является спад концентрации $N_A - N_D$ по мере роста времени синтеза, особенно сильный при малых временах синтеза. Наибольшую концентрацию имеют пленки, полученные за время 2 мин. С ростом времени синтеза концентрация сначала быстро падает, а при времени синтеза более 5 минут наблюдается ее медленное понижение. Наиболее характерно это проявляется для пленок, полученных с порошками 100 меш. При времени синтеза 2 минуты эти пленки показали наивысшую концентрацию равную $9E15 \text{ см}^{-3}$. При высоких временах синтеза концентрации носителей тока для всех серий эксперимента оказались близки друг к другу.

Наименьшей концентрацией носителей заряда ($N_A - N_D$) обладают пленки, полученные при использовании порошков 300 меш. Для пленки, синтезированной с применением порошка 300 меш при времени синтеза 2 минуты измерение электрических параметров оказалось невозможным из-за высокого сопротивления образца.

На рисунке 4 показано изменение холловской подвижности в оксидах меди от времени синтеза пленок для разных фракций порошкового источника. Увеличение подвижности наблюдается для всех кривых при временах 2-30 минут, за исключением кривой 200 меш E, для которой при времени более 10 минут наблюдается резкий спад, переходящий в пологий участок при времени синтеза более 20 минут. Для пленок 100, 200 и 300 меш спад подвижности в той или иной степени наблюдается после 30 минут синтеза.

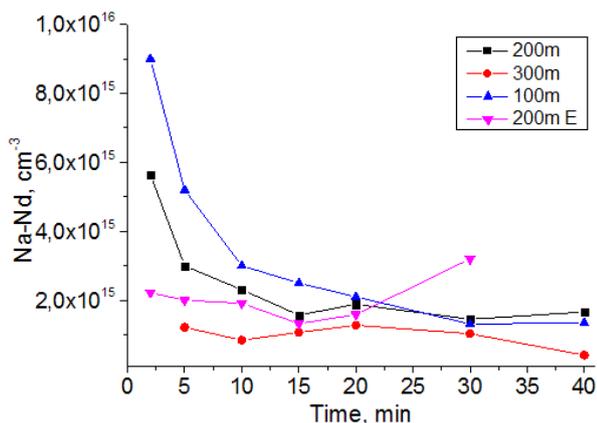


Рисунок 3 – Зависимость холловской концентрации для пленок оксидов меди от времени синтеза

При этом для пленок 200 меш этот спад минимален. Из рисунка 4 видно, что наибольшей подвижностью носителей тока, равной $47 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ обладают пленки, синтезированные с использованием порошкового источника фракции 100 меш за время 30 минут. Максимальная подвижность для пленок Cu_2O , известная на сегодняшний день равна $90 \text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$ [15] и достигнута при эпитаксиальном росте на решеточно согласованных монокристаллических подложках (110) MgO.

Для выяснения причин снижения подвижности с ростом времени синтеза на отдельных пленках были получены микрофотографии и спектры комбинационного рассеяния пленок оксидов меди, синтезированных с использова-

нием порошка 200 меш E в течение 20 и 2 минут. Полученные результаты приведены на рисунках 6-8.

