

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПЛЕНКАХ ДИОКСИДА ОЛОВА НА ИХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Г. С. Хрипунов, А. В. Пирогов, В. А. Новиков

*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
г. Харьков, Украина,*

Поступила в редакцию 14. 08. 2014

Исследуются пленки диоксида олова, получаемые методом магнетронного распыления на постоянном токе. Приведены результаты исследований изменения фазового состава и электрической проводимости пленок оксида олова полученных при температурах осаждения (150—350) °С при проведении последующего отжига на воздухе при температуре 500 °С на протяжении 1 часа. Показано, что количественный характер изменения электропроводности при отжиге зависит от температуры осаждения пленок, поскольку она определяет содержание субоксидов, а также соотношение между аморфной и кристаллической фазой диоксида олова. Идентифицированы два конкурирующих термически активированных структурных процесса, оказывающих влияние на технические параметры активных слоев газовых датчиков на основе пленок оксида олова. Предложено конструктивно-технологическое решение активного слоя с высокой газочувствительностью, воспроизводимостью и стабильностью.

Ключевые слова: диоксид олова, пленки, структурные превращения, электропроводность.

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОАКТИВОВАНИХ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У ПЛІВКАХ ДІОКСИДУ ОЛОВА НА ЇХ ЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Г. С. Хрипунов, А. В. Пирогов, В. А. Новиков

Досліджуються плівки діоксиду олова, що отримуються методом магнетронного розпилення на постійному струмі. Наведені результати досліджень зміни фазового складу і електричної провідності плівок оксиду олова, отриманих при температурах осадження (150—350) °С при проведенні подальшого відпалу на повітрі при температурі 500 °С на протязі 1 години. Показано, що кількісний характер зміни електропровідності при відпалі залежить від температури осадження плівок оскільки вона визначає зміст субоксидів, а також співвідношення між аморфною і кристалічною фазою діоксиду олова. Виявлені два конкуруючих термічно активованих структурних процесу, що впливають на технічні параметри активних шарів газових датчиків на основі плівок оксиду олова. Запропоновано конструктивно-технологічне рішення активно-го шару з високою газочутливістю, відтворюваністю і стабільністю.

Ключові слова: діоксид олова, плівки, структурні перетворення, електропровідність.

INFLUENCE OF THE THERMALLY ACTIVATED STRUCTURAL CONVERTING IN THE TIN DIOXIDE THIN FILM ON THEIR ELECTRIC PROPERTIES

G. S. Khrypunov, A. B. Pirogov, B. A. Novikov

The magnetron sputtering by direct current tin dioxide thin films are investigated. Results over of researches of change of phase composition and electric conductivity of tin oxide thin film obtained by temperature substrate (150—350) °C during subsequent annealing on air at the temperature of 500 °C on the during 1 hour are given. It is shown that quantitative character of change of conductivity at annealing depends on thin film substrate temperature, as it determines maintenance of suboxides, and also between's by the amorphous and crystalline phase of tin dioxide. The two competitive thermally activated structural process, having influence on the technical parameters of active layers gas sensors on the thin films tin oxide are identified. The structurally-technological solution of active layer with high gas sensitive reducibility and stability is offered.

Keywords: tin dioxide, films, structural converting, electric conductivity.

ВВЕДЕНИЕ

Открытие Сейамой в 1962 году обратимого изменения электропроводности пленок оксида цинка при их нагреве в атмосфере восстанавливающих газов [1] послужило началом многочисленных исследований, посвященных созданию на основе различных оксидов металлов пленочных резистивных газовых датчиков абсорбционно-полупроводникового типа, которые характеризуются высокой чувствительностью и быстродействием, а также низкой потребляемой электрической мощностью [2]. Благодаря химической стойкости пленки оксида олова являются одними из наиболее перспективных для использования в качестве активных слоев при промышленном выпуске резистивных газовых датчиков [3]. Поэтому в настоящее время активно разрабатываются технологии получения газочувствительных пленок оксида олова такими высокотехнологичными методами как реактивное катодное напыление, магнетронное распыление мишени из чистого олова в кислородсодержащей атмосфере, высокочастотное магнетронное распыление мишени из диоксида олова, пиролиз раствора хлоридного олова, окисление металлической пленки, осажденной методом термического вакуумного испарения [4].

