НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, 2020, том 56, № 3, с. 290–298

УДК 538.975

СИНТЕЗ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ ПРИ $x = 0–1$

© 2020 г. С. И. Рембеза[1, *], П. Е. Воронов[1], С. З. Зайнабидинов[2], Е. С. Рембеза[3], Н. Н. Кошелева[1], Е. Ю. Плотникова[1]

[1]Воронежский государственный технический университет, ул. 20-летия Октября, 84, Воронеж, 394006 Россия

[2]Андижанский государственный университет, ул. Университетская, 129, Андижан, 170100 Узбекистан

[3]Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1, Воронеж, 394006 Россия

*e-mail: rembeza@yandex.ru

Поступила в редакцию 14.03.2019 г.
После доработки 14.08.2019 г.
Принята к публикации 17.09.2019 г.

Радиочастотным магнетронным распылением на горячую подложку (400°C) из керамических мишеней различного состава изготовлены тонкие пленки $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ ($x = 0–1$) толщиной порядка 500 нм. С помощью рентгенофазового анализа исследован состав пленок и установлено образование фазы $In_4Sn_3O_{12}$ при $x = 0.3$. Оценен предел растворимости In в SnO_2 и Sn в In_2O_3, который составляет около 10 мас. %. Все синтезированные пленки прозрачны в видимом диапазоне света. Определены коэффициенты пропускания и поглощения света, а также ширина запрещенной зоны пленок. Установлено, что при образовании фазы $In_4Sn_3O_{12}$ ширина запрещенной зоны образцов уменьшается до 3.3 эВ. При изучении прозрачности пленок в инфракрасном свете обнаружено, что пленки $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ с $x = 0.1$ не пропускают инфракрасное излучение и могут использоваться в качестве тепловых зеркал. Из измерений эффекта Холла определены концентрация и подвижность носителей зарядов пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ во всем диапазоне значений x. Максимальные значения этих параметров наблюдаются у пленок с $x = 0.1$ (ITO) и составляют $n = 9.1 \times 10^{21}$ см$^{-3}$, $\mu = 81.3$ см^2/(В с). Пленки с $x = 0.9$ обладают наибольшим сопротивлением и могут эффективно использоваться в качестве датчиков газов. В статье приведены данные о газовой чувствительности пленок к парам спирта в воздухе.

Ключевые слова: магнетронные пленки SnO_2 и In_2O_3, фаза $In_4Sn_3O_{12}$, оптические и электрофизические свойства, газовая чувствительность

DOI: 10.31857/S0002337X20030161

ВВЕДЕНИЕ

Тонкие пленки SnO_2 и In_2O_3 с запрещенной зоной больше 3 эВ применяются в качестве полупроводниковых датчиков газов [1–3], в прозрачной электронике [4, 5], солнечной энергетике [6, 7] и в других сферах [8, 9]. Исходя из величины валентности атомов можно предположить, что трехвалентный индий, замещая четырехвалентные ионы олова в решетке SnO_2, проявляет акцепторные свойства и увеличивает электросопротивление пленок SnO_2. В то же время добавление донорной примеси Sn в пленки In_2O_3 увеличивает концентрацию электронов и приводит к образованию прозрачных электропроводящих структур ITO (In_2O_3 + 10% SnO_2), давно применяемых в электронике [5].

Однако до настоящего времени систематические исследования влияния на физические свойства пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ их состава во всем диапазоне концентраций Sn и In не проводились.

Цель данной работы – синтезировать методом магнетронного распыления на переменном токе серию образцов пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ при $x = 0–1$, исследовать их структуру, электрические и оптические свойства.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для изготовления керамических мишеней использовались порошки SnO_2 и In_2O_3 квалификации “ч. д. а.”. Мишени диаметром 40 мм изготавливались методом сухого прессования в разборной пресс-форме с последующим отжигом в печи КО-14 в течение 2 ч при $t = 1200$°C. В качестве подложек использовалось кварцевое стекло К-8 и пластины монокристаллического кремния КЭФ-4.5 (100). Перед нанесением пленок подложки обез-

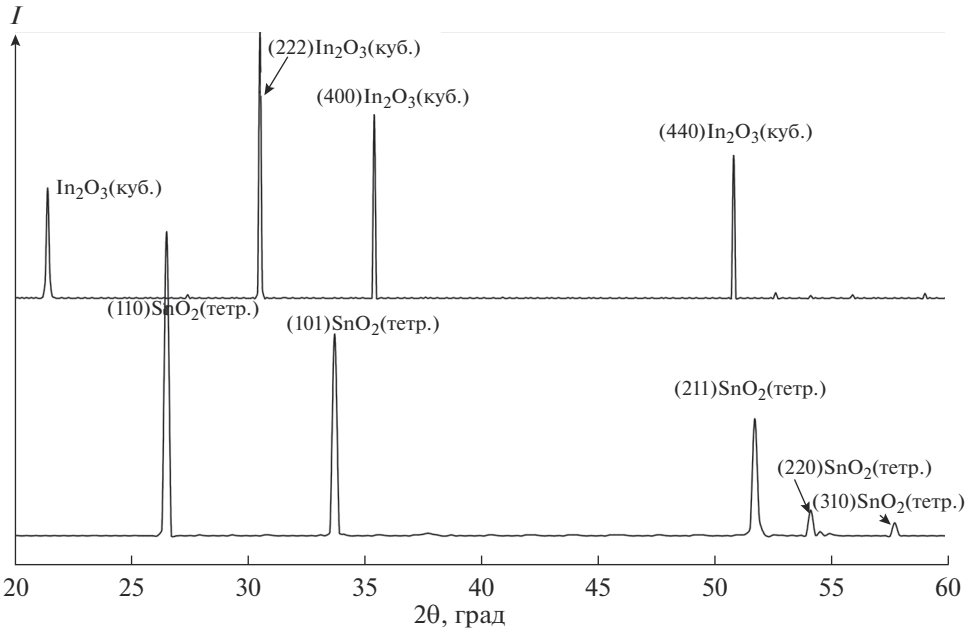

Рис. 1. Рентгенограммы исходных порошков SnO_2 и In_2O_3.