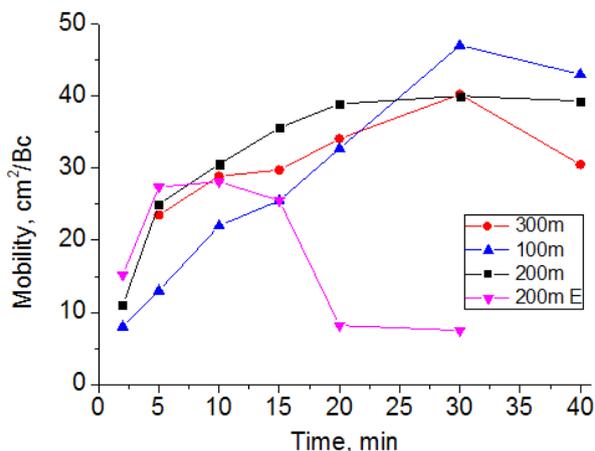


Рисунок 4 – Зависимость подвижности в пленках оксидов меди от времени синтеза

Рисунок 5 демонстрирует участок пленки оксида меди синтезированной с использованием порошка 200 меш E в течение 20 мин. На микрофотографии наблюдаются три характерных области, имеющие различный фазовый состав, что подтверждается рамановскими спектрами, полученными с этих областей (рисунок 6). Присутствие на всех спектрах пика 297 cm^{-1} , относящегося к фазе CuO , свидетельствует о частичном доокислении первоначально сформированной пленки Cu_2O на всей поверхности. Состав области 2 соответствует чистой фазе CuO , что подтверждается также наличием характерного пика 343 cm^{-1} , тогда как области 1 и 3 имеют смешанный состав с большой долей Cu_2O . Присутствие в пленке фазы CuO приводит к уменьшению подвижности носителей заряда до $7 \text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$, что хорошо согласуется с литературными данными. Исследование пленки оксида меди, синтезированной из того же порошка в течение 2 минут показало присутствие в спектре мощных рефлексов фазы Cu_2O (147 и 213 cm^{-1}) и характеризуются хорошей морфологией поверхности (рисунок 7). Подвижность дырок в этой пленке составила $15 \text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$, что вдвое больше, чем для 20-ти минутной пленки. Таким образом, основной причиной снижения подвижности следует считать формирование фазы CuO в процессе синтеза. Общий рост подвижности со временем синтеза обусловлен ростом кристаллитов и их упорядочением.

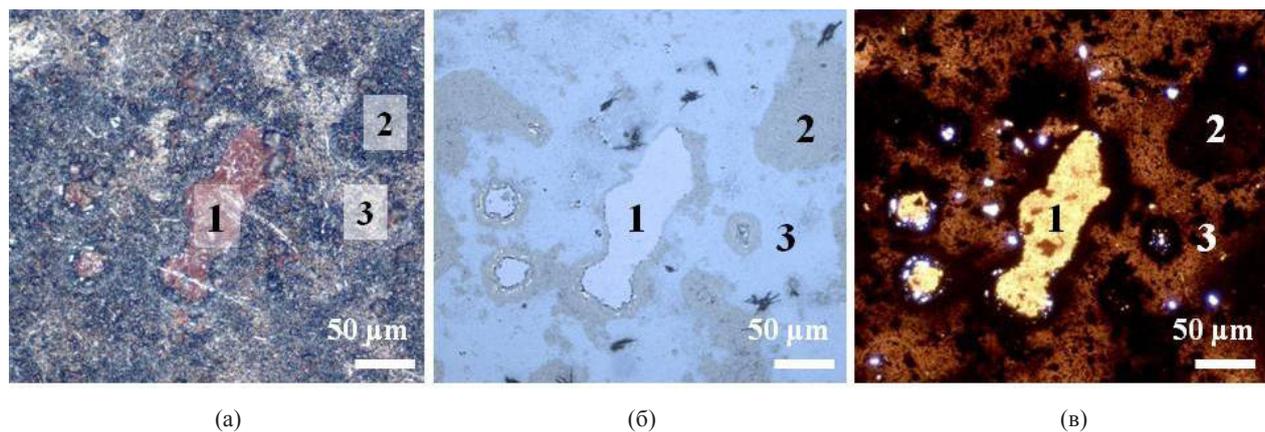


Рисунок 5 – Оптические микрофотографии пленки оксида меди (200 меш Е, 20 мин.) вид сверху, б) вид снизу, в) на просвет

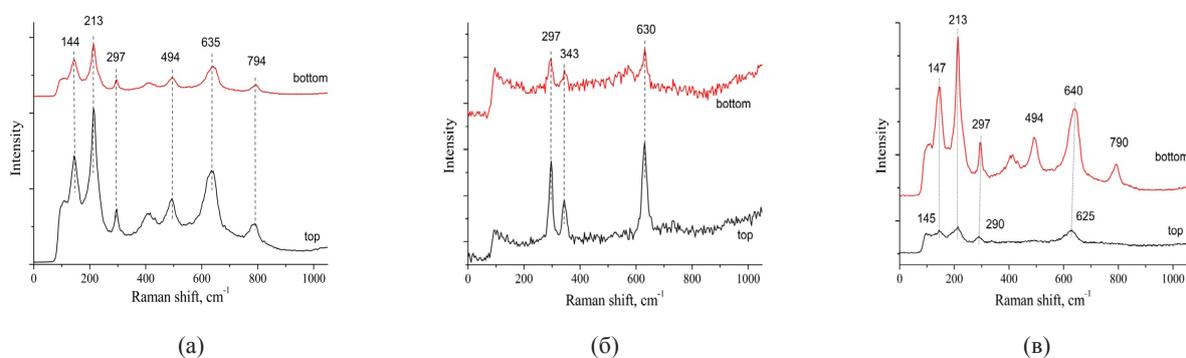


Рисунок 6 – Рамановские спектры областей 1 (а), 2 (б), 3 (в) (см. рис.1)