Основной проблемой разрабатываемых технологий является обеспечение воспроизводимости и стабильности электрических свойств газочувствительных пленок оксида олова [5]. Это обусловлено тем, что выходные газочувствительные свойства таких базовых слоев, как правило, оптимизируются эмпирическим методом путем постконденсационной термообработки без установления физических механизмов влияния кристаллической структуры на электропроводность.

В работе для создания промышленной технологии резистивных газовых датчиков исследовано влияние структурных процессов протекающих при проведении постконденсационной термообработки пленок SnO_2 , полученных экономичным, хорошо освоенным предприятиями электронной промышленности Украины методом неактивного

магнетронного распыления на постоянном токе, на их электрические свойства.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Устройство для магнетронного распыления пленок оксида олова располагалось в рабочем объеме вакуумной установки промышленного типа УВН-74. Общее давление распыляющего газа составляло 2 Па. Между рабочей камерой и насосом была установлена ограничительная диафрагма, необходимая для стабильной работы вакуумного диффузионного насоса при таком высоком давлении [6]. Концентрация кислорода в распыляющем газе составляла 20 %. Давление в рабочем объеме регулировалось скоростью подачи газовой смеси через систему напуска СНА-2.

Пленки оксида олова были получены на подложки из ситалла путем магнетронного распыления на постоянном токе мишени, представляющей собой спрессованный порошок диоксида олова полупроводниковой чистоты (99,99 %).

Для проведения исследования при температурах подложки ($T_{\text{п}}$): 150 °С, 250 °С и 350 °С были осаждены три серии пленочных образцов — S1, S2, S3, соответственно. Толщина пленок (h) составляла 450 нм. Также были изготовлены пленочные образцы серии S4 толщиной 50 нм, которые осаждались при $T_{\text{п}} = 150$ °С.

Кристаллическая структура образцов и фазовый состав пленок S1, S2, S3 исследовались на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4М в монохроматизированном $\text{Cu K}\alpha$ или $\text{Co K}\alpha$ излучении. Идентификация фаз в образцах проводилась путем сопоставления набора межплоскостных расстояний, рассчитанных с использованием формулы Вульфа-Брегга по стандартной методике [7], с имеющимися наборами межплоскостных расстояний для окислов олова в справочных карточках АСТМ. Относительное количество каждой из фаз в многофазных образцах оценивалось как доля интегральной интенсивности всех дифракционных линий данной фазы в суммарной интегральной интенсивности рассеяния образца в интервале углов $2\Theta = 10\text{—}100$ град.

Малая толщина образцов серии S4 не позволила использовать для исследования их кристаллической структуры метод рентгенодифрактометрии, а отделение этих пленок от подложки для их изучения методами просвечивающей электронной микроскопии оказалось невозможным из-за хорошей адгезии пленок к ситаллу. Поэтому кристаллическая структура таких образцов изучалась с помощью образцов свидетелей, которые осаждались на сколах NaCl одновременно с образцами серии S4. Пленки, полученные на подложках NaCl, легко отделялись путем растворения последней и исследовались методами просвечивающей электронной микроскопии. Идентификация фаз в отделенных пленках проводилась путем сопоставления набора определенных по электрограмме межплоскостных расстояний d со справочными данными ASTM. Соотношение концентраций фаз в многофазных пленках оценивалось по соотношению интенсивностей (измеренных методом фотометрирования) для наиболее сильных дифракционных линий, с учетом теоретических относительных интенсивностей для этих линий.

Для исследуемых образцов проводился непрерывный контроль их удельной электропроводности (G) при проведении всех последующих за конденсацией операций, включая хранение образцов и их постконденсационный отжиг на воздухе. Особенностью измерений являлось одновременное использование для регистрации изменения G цифрового вольтметра (со временем интегрирования сигнала 1 сек) и цифрового запоминающего осциллографа (со временем интегрирования сигнала 0,001 сек), что позволило одновременно отслеживать медленные и быстрые изменения электропроводности пленок.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Была исследована динамика относительно-го изменения удельной электропроводности (G/G_0) пленок диоксида олова (рис. 1), полученных методом магнетронного распыления

на постоянно токе, после их извлечения из вакуумной камеры. За исходное значение G_0 была принята электропроводность пленочных образцов через час после эвакуации из вакуумной камеры. Наблюдаемые изменения удельной электропроводности образцов обусловлены взаимодействием пленок SnO₂ с кислородом воздуха, поскольку конденсация слоев и их последующее охлаждение до комнатной температуры происходило в вакуумной камере при парциальном давлении кислорода много ниже атмосферного.