жиривались и промывались спиртом и дистиллированной водой.

Магнетронное распыление керамических мишеней выполнялось в установке, изготовленной на базе вакуумного поста ВУП-5 М, в атмосфере аргона (СВЧ). Подложки с образцами размещались на расстоянии 80 мм от поверхности мишени и нагревались до 400°С. Мощность магнетрона при распылении регулировалась от 80 до 250 Вт. Экспериментально установлено, что наименьший размер зерен (~6 нм) пленок тройного оксида получается при мощности магнетрона 80 Вт и температуре подложки 400°С. Толщина пленок контролировалась микроинтерферометром МИИ-4. Оптические свойства пленок исследовались на спектрофотометре СФ-46 и Фурье-спектрометре ФСМ 1201. Слоевое сопротивление пленок измерялось четырехзондовым методом на установке ЦИУС-4, а концентрация и подвижность электронов определялись по схеме Ван-дер-Пау с помощью эффекта Холла на автоматизированной установке НЕМ-200. Фазовый состав пленок исследовался с использованием рентгеновского дифрактометра Сименс D-501 с медной рентгеновской трубкой. Морфология поверхности контролировалась методом атомно-силовой микроскопии (**АСМ**) с помощью зондовой лаборатории Integra NT-MDT.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Перед изготовлением керамических мишеней выполнялся рентгенофазовый анализ исходных порошков SnO_2 и In_2O_3. Рентгенограммы порошков SnO_2 и In_2O_3 приведены на рис. 1, из которого следует, что порошок SnO_2 представляет собой тетрагональную фазу (структура рутила) [10], а порошок In_2O_3 имеет объемно-центрированную кубическую (**ОЦК**) решетку. Другие фазы в исходных порошках SnO_2 и In_2O_3 не обнаружены. Керамические мишени соответствующего состава распылялись в атмосфере аргона в течение 1 ч, что приводило к образованию металлооксидных пленок толщиной ~500 нм.

Для всех процессов был выбран оптимальный режим магнетронного распыления: мощность установки 80 Вт и температура подложки 400°С. Дополнительный отжиг образцов не проводился. На рис. 2 приведены рентгенограммы пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ при x от 0 до 1. Уширение спектральных линий свидетельствует о малом размере кристаллов или наличии механических напряжений в синтезированных пленках. Заметные рефлексы от In_2O_3 в пленках $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ начинают проявляться только при $x = 0.7$, что соответствует содержанию In_2O_3, равному 30 мас. %. Отсутствие фазы In_2O_3 в пленках $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$, содержащих 5 мас. % ($x = 0.95$) и 10 мас. % ($x = 0.9$) In_2O_3, может быть следствием того, что In в SnO_2 не образует отдельную фазу, а растворяется в решетке SnO_2 в качестве акцепторной примеси (In^{3+}), замещая Sn^{4+}. Таким образом, можно считать, что предел растворимости In в решетке SnO_2 составляет 10 мас. %.

Аналогичная ситуация наблюдается при легировании In_2O_3 оловом. Здесь пределом растворимости примесных атомов Sn также можно считать

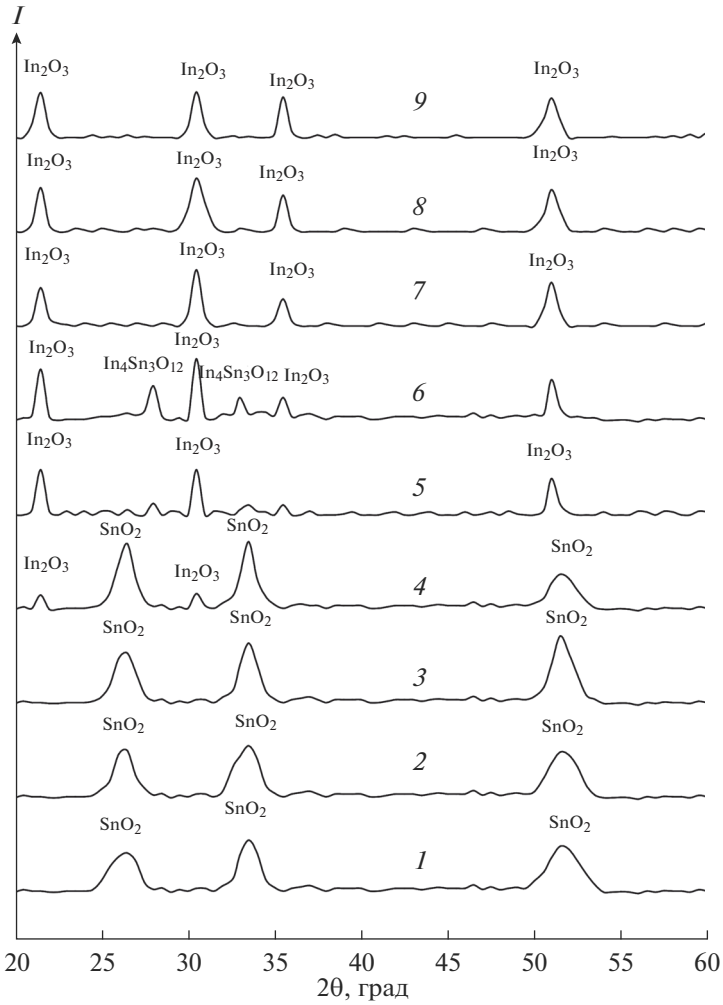

Рис. 2. Рентгенограммы пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$, синтезированных распылением мишеней: $x = 1$ (*1*), 0.95 (*2*), 0.9 (*3*), 0.7 (*4*), 0.5 (*5*), 0.3 (*6*), 0.1 (*7*), 0.05 (*8*), 0 (*9*).

10 мас. %, так как для $x = 0.05$ и $x = 0.1$ фаза SnO_2 на рентгенограмме отсутствует.