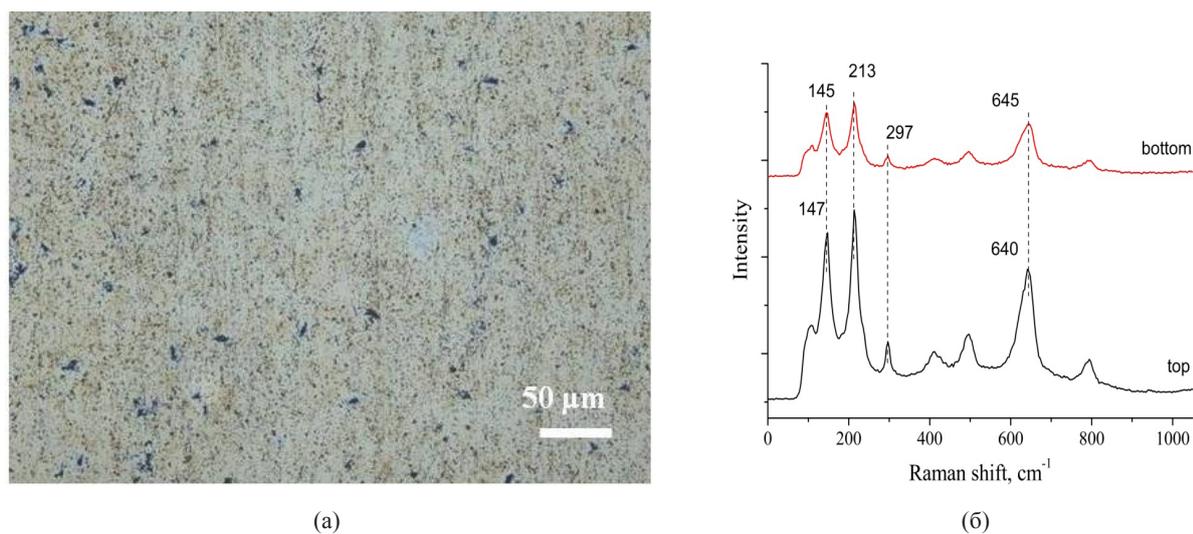


Рисунок 7 – Оптическая микрофотография (а) и рамановский спектр (б) пленки Cu_2O (200 меш Е, 2 мин.)

Зависимости удельного сопротивления пленок оксидов меди от времени синтеза представлены на рисунке 8. Видно, что кривые для образцов, полученных при синтезе из порошков 100 и 200 меш, практически совпадают и имеют удельное сопротивление на уровне 100 Ом·см во всем интервале времени синтеза.

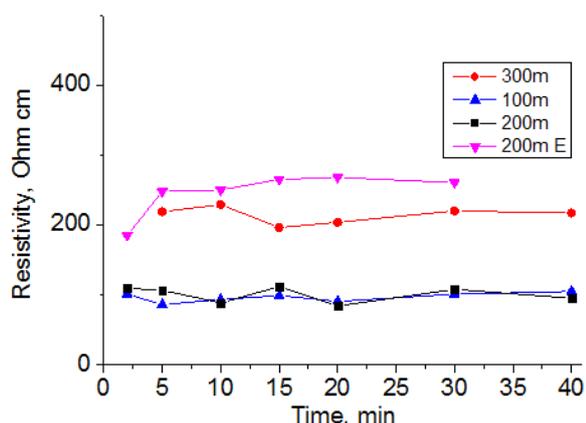


Рисунок 8 – Зависимость удельного сопротивления пленок оксидов меди от времени синтеза

Более высоким удельным сопротивлением около 200 Ом·см обладают образцы 200 меш E, и еще более высоким – на уровне 260 Ом·см – образцы, синтезированные из порошков 300 меш. Удельное сопротивление порошков 200 меш E и 300 меш также слабо зависит от времени синтеза. Различие в удельном сопротивлении пленок оксидов меди для порошков разных фракций, возможно, обусловлено их примесным составом.

В таблице приведены концентрации йода и железа в порошках различных фракций, полу-

ченные на рентгенофлуоресцентном микроанализаторе «Фокус М2».