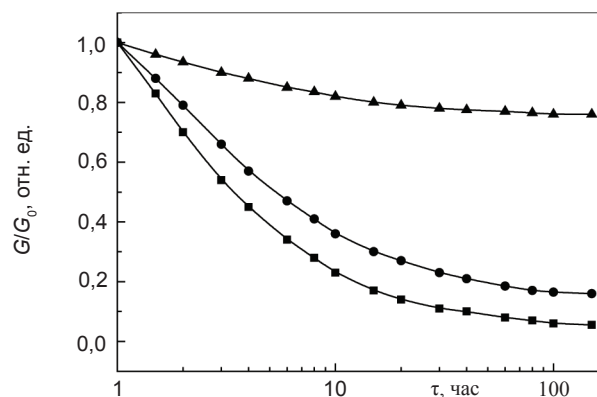


Рис. 1. Относительное изменение электропроводности G/G_0 пленочных образцов S1, S2, S3 диоксида олова при «вылеживании» образцов на воздухе: ▲ — S3, ■ — S2, ● — S1

Зафиксированное экспериментально уменьшение удельной электропроводности пленок диоксида олова (см. рис. 1) может быть обусловлено следующими физическими процессами. Это хемосорбция атомов кислорода на поверхности пленки диоксида олова, которая приводит к обеднению слоя носителями заряда, и диффузия кислорода по границам зерен, способствующая увеличению зернограницных потенциальных барьеров, что приводит к снижению подвижности основных носителей заряда. Результаты исследования э. д. с. Холла полученных пленок оксида олова в процессе их вылеживания на воздухе, свидетельствует о том, что доминирующее влияние на уменьшение удельной электропроводности оказывает соответствующее снижение концентрации носителей заряда.

При использовании пленок оксида олова в качестве активных элементов резистивных газовых датчиков контроль состава газовой атмосферы проводится по величине

изменения удельной электропроводности нагретого образца. Поэтому для получения воспроизводимых и корректных результатов определения состава газовой атмосферы необходимо иметь пленочные образцы, исходная величина удельного электропроводности которых остается постоянной при рабочих температурах газового датчика (до 400 °С). Поэтому для временной и температурной стабилизации удельной электропроводности полученных пленок SnO₂ они отжигались на воздухе в течение 1 часа при температуре 500 °С.

Были проведены рентгendifрактометрические исследования пленочных образцов оксида олова до и после проведения отжига. Установлено, что до отжига образцы серии S1 состояли полностью из аморфной фазы. В образцах серии S2 количество аморфной и кристаллических фаз составляло соответственно 85 % и 15 %, причем количество кристаллической тетрагональной фазы SnO₂ и субоксидов (SnO, Sn₂O₃, Sn₃O₄) было примерно равным. Образцы серии S3 практически полностью состояли из кристаллической тетрагональной фазы SnO₂ (субоксидов не более 3 %). После отжига содержание рентгеноаморфной фазы в образцах серий S1 и S2 уменьшилось примерно на 20 %. Было также установлено, что количество субоксидов в образцах серий S2 и S3 уменьшилось вдвое.

Методом электронной микроскопии было показано, что образцы свидетели пленок S4 выращенные на NaCl, являются аморфными. При нагреве электронным лучом непосредственно в колонне электронного микроскопа они полностью кристаллизуются с размером кристаллитов 2—15 нм. Следует отметить, что образование кристаллической фазы SnO₂ в этом случае сопровождается наличием некоторого количества субоксидов. Об этом свидетельствует присутствие на электронограммах дифракционных линий слабой интенсивности (менее 10 % интенсивности максимальной линии), характерных не для SnO₂, а для субоксидов олова. При интерпретации результатов структурных исследований пленочных образцов S1, S2 и S4 следует иметь в виду, что

идентифицированная методом электронной микроскопии мелкокристаллическая фаза с размером кристаллитов 2—15 нм методом рентгendifрактометрии регистрируется как рентгеноаморфная. Поэтому мы считаем, что наличие после отжига на воздухе при температуре 500 °С значительного количества рентгеноаморфной фазы в образцах S1 и S2 свидетельствует о формировании мелкокристаллической фазы SnO₂.