При $x = 0.3$ на фоне четких рефлексов In_2O_3 появляются слабые рефлексы новой фазы, соответствующей соединению $In_4Sn_3O_{12}$, которые наблюдаются и при $x = 0.5$. Металлооксидное соединение $In_4Sn_3O_{12}$ представляет собой метастабильную фазу с ромбоэдрической кристаллической решеткой ($a = 9.406$ Å, $c = 8.854$ Å) [11]. Ранее [12] такое же тройное металлооксидное соединение синтезировалось в качестве прозрачного высокопроводящего контакта для изделий оптоэлектроники. Целесообразность применения $In_4Sn_3O_{12}$ вместо широко применяемого ITO (In_2O_3 + 10% SnO_2) мотивируется более низкой ценой $In_4Sn_3O_{12}$ по сравнению с ITO из-за меньшего количества используемого индия. Оценка размеров зерен в пленках $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ с $x = 0.9$ по данным АСМ дает значение ~6 нм (рис. 3).

Все синтезированные пленки прозрачны в видимом диапазоне света. Величина их прозрачности изменяется от 70 до 95%. На рис. 4 показан спектр пропускания трех образцов пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$: при $x = 0$ – In_2O_3, $x = 0.3$ – смесь In_2O_3 и $In_4Sn_3O_{12}$ и $x = 0.1$ – In_2O_3 + 10% SnO_2 (ITO). Наименьшей прозрачностью ~70% характеризуется пленка In_2O_3, а пленки ITO и $In_4Sn_3O_{12}$ имеют прозрачность ~90–95%. Как видно из рис. 4, все спектры пропускания характеризуются порогом при длинах волн 300–350 нм.

Для определения ширины запрещенной зоны синтезированных пленок были выполнены расчеты и построены спектры коэффициентов поглощения (α). Так как полупроводники SnO_2 и In_2O_3 являются прямозонными, из зависимости $(\alpha h\nu)^2 = f(h\nu)$ можно определить ширину запрещенной зоны образца. На рис. 5 приведен спектр поглощения пленки, синтезированной из мишени состава SnO_2, из которого следует, что ширина

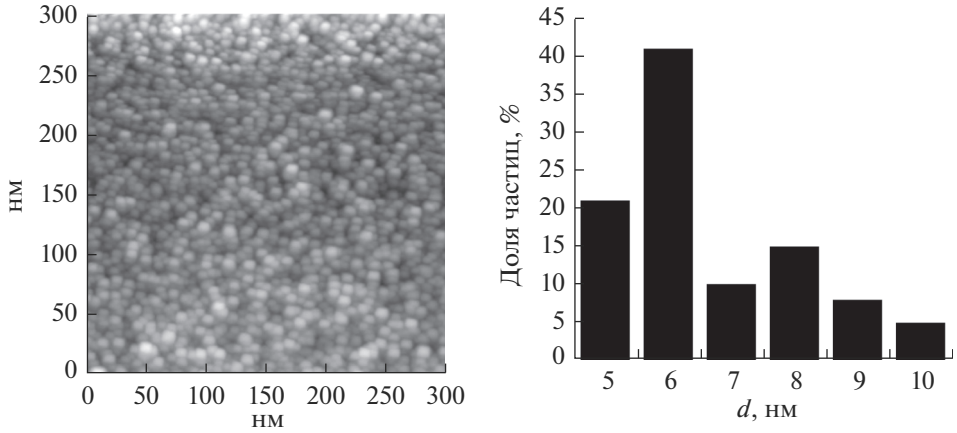

Рис. 3. АСМ-изображение и распределение рельефа пленки $(SnO_2)_{0.9}(In_2O_3)_{0.1}$.

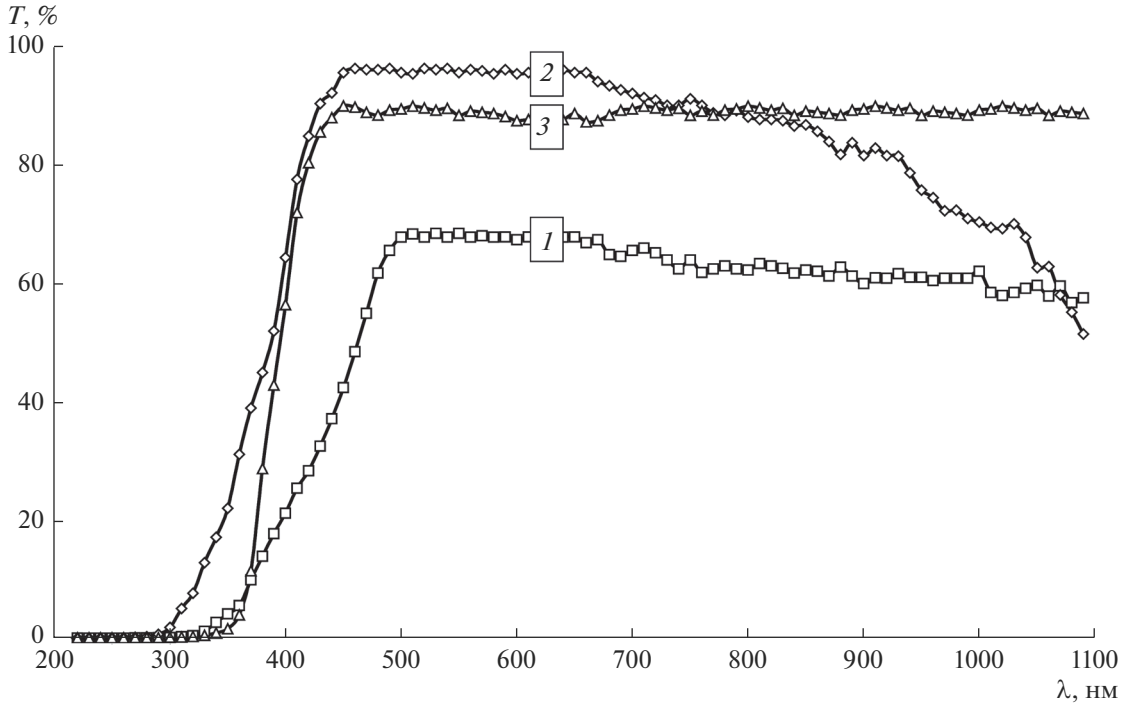

Рис. 4. Зависимости коэффициента пропускания от длины волны света для пленок: *1* – In_2O_3, *2* – $(SnO_2)_{0.1}(In_2O_3)_{0.9}$, *3* – $(SnO_2)_{0.3}(In_2O_3)_{0.7}$.