Таблица – Примесный состав медных порошков различной зернистости (масс.%)

| Элемент | Зернистость порошка, меш | | | |
|---------|--------------------------|-------|-------|-------|
| | 100 | 200 | 200E | 300 |
| Иод | 0 | 0,002 | 0,020 | 0,028 |
| Железо | 0,062 | 0,079 | 0,079 | 0,107 |

Видно, что концентрация йода и железа возрастает в ряду 100, 200, 200E и 300 меш, что согласуется с ростом удельного сопротивления пленок оксидов меди.

Важно также отметить, что удельное сопротивление пленок почти не зависит от их фазового состава.

Заключение

Выполненные исследования показали возможность использования предложенного авторами метода синтеза пленок оксидов меди из активированного порошкового источника планарной геометрии для формирования пленок приборного качества.

Синтезированы пленки Cu_2O с высокой подвижностью носителей заряда ($47 \text{ cm}^2V^{-1}\cdot\text{c}$).

Дано объяснение полученным экспериментальным зависимостям.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Республики Казахстан (грант 3225/ГФ4).

Литература

- 1 Fujimoto K., Oku T., Akiyama T., Suzuki A. Fabrication and characterization of copper oxide-zinc oxide solar cells prepared by electrodeposition // J. of Physics: Conference series. – 2013. 0– Vol. 433. – 012024.
- 2 Hsu Ch-H., Chen L-Ch., Lin Yi-F. Preparation and optoelectronic characterization of ZnO/CuO-Cu₂O complex inverse heterostructure with GaP buffer for solar cell application // Materials. – 2013. –Vol.6. – P. 4479-4488.
- 3 Arith F., Anis S.A.M., Said M.M., Idris C.M.I. Low cost electrodeposition of cuprous oxide p-n homo-junction solar cell // Advanced Material Res. –2014. – Vol. 827. – P. 38-43.
- 4 Lee Y.S., Heo J., Winkler M.T., Siah S.Ch., Kim S.B., Gordonb R.G., Buonassisi T. Nitrogen-doped cuprous oxide as a p-type hole- transporting layer in thin-film solar cells // J. of Mater. Chem. A. – 2013. – Vol.1. – P.15416-15422.
- 5 Yil-Hwan You, Seung-Muk Bae, Young-Hwan Kim, Jinha Hwang Deposition optimization and property Characterization of copper-oxidethin films prepared by reactive sputtering // J. of Microelectronics & Packag. Soc. – 2013. – Vol.20, N1. – P. 27-31.
- 6 Sachdeva A., Annu A., Sharma N.R. Cu₂O-TiO₂ Nanocomposite: A novel material for humidity sensing // Int. J. of Engin. Sci. and Technology. – 2014. – Vol.3(5). – P.403-410.
- 7 Steinhauer S., Brunet E., Maier T., et.al. Gas sensing properties of novel CuO nanowire devices // IMCS 2012- The 14th Int. Meeting on Chemical Sensors. – 2012. – P.713-716.

- 8 Li F.M., Waddingham R., Milne W.I., Flewitt A.J. et.al. Low temperature(<100oC) deposited P-type cuprous oxide thin films: Importance of controlled oxygen and deposition energy // *Thin Solid Films*. – 2011. – Vol. 520. – P.1278-1284.
- 9 Lee Y S., Winkler M.T., Siah S.Ch., Brandt R., Buonassisi T. Hall mobility of cuprous oxide thin films deposited by reactive direct-current magnetron sputtering // *Applied Physics Letters*. – 2011. – Vol. 98. – P.192115(1-3).
- 10 Figueiredo V., Elangovan E., Goncalves G., Barquinha P., Pereira L., Franco N., Alves E., Martins R., Fortunato E. Effect of post-annealing on the properties of copper oxide thin films obtained from the oxidation of evaporated metallic copper // *Applied Surface science*. – 2008. – Vol. 254. – P.3949–3954.
- 11 Murali D.S., Kumar Sh., Choudhary R.J., Wadikar A.D., Jain M.K., Subrahmanyam A. Synthesis of Cu₂O from CuO thin films: Optical and electrical properties // *AIP Advances*. – 2015. – Vol. 5. – P.047143/5.
- 12 Rajani K.V., Danielsa S., McGlynnb E., Gandhiramanc R.P., Groarked R. and McNallye P.J. Low temperature growth technique for nanocrystalline cuprous oxide thin films using microwave plasma oxidation of copper // *Materials Letters*. – 2012. – Vol.71. – P.160-163.
- 13 Fan-Yong Ran, Hidenori Hiramatsu, Hideo Hosono, and Toshio Kamiya Detection of dead layers and defects in polycrystalline Cu₂O thin-film transistors by x-ray reflectivity and photoresponse spectroscopy analyses // *Journal of Vacuum Science & Technology B, Nanotechnology and Microelectronics: Materials, Processing, Measurement, and Phenomena*. – 2015. – Vol. 33. – P.051211.
- 14 Muñoz-Rojas, Jordan M., Yeoh C., Marin A. T., Kursumovic A. et.al. Growth of \square 5 cm²V⁻¹s⁻¹ mobility, p-type Copper(I) oxide (Cu₂O) films by fast atmospheric atomic layer deposition (AALD) at 225°C and below // *AIP Advances*. – 2012. – Vol.2. – P.042179/7.
- 15 Matsuzaki K., Nomura K., Yanagi H., Kamiya T., Hirano M., Hosono H. Effects of post-annealing on (110) Cu₂O epitaxial films and origin of low mobility in Cu₂O thin-film transistor // *Phys. Status Solidi A*. – 2009. – Vol.206. – P.2192.
- 16 Отчет о научно-исследовательской работе: «Разработка новой экономичной технологии получения покрытий из оксида меди различного функционального назначения» 3225/ГФ4 (Промежуточный) № госрегистрации: 0115PK00862.

