

Влияние условий синтеза и наночастиц олова на структуру и свойства композитных тонких пленок $a\text{-C} : \text{H}(\text{Sn})$

© А.П. Рягузов, Р.Р. Немкаева, Н.Р. Гусейнов

Национальная нанотехнологическая лаборатория открытого типа,
Казахский национальный университет им. аль-Фараби,
050040 Алматы, Республика Казахстан
E-mail: ryaguzov_a@mail.ru

(Получена 5 декабря 2017 г. Принята к печати 29 января 2018 г.)

Приводятся результаты исследования структуры и свойств композитных материалов на основе аморфных пленок $a\text{-C} : \text{H}$ и наночастиц олова. Синтез композитных пленок осуществлялся магнетронным ионно-плазменным распылением комбинированной мишени в атмосфере смеси газов $92\% \text{Ar} : 4\% \text{CH}_4 : 4\% \text{H}_2$. Методом комбинационного рассеяния света выявлена зависимость локальной структуры $a\text{-C} : \text{H}(\text{Sn})$ пленок от условий синтеза и концентрации наночастиц олова. Показана зависимость интенсивности фотолуминесценции и значения оптической ширины запрещенной зоны в пленках $a\text{-C} : \text{H}(\text{Sn})$ от концентрации Sn.

DOI: 10.21883/FTP.2018.10.46463.8785

1. Введение

Разнообразие свойств кристаллических углеродных структур характеризуется определенным пространственным расположением C—C-связей и типом их гибридизации. В то же время немалый интерес вызывают структура и свойства аморфного углерода. Последние тридцать лет особое внимание уделяется изучению аморфных алмазоподобных углеродных пленок (DLC). Обладая особой прочностью и химической инертностью к агрессивным средам, аморфные DLC-пленки получили широкое применение в качестве антифрикционных и износостойких покрытий [1,2] с высокими адгезионными свойствами.

На данный момент остается актуальным вопрос управления электронными процессами в аморфных гидрогенизированных углеродных пленках ($a\text{-C} : \text{H}$). Электронные процессы зависят от распределения плотностей электронных состояний в зонах, которая определяется атомной структурой пленок $a\text{-C} : \text{H}$. Как известно, формирование атомной структуры вещества зависит от многих факторов. При создании определенных структур в наноэлектронике требуется учитывать взаимодействия поверхности подложки с адатомами растущей пленки, в основе которых лежат электростатические силы [3]. Состояние и структура поверхности подложки существенно влияют на формирование пленки [4]. Кроме этого особую роль в формировании атомной структуры пленок играют термодинамические условия синтеза [5]. Применяя магнетронный ионно-плазменный метод синтеза, возможно в широких пределах термодинамических параметров осуществить структурно-примесную модификацию пленок $a\text{-C} : \text{H}$ и таким образом управлять их электронными свойствами.

Углерод — один из немногих элементов