запрещенной зоны пленки SnO_2, синтезированной при мощности магнетрона 80 Вт и температуре подложки 400°C, составляет 3.9 эВ и сопровождается полосой поглощения при $h\nu < \Delta E_g$. Экспоненциальная форма низкоэнергетической полосы поглощения указывает на ее сходство с полосой Урбаха [13], возникающей из-за дефектности кристаллической решетки полупроводника.

Зависимость ширины запрещенной зоны ΔE_g в пленках $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ от состава приведена на рис. 6. Крайние значения ΔE_g при $x = 0$ и $x = 1$ соответствуют беспримесным пленкам: SnO_2 ($\Delta E_g = 3.9$ эВ) и In_2O_3 $\Delta E_g = 3.6$ эВ. Значение $\Delta E_g = 3.95$ эВ для пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ при $x = 0.1$ (ITO) заметно превышает ΔE_g для чистого оксида In_2O_3, по-видимому, из-за эффекта Бурштейна–Мосса, обусловленного очень большой концентрацией свободных носителей зарядов и их вырождением в зоне проводимости [13]. Представляет интерес уменьшение ширины запрещенной зоны у пленок $(SnO_2)_{0.3}(In_2O_3)_{0.7}$, когда в составе

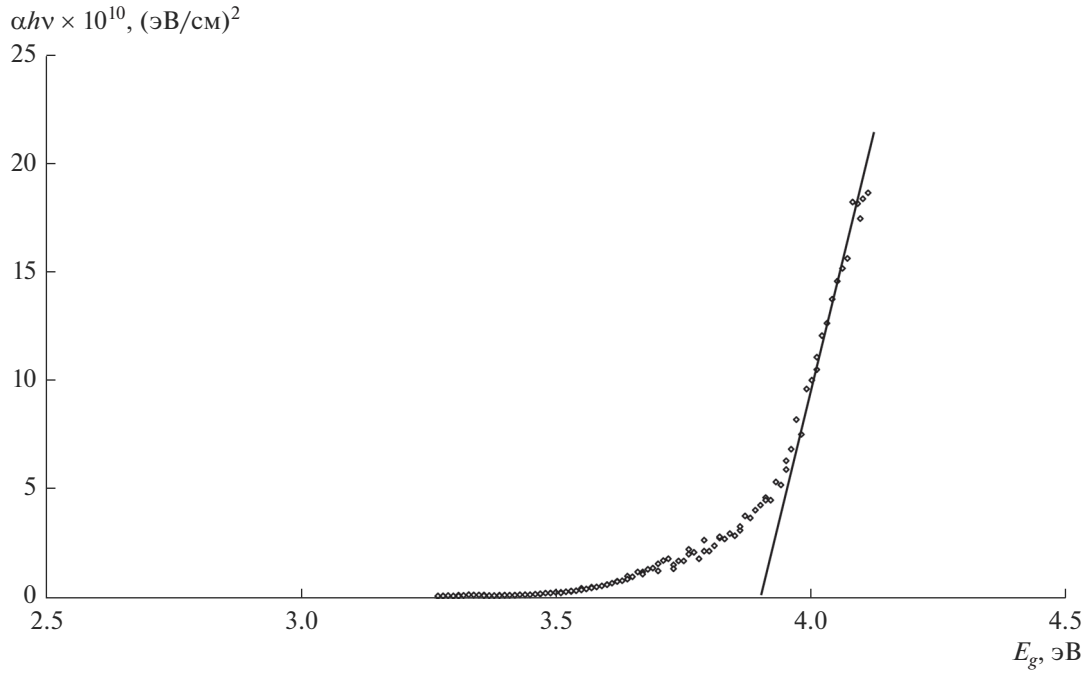

Рис. 5. Край собственного поглощения в координатах $(\alpha h\nu)^2 = f(h\nu)$ для пленок, синтезированных из мишени SnO_2.

присутствует новая фаза $In_4Sn_3O_{12}$, характеризуемая шириной запрещенной зоны $\Delta E_g = 3.3$ эВ, что немного ниже величины $\Delta E_g = 3.5$ эВ, полученной в работе [14], возможно, из-за разных методик синтеза пленок. При других значениях x изменение ширины запрещенной зоны многокомпонентных пленок имеет плавный характер. Таким образом, характер изменений ширины запрещенной зоны в синтезированных пленках отражает их фазовый состав и электрофизические свойства образцов, а также подтверждает данные рентгенофазового анализа о появлении в пленках $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ при $x = 0.3$ новой фазы $In_4Sn_3O_{12}$.

Оптические свойства пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ в инфракрасном диапазоне дают дополнительные сведения об их микроструктуре и особенностях взаимодействия с ИК-излучением. Известно [15], что колебательные спектры SnO_2 и In_2O_3 имеют характеристические частоты 670 и 470 см$^{-1}$ соответственно. В то же время у пленок с $x = 0.1$ (ITO) концентрация свободных носителей превышает 10^{20} см$^{-3}$ и в инфракрасной области оптического спектра такие пленки имеют полуметаллическую проводимость, характеризуемую сильным отражением света в этой области спектра. Действительно, спектры ИК-пропускания чистых SnO_2, In_2O_3 и $(SnO_2)_{0.1}(In_2O_3)_{0.9}$ (рис. 7) подтверждают эти свойства пленок, нанесенных на кремниевые подложки. В ИК-спектрах присутствуют полосы поглощения H_2O и CO в интервале от 1400 до 1900 см$^{-1}$ и полосы поглощения SnO_2 (615 см$^{-1}$) и In_2O_3 (470 см$^{-1}$). Третий спектр на рис. 7 демонстрирует отсутствие пропускания ИК-света пленкой In_2O_3, содержащей 10% SnO_2 (ITO), во всем исследованном диапазоне. Таким образом, пленки $(SnO_2)_{0.1}(In_2O_3)_{0.9}$ могут быть применены в качестве тепловых экранов в различных оптических устройствах.