Было установлено, что, в процессе постконденсационного отжига на воздухе, наблюдается изменение удельной электропроводности пленок оксида олова. Изменение G/G_0 может быть связано с зафиксированной экспериментально после отжига кристаллизацией аморфной фазы и изменением соотношения между фазой диоксида олова и субоксидов. Изменение электропроводности, связанное с описанными выше структурными процессами, имеет необратимый характер. При этом необходимо отметить, что формирование мелкокристаллической фазы с развитой зернограничной поверхностью способно интенсифицировать процессы адсорбции и десорбции молекул и атомов из окружающей среды, которые обуславливают обратимое изменение электропроводности в процессе постконденсационного отжига на воздухе. Обратимое изменение G/G_0 в процессе отжига может быть обусловлено как ростом концентрации носителей заряда внутри микрокристаллов, так и изменением их подвижности в результате адсорбционно-десорбционных процессов на поверхности микрокристаллов, способных изменить высоту межзеренных потенциальных барьеров. Сопоставление температурных зависимостей G/G_0 , полученных при первом и последующих отжигах, позволяет разделить обратимое и необратимое изменение электропроводности. Для этого в процессе проведения отжига осуществлялось измерение удельной электропроводности образцов S1, S2, S3 и S4 (рис. 2). Анализ экспериментальных результатов показывает, что вне зависимости от температуры осаждения образцов все кривые характеризуются наличием максимума. Повторное измерение электропроводности пленок в

процессе проведения повторного отжига (рис. 3) показало, что диапазон изменения G/G_0 уменьшается на несколько порядков, но экстремальный ход зависимостей качественно не изменяется.

Термостимулированная ионизация поверхностных состояний (в рассматриваемом интервале температур — преимущественно хемосорбированных гидроксильных групп) приводит к увеличению концентрации но-