References

- 1 K. Fujimoto, T. Oku, T. Akiyama, and A. Suzuki, *J. of Physics: Conference series*, 433, 012024, (2013).
- 2 Ch-H. Hsu, L-Ch. Chen, and Yi-F. Lin, *Materials*, 6, 4479-4488, (2013).
- 3 F. Arith, S.A.M. Anis, M.M. Said, and C.M.I. Idris, *Advanced Material Res.*, 827, 38-43, (2014).
- 4 Y.S. Lee, J. Heo, M.T. Winkler, S.Ch. Siah, S.B. Kim, R.G. Gordonb, and T. Buonassisi, *J. of Mater. Chem. A*, 1, 15416-15422, (2013).
- 5 Yil-Hwan You, Seung-Muk Bae, Young-Hwan Kim, and Jinha Hwang, *J. of Microelectronics & Packag. Soc.*, 20, 1, 27-31, (2013).
- 6 A. Sachdeva, A. Annu, and N.R. Sharma, *Int. J. of Engin. Sci. and Technology*, 3(5), 403-410, (2014).
- 7 S. Steinhauer, E. Brunet, T. Maier, et.al. *IMCS 2012- The 14th Int. Meeting on Chemical Sensors*, 713-716, (2012).
- 8 F.M. Li, R. Waddingham, W.I. Milne, A.J. Flewitt et.al. *Thin Solid Films*, 520, 1278-1284, (2011)
- 9 Y.S. Lee, M.T. Winkler, S.Ch. Siah, R. Brandt, and T.Buonassisi, *Applied Physics Letters*, 98, 192115(1-3), (2011).
- 10 V. Figueiredo, E. Elangovan, G. Goncalves, P. Barquinha, L. Pereira, N. Franco, E. Alves, R. Martins, and E.Fortunato, *Applied Surface science*, 254, 3949–3954, (2008).
- 11 D.S. Murali, Sh. Kumar, R.J. Choudhary, A.D. Wadikar, M.K. Jain, and A. Subrahmanyam, *AIP Advances*, 5, 047143/5, (2015).
- 12 K.V. Rajani, S. Danielsa, E. McGlynnb, R.P. Gandhiramanc, R. Groarked and P.J. McNallye, *Materials Letters*, 71, 160-163, (2012).
- 13 Fan-Yong Ran, Hidenori Hiramatsu, Hideo Hosono, and Toshio Kamiya, *Journal of Vacuum Science & Technology B, Nanotechnology and Microelectronics: Materials, Processing, Measurement, and Phenomena*, 33, 051211, (2015).
- 14 Muñoz-Rojas, M. Jordan, C. Yeoh, A.T. Marin, A. Kursumovic et.al. *AIP Advances* 2, 042179/7, (2012).
- 15 K. Matsuzaki, K. Nomura, H. Yanagi, T. Kamiya, M. Hirano, and H. Hosono, *Phys. Status Solidi A*, 206, 2192, (2009).
- 16 Report on research work: "Development of a new economical technology for the production of coatings from copper oxide for various functional purposes" 3225 / GF4 (Intermediate) No. of state registration: 0115PK00862.