На рис. 8 приведены сравнительные спектры ИК-пропускания всех образцов $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ для $x = 0$–1. В спектрах наблюдаются пики SnO_2 и In_2O_3, однако колебательный спектр фазы $In_4Sn_3O_{12}$ отсутствует в отличие от рентгеновских спектров, где фаза $In_4Sn_3O_{12}$ наблюдается при $x = 0.3$.

Значения поверхностного сопротивления пленок в интервале $x = 0$–1, измеренные 4-зондовым методом, приведены на рис. 9. Поверхностное сопротивление пленок SnO_2 составляет 1 МОм/□ и при легировании 10 мас. % In_2O_3 возрастает почти до 10 МОм/□, т.е. в этом интервале концентраций примесь In^{3+} действует как акцептор в решетке SnO_2, замещая ионы Sn^{4+}. Дальнейшее увеличение концентрации In_2O_3 приводит к монотонному уменьшению сопротивления пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ вплоть до минимального значения $R_s = 0.2$ Ом/□ при 10 мас. % SnO_2. В третьей области концентраций SnO_2 в In_2O_3 поверхностное сопротивление пленок возрастает от 0.2 Ом/□ до 92 кОм/□ в чистом In_2O_3. Таким образом, наш результат подтверждает перспективность применения In_2O_3 с 10 мас. % SnO_2 в качестве прозрачного электропроводящего покрытия.

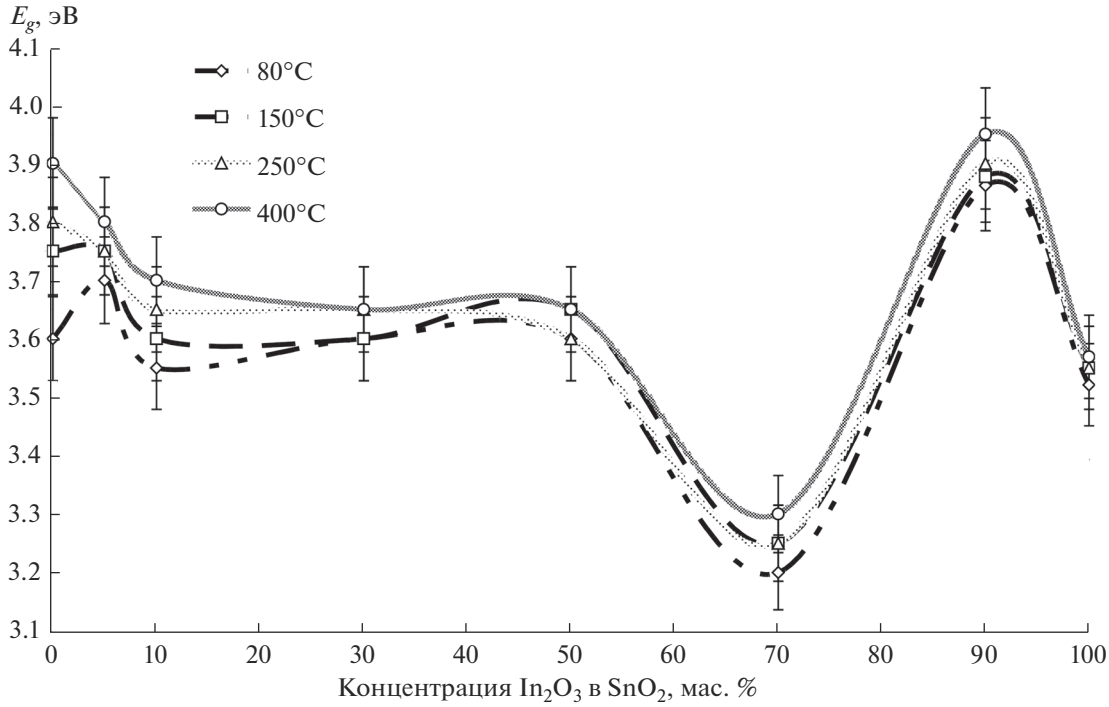

Рис. 6. Зависимости оптической ширины запрещенной зоны от концентрации In_2O_3 в мишени SnO_2 при различных температурах подложки ($W = 80$ Вт).

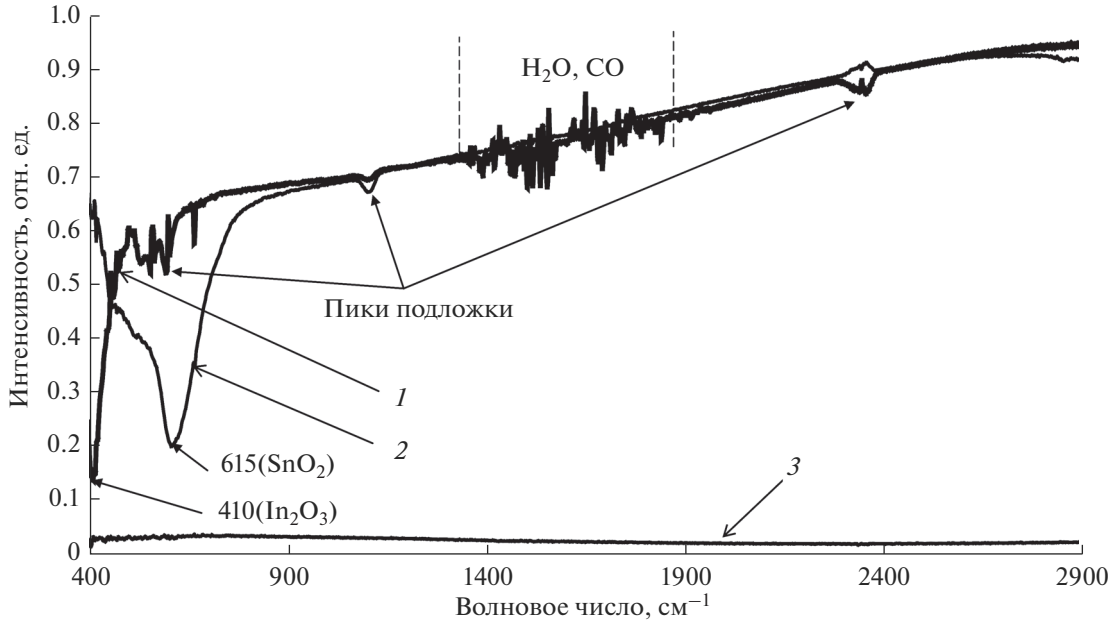

Рис. 7. ИК-спектры пропускания пленок состава: *1* – In_2O_3, *2* – SnO_2, *3* – $(SnO_2)_{0.1}(In_2O_3)_{0.9}$.