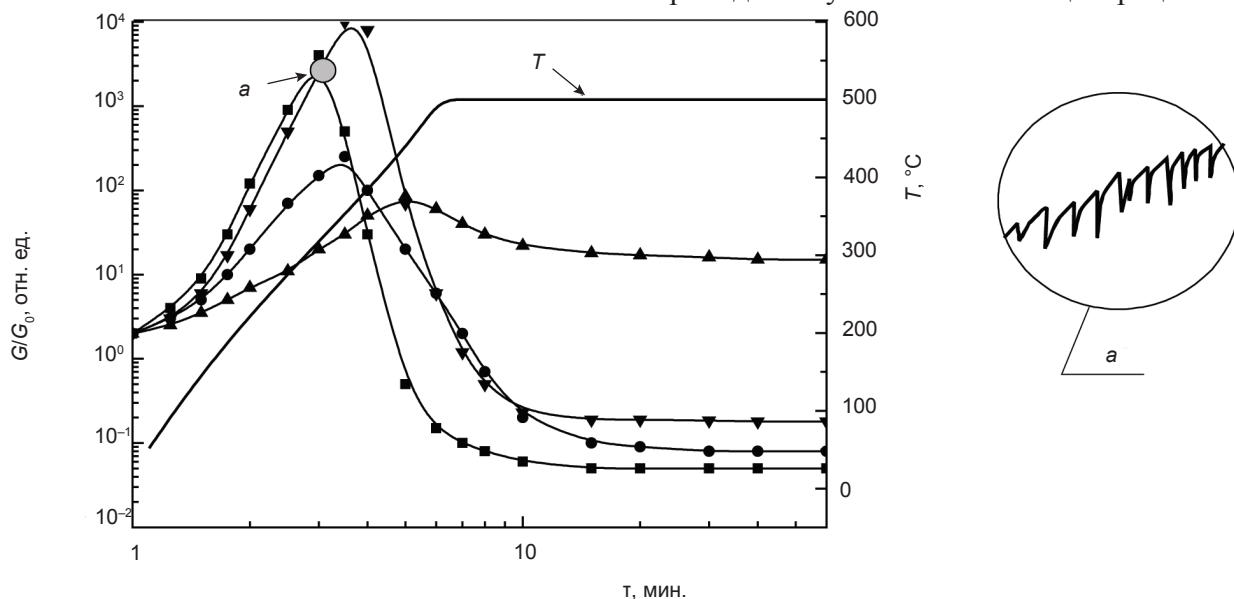


Рис. 2. Временная развертка температуры отжига и относительного изменения проводимости G/G_0 образцов серий S1—S4 при отжиге образцов на воздухе: ▼ — S4, ■ — S1, ● — S2, ▲ — S3

Экстремальная зависимость удельной электропроводности обусловлена обратимым абсорбционно-десорбционным механизмом, заключающимся в действии следующих конкурирующих физических процессов при повышении температуры.

сителей заряда носителей заряда и снижению высоты межзеренных потенциальных барьеров [4], что обуславливает формирование экспериментально наблюдаемого участка монотонного роста удельной электропроводности. С другой стороны, повышение

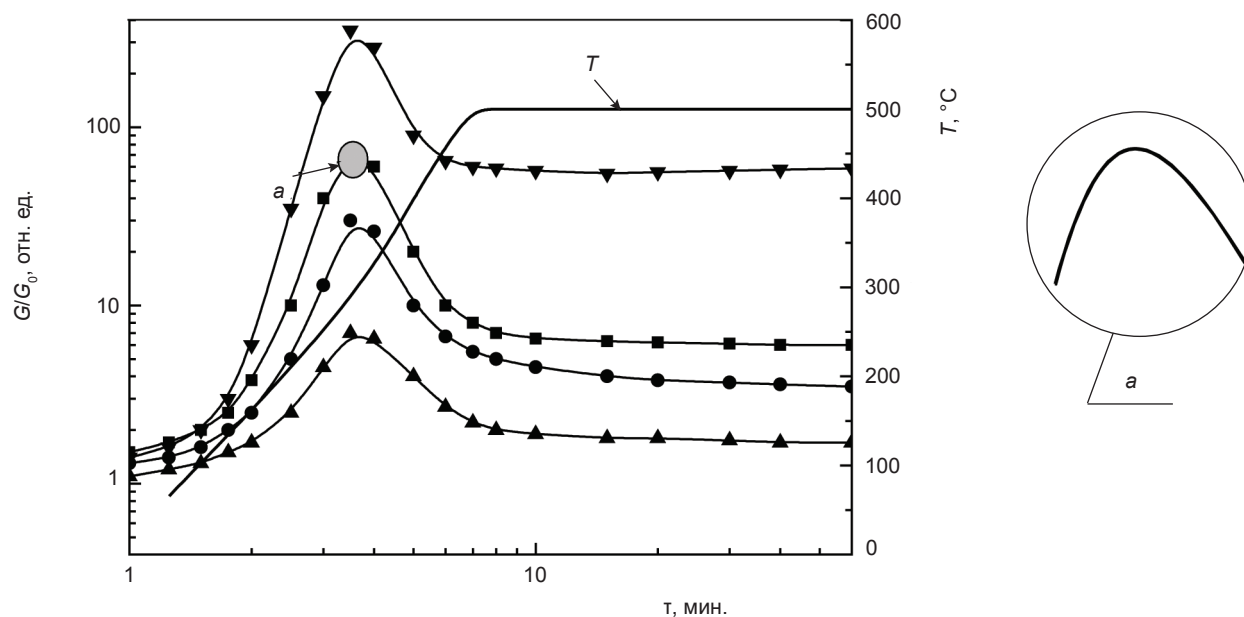


Рис. 3. Временная развертка температуры отжига и относительного изменения проводимости G/G_0 образцов серий S1—S4 при их последующих нагревах: ▼ — S4, ■ — S1, ● — S2, ▲ — S3

температуры свыше 450 °С стимулирует десорбцию частиц гидроксильных групп, что обуславливает формирование участка монотонного снижения G/G_0 . Необходимо отметить, что интенсивность описанных выше процессов возрастает с увеличением степени развитости зернограничной поверхности.

Экспериментально показано, что в процессе проведения первого отжига с ростом температуры осаждения пленок диоксида олова при их неизменной толщине происходит смещение положение максимума в сторону больших температур (см. рис. 2). Действительно, структурные исследования свидетельствуют об увеличении содержания кристаллической фазы в исходном состоянии в образцах по мере роста температуры осаждения. Поэтому смещение максимумов кривых G/G_0 при проведении первого отжига вправо обусловлено тем, что минимальная температура, при которой начинаются структурные изменения в образцах, тем выше, чем более термодинамически равновесным (с большей концентрацией кристаллической фазы) является исходное состояние пленочных образцов.

Обращает на себя внимание тот факт, что для аморфных пленок серии S4 толщиной 50 нм кристаллизация начинается при более высоких температурах, чем для аналогичных по температуре осаждения, но более толстых образцов серии S1, что обуславливает соответствующее смещение положение максимума. Более высокая температура кристаллизации является проявлением стабилизации термодинамически неравновесной структуры в тонких пленках, которая обусловлена размерным фактором [8]. При повторном отжиге все максимумы соответствуют одной и той же температуре 275 °С (рис. 3).

С ростом температуры осаждения пленок диоксида олова при их неизменной толщине уменьшается величина максимума, что обусловлено снижением степени развитости зернограничной поверхности мелкокристаллической фазы, которая возникает при кристаллизации аморфной фазы вследствие уменьшения содержания последней в исходном

состоянии. Такой вывод подтверждается результатами исследования аморфных пленок серии S4 толщиной 50 нм, которые имеют наибольшую величину максимума среди всех исследованных образцов как при проведении первого, так и при проведении последующего отжигов (см. рис. 2, 3).

С помощью запоминающего осциллографа, регистрировавшего быстропротекающие изменения электропроводности образцов, было обнаружено, что зависимость G/G_0 от времени термообработки не всегда является плавной. При первом нагреве образцов серий S1, S2 и S4 изменение G/G_0 вблизи максимумов принимает вид ступенчатой линии, для которой неперриодические резкие (менее 0,001 сек.) спады чередуются с плавными подъемами. Это схематически изображено на рисунке 2, а. На участках, для которых температура при отжиге пленок была менее 250 °С или нагрев продолжался более 8 минут, описанное явление практически не наблюдалось. Оно также не наблюдалось при первом нагреве образцов серии S3 и при повторных нагревах образцов всех серий. Это схематически изображено на рисунке 3, а. Наблюдаемые особенности можно объяснить, если предположить что экспериментально зафиксированное ступенчатое изменение G является признаком необратимых локальных изменений структурного характера на фоне обратимого плавного роста электропроводности, обусловленного термостимулированной ионизацией поверхностных состояний.

С нашей точки зрения, локальные изменения кристаллической структуры связаны с кристаллизацией аморфных областей в процессе нагрева пленок диоксида олова. Поэтому отсутствие такого ступенчатого изменения электропроводности при температуре менее 250 °С можно объяснить недостаточной температурой для указанных фазовых превращений. А отсутствие ступенчатого изменения электропроводности при нагреве более 8 минут, обусловлено тем, что в пленках уже исчерпался запас центров локальных структурных превращений, все структурные превращения произошли, и образовалось стабильное структурное

состояние. Необратимый характер этих структурных превращений объясняет отсутствие обсуждаемых быстропротекающих малых изменений электропроводности при проведении последующего отжига во всем интервале изменения температуры. В пользу предположения о структурной причине ступенчатого изменения электропроводности пленок диоксида олова при проведении отжига свидетельствуют литературные данные о взрывном характере кристаллизации в процессе роста пленок в вакууме, которое приводит к резким скачкам электропроводности [8]. В отличие от описанного в литературе [8], в нашем случае отдельные акты кристаллизации в процессе отжига на воздухе имеют более локальный характер, что находит отражение в относительно небольших скачках электропроводности и большом количестве таких актов. Такое различие в механизмах кристаллизации, по-видимому, обусловлено тем, что в процессе отжига на воздухе в насыщении оборванных связей на межзеренных границах участвует большое количество хемосорбированных примесных атомов. Это приводит к снижению свободной энергии кристаллизующихся областей, что препятствует быстрому распространению фронта кристаллизации по всему образцу и приводит к ступенчатому характеру изменения электропроводности. Обнаруженное явление хорошо иллюстрируется особенностями временной развертки пропорционального изменению дифференцированной проводимости сигнала запоминающего осциллографа, несущего в себе информацию только о быстро протекающих изменениях G (рис. 4). Плотность всплесков на развертке этого сигнала характеризует частоту следования отдельных актов кристаллизации, а амплитуда отдельного всплеска пропорциональна размерам области, охваченной этим актом. Эти параметры позволяют судить об относительной интенсивности процесса кристаллизации и визуализировать динамику этого процесса для образцов с различным содержанием аморфной и кристаллической фаз. Приведенные на рис. 4 *а, б* экспериментальные данные подтверждают, что при увеличении содержания аморфной фазы в