Концентрация и подвижность свободных носителей зарядов в пленках $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ при различных значениях x приведены на рис. 10. Из знака постоянной эффекта Холла следует, что основными носителями зарядов в пленках являются электроны. При легировании SnO_2 10 мас. % In_2O_3 концентрация электронов и их подвижность уменьшаются от $n = 8.4 \times 10^{13}$ $см^{-3}$, $\mu = 14.5$ $см^2/(В\,с)$ (чистый SnO_2) до $n = 1.6 \times 10^{12}$ $см^{-3}$, $\mu = 14.5$ $см^2/(В\,с)$; такие высокоомные и наноструктурированные пленки перспективны для применения в газовой сенсорике. Другая примечательная точка на рис. 10 – это пленка In_2O_3 с 10 мас. % SnO_2. В этой точке концентрация электронов и их подвиж-

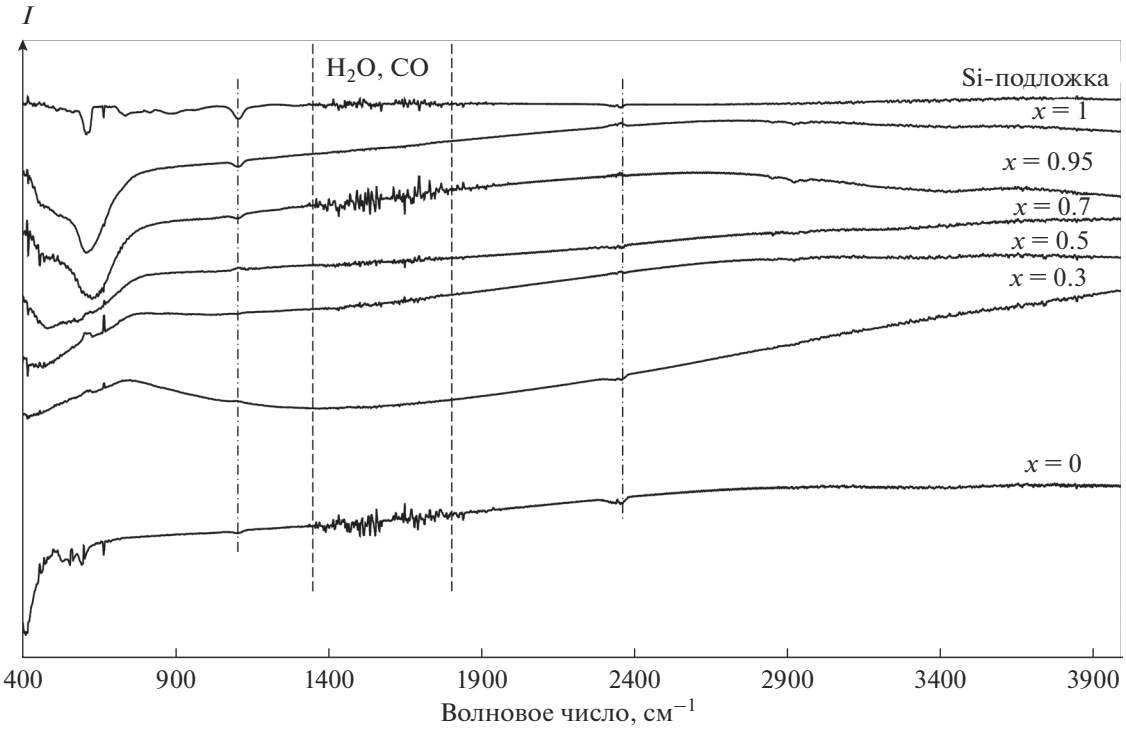

Рис. 8. ИК-спектры пропускания пленок, полученных из мишени состава $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ при $x = 0$–1.

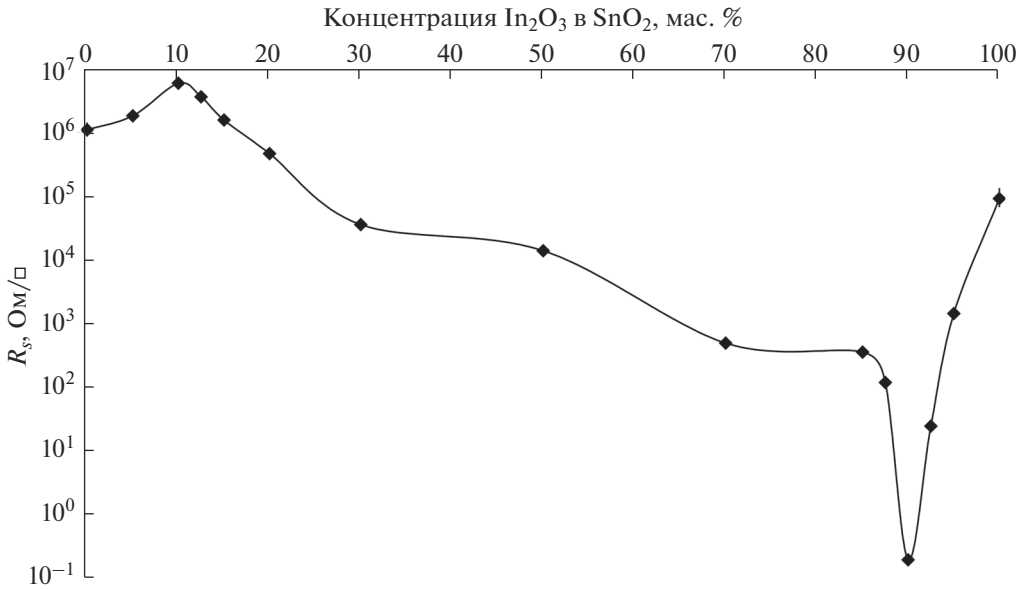

Рис. 9. Зависимость сопротивления R_s от состава мишени.