образцах процесс кристаллизации при нагреве наступает раньше, т. е. при более низкой температуре.

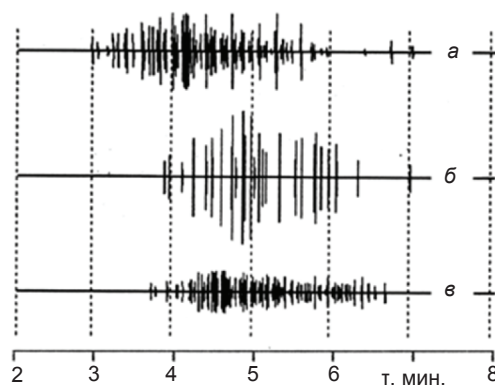


Рис. 4. Временные развертки пропорциональные изменению дифференцированной проводимости сигнала запоминающего осциллографа при отжиге на воздухе для образцов серий: $S1$ (*а*), $S2$ (*б*), $S3$ (*в*)

Сопоставление рис. 4 *а, б* и рис. 4, *в* свидетельствует о том, что при нагреве полностью аморфных пленок диоксида олова с меньшей толщиной, процесс их кристаллизации при нагреве начинается позже, т. е. при более высоких температурах (нагрев всех образцов проводился с одинаковой скоростью), что обусловлено описанным выше размерным фактором. Из сопоставления зависимостей *а, б*, в рис. 4 видно, что при уменьшении доли аморфной фазы в пленках диоксида олова, что обусловлено как увеличением температуры осаждения при неизменной толщине, так и уменьшением толщины пленки при неизменной температуре, частота следования импульсов снижается. Это можно интерпретировать как уменьшение количества актов ступенчатой кристаллизации аморфных областей при уменьшении их плотности. Наблюдаемое при этом возрастание амплитуды импульсов обусловлено увеличением размеров локальных областей аморфной фазы.

ВЫВОДЫ

Экспериментально показано, что в пленках диоксида олова, полученных методом магнетронного распыления на постоянном токе при температурах осаждения 150—350 °С наблюдается обратимый абсорбционно-десорбционный механизм изменения электропроводности от времени отжига на воздухе

при температуре 500 °С. При этом величина диапазона изменения электропроводности зависит от температуры осаждения пленок, поскольку она определяет содержание в слое субоксидов, а также соотношение между аморфной и кристаллической фазой диоксида олова.

Установлено, что отжиг на воздухе при температуре 500 °С на протяжении 1 часа приводит к стабилизации временной зависимости электропроводности при последующем отжиге. В то же время различие в величине относительного изменения электропроводности в процессе отжига, в пленках, полученных при различных температурах осаждения и имеющих различную толщину, сохраняется.

Выявлены два конкурирующих термически активированных структурных процесса оказывающих влияние на технические параметры пленочных газовых датчиков с чувствительным слоем на основе диоксида олова, полученных методом магнетронного распыления на постоянном токе. С одной стороны, с ростом температуры подложки до 350 °С при осаждении пленок оксида олова толщиной 450 нм повышается стабильность газовых датчиков на их основе при работе в агрессивных средах, поскольку при этом в данных слоях уменьшается содержание химически не стойких субоксидов, которые частично сохраняются после стабилизирующего отжига на воздухе. С другой стороны, при уменьшении температуры осаждения до 150 °С в пленках диоксида олова толщиной 450 нм наблюдается увеличение доли аморфной фазы, которая при проведении последующего отжига кристаллизуется и формирует развитую зернограничную поверхность с высокой газочувствительностью.