ность достигают максимальных значений: $n = 9.1 \times 10^{21}$ см$^{-3}$, $\mu = 81.3$ см^2/(В с), тогда как для чистых пленок In_2O_3 $n = 6 \times 10^{18}$ см$^{-3}$, $\mu = 10.5$ см^2/(В с). Пленки с 10 мас. % SnO_2 представляют собой общеизвестную систему ITO, широко используемую в разных изделиях электроники в качестве прозрачных токопроводящих слоев. Еще одна примечательная точка на рис. 10 – это пленка, содержащая 30 мас. % SnO_2, в которой присутствует фаза $In_4Sn_3O_{12}$. Для этой пленки $n = 3 \times 10^{19}$ см$^{-3}$, $\mu = 32$ см^2/(В с); возможности ее эффективного применения требуют дополнительных исследований.

Для пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ с 90 мас. % SnO_2 и 10 мас. % In_2O_3, обладающих наибольшим сопротивлением, была исследована газовая чувстви-

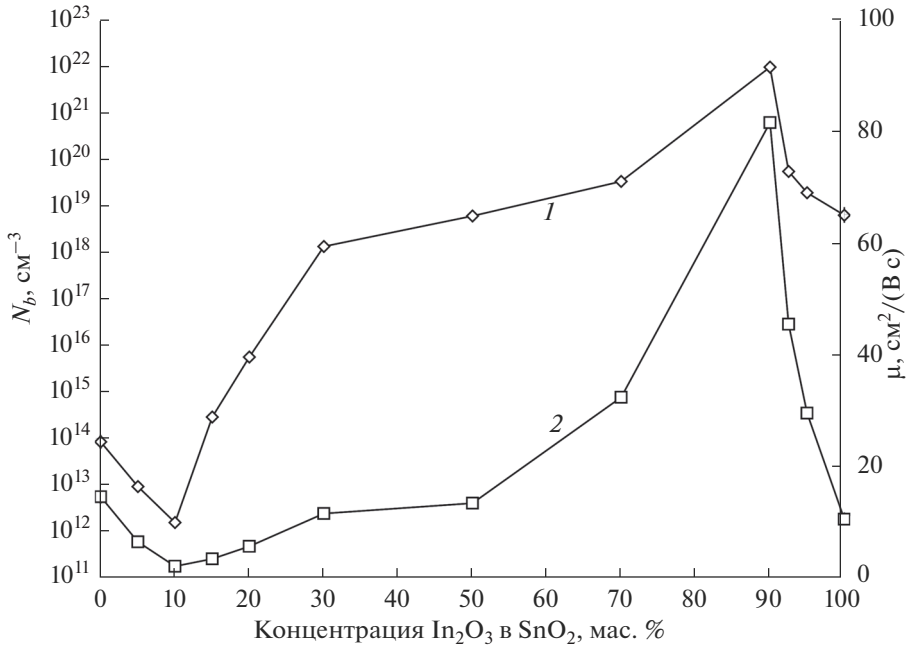

Рис. 10. Концентрация основных носителей заряда (*1*) и их подвижность (*2*) в зависимости от состава мишени.

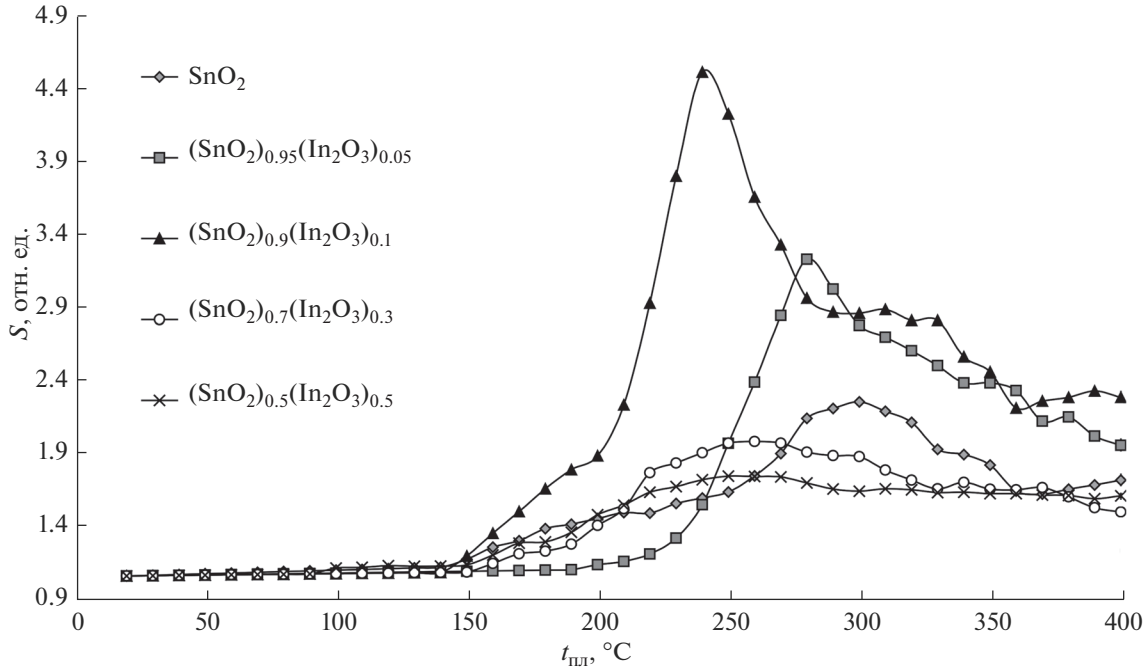

Рис. 11. Температурные зависимости газовой чувствительности пленок Sn–O–In к парам спирта (1500 ppm) в воздухе.