Показано, что в пленках оксида олова толщиной 50 нм полученных при температуре осаждения 150 °С при последующем отжиге при температуре 500 °С в результате ступенчатой кристаллизации формируется мелкокристаллическая фаза с развитой поверхностью и высокой газочувствительностью. При этом, образующаяся мелкокристаллическая фаза, отличается повышенной температурной стабильностью, что

является проявлением эффекта стабилизации термодинамически неравновесной структуры в тонких пленках, обусловленной размерным фактором.

В качестве активного слоя газового резистивного датчика сочетающего высокую газочувствительность и воспроизводимость со стабильностью предлагается методом магнетронного распыления при температуре осаждения 350 °С получать пленку оксида олова толщиной 450 нм, а затем при температуре 150 °С формировать на их поверхности аморфную прослойку толщиной 50 нм и проводить отжиг на воздухе при температуре 500 °С на протяжении 1 часа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Seiyama T., Kato A., Fujiishi K. A New Detector for Gaseous Components Using Semiconductive Thin Films // *Analytical Chemistry*. — 1962. — V. 34. — P. 1502—1503.
2. Moseley T. S., Tofield B. C. *Solid State Gas Sensors*. Bristol: Adam Hilger, 1987. — 245 p.
3. Физико-химические свойства полупроводниковых веществ: Справочник. Под ред. Самсонова А. А. М.: Наука, 1978. — 390 с.
4. Meixner H., Lampe U. Metal Oxide Sensors // *Sensors and Actuators*. — 1996. — Vol. B. 33. — P. 198—202.
5. Gopel W., Shierbaum K. D. SnO₂ sensors: current status and future prospects // *Sensors and Actuators*. — 1995. Vol. B 26—27. — P. 1—129.
6. Reactor design for uniform chemical vapor deposition-grown films without substrate rotation Патент 4649859 США, МКИ H01L21/205. / Wanlass M. (США); Заявлено 19. 02. 85; Опубликовано 17.03.87. — 8 с.
7. Структура и физические свойства твердого тела: Лабораторный практикум / Под редакцией Л. С. Палатника. — К.: Вища школа, 1983 г. — 211 с.
8. Панчева. П. А. Примесно-размерный фактор формирования структуры тонких металлических пленок // *Труды Украинского вакуумного общества Т. 2*. Харьков: ННЦ ХФТИ. — 1996. — С. 59—63.

LITERATURA

1. Seiyama T., Kato A., Fujiishi K. A New Detector for Gaseous Components Using Semiconductive Thin Films // *Analytical Chemistry*. — 1962. — Vol. 34. — P. 1502—1503.

2. Moseley T. S., Tofield B. C. *Solid State Gas Sensors*. Bristol: Adam Hilger, 1987. — 245 p.
3. *Fiziko-himicheskie svoystva poluprovodnikovyh veschestv: Spravochnik*. Pod red. Samsonova A. A. M.: Nauka, 1978. — 390 p.
4. Meixner N., Lampe U. *Metal Oxide Sensors // Sensors and Actuators*. — 1996. — Vol. B. 33. — P. 198—202.
5. Gopel W., Shierbaum K. D. *SnO₂ sensors: current status and future prospects // Sensors and Actuators*. — 1995. Vol. B 26—27. — P. 1—129.
6. *Reactor design for uniform chemical vapor deposition-grown films without substrate rotation* Patent 4649859 SShA, MKI H01L21/205. / Wanlass M. (SShA); Zayavleno 19. 02. 85; Opublikovano 17. 03. 87. — 8 p.
7. *Struktura i fizicheskie svoystva tverdogo tela: Laboratornyj praktikum / Pod redakciej L. S. Palatnika*. — K.: Vischa shkola, 1983 g. — 211 p.
8. Pancheha. P. A. *Primesno-razmernyj faktor formirovaniya struktury tonkih metallicheskih plenok // Trudy Ukrainskogo vakuumnogo obshchestva Vol. 2*. Har'kov: NNC HFTI. — 1996. — P. 59—63.