тельность к парам этилового спирта (C_2H_5OH) в интервале температур 20–400°C. Газовая чувствительность S измерялась по общепринятой методике [16] как отношение величины сопротивления пленки на воздухе $R_в$ к сопротивлению пленки в атмосфере контролируемого газа $R_г$: $S = \frac{R_в}{R_г}$. Концентрация исследуемого газа в воздухе определялась по формуле Клапейрона–Менделеева растворением капли жидкости в замкнутом воздушном объеме 10 л [17].

На рис. 11 приведены значения газовой чувствительности пленок $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ различного состава. Результаты показывают, что чистая пленка SnO_2 обладает газовой чувствительностью к 1500 ppm спирта в воздухе $S = 2.2$ при температу-

ре 300°C. По мере увеличения в пленке концентрации In_2O_3 до 5 и 10 мас. % газовая чувствительность возрастает до $S = 3.2$ и $S = 4.5$ соответственно, а температура максимальной чувствительности снижается от 300 до 280 и 240°C соответственно. Таким образом, пленки $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ с $x = 0.9$ являются перспективным материалом для применения в газовой сенсорике для контроля токсичных и взрывоопасных газов-восстановителей в воздушной среде.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В синтезированных тонких пленках $(SnO_2)_x(In_2O_3)_{1-x}$ с $x = 0–1$ появляются три области концентраций компонентов, представляющих практический интерес. Это высокоомные образцы с $x = 0.9$ (90% SnO_2 и 10% In_2O_3) с наноразмерными кристаллами, перспективные для применения в газовой сенсорике.

Вторая группа образцов с $x = 0.3$ (30% SnO_2 и 70% In_2O_3) содержит фазу $In_4Sn_3O_{12}$, характеризуется высокой прозрачностью и малым удельным сопротивлением.

Имеются также образцы третьей группы с $x = 0.1$ (10% SnO_2 и 90% In_2O_3), которые широко используются в прозрачной электронике в качестве электропроводящих контактов, а также в качестве тепловых зеркал и экранов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Rumyantseva M.N., Makeeva E.A., Badalyan S.M., Zhukova A.A., Gaskov A.M.* Nanocrystalline SnO_2 and In_2O_3 as Materials for Gas Sensors: the Relationship between Microstructure and Oxygen Chemisorption // Thin Solid Films. 2009. V. 518. P. 1283–1288.
2. *Рембеза С.И., Рембеза Е.С., Свистова Т.В., Кошелева Н.Н.* Металлооксидные пленки: синтез, свойства и применение. Воронеж: Издательский дом ВГУ, 2018. 172 с.
3. *Ayeshamariam A., Kashif M., Bououdina M., Hashim U., Jayachandran M., Ali M.E.* Morphological, Structural, and Gas-Sensing Characterization of Tin-Doped Indium Oxide Nanoparticles // Ceram. Int. 2014. V. 40. P. 1321–1328.
4. *Montero J., Guillen C., Herrero J.* AZO/ATO Double-Layered Transparent Conducting Electrode: a Thermal Stability Study // Thin Solid Films. 2011. V. 519. P. 7564–7567.
5. *Ellmer K.* Past Achievements and Future Challenges in the Developments of Optically Transparent Electrodes // Nat. Photonics. 2012. V. 6. P. 808–816.
6. *Yan X., Li W., Aberic A.G., Venkataraj S.* Surface Texturing Studies of Bilayer Transparent Conductive Oxides (TCO) Structures as Front Electrode for Thin-Film Silicon Solar Cells // J. Mater. Sci. Mater. Electron. 2015. V. 26. P. 7049–7058.
7. *Saadeddin I., Pecquenard B., Manaud I.P., Decourt R., Labrugere C., Baffeteau T. et al.* Synthesis and Characterization of Single- and co-Doped SnO_2 Thin Films for Optoelectronic Applications // Appl. Surf. Sci. 2007. V. 253. P. 5240–5244.
8. *Otsuka R., Endo T., Takano T., Takemura S., Murakami R., Muramoto R. et al.* Fluorine Doped Tin Oxide Film with High Haze and Transmittance Prepared for Dye-Sensitized Solar Cells // Jpn. J. Appl. Phys. 2015. V. 54. P. 08KF03.
9. *Wei L., Shizhen H., Wenzhe C.* An MWCNT-Doped SnO_2 Thin Film NO_2 Gas Sensor by RF Reactive Magnetron Sputtering // J. Semiconductors. 2010. V. 31. № 2. P. 024006.
10. *Лазарев В.Б., Соболев В.В., Шаплыгин И.С.* Химические и физические свойства простых оксидов металлов. М.: Наука, 1983. 239 с.
11. *Pitschke W., Werner J., Behr G., Koumoto K.* Structure and Thermoelectric Properties of Me-Substituted $In_4Sn_3O_{12}$, Me = Y and Ti // J. Solid State Chem. 2000. V. 153. P. 349–356.
12. *Minami T., Takeda Y., Takata S., Kakumu T.* Preparation of Transparent Conducting $In_4Sn_3O_{12}$ Thin Films by DC Magnetron Sputtering // Thin Solid Films. 1997. V. 308–309. P. 13–18.
13. *Панков Ж.* Оптические процессы в полупроводниках (пер. с англ.). М.: Мир, 1973. 456 с.
14. *O'Neil D.H., Kuznetsov V.L., Jacobs R.M.J., Jones M.O., Edwards P.P.* Structural, Optical and Electrical Properties of $In_4Sn_3O_{12}$ Films Prepared by Pulsed Laser Deposition // Mater. Chem. Phys. 2010. V. 123. P. 152–159.
15. *Chopra K.L., Major S., Pandya D.K.* Transparent Conductors a Status Review // Thin Solid Films. 1983. V. 102. P. 1–46.
16. *Watson J., Ihokura K., Coles G.S.V.* The Tin Oxide Gas Senor // Measure. Sci. Technol. 1993. № 4. P. 1719–1725.
17. *Рембеза Е.С., Свистова Т.В., Рембеза С.И. и др.* Нанокомпозиты SnO_x:MnO_y для микроэлектронных датчиков газов // Нано- и микросистемная техника. 2006. Т. 4. С. 27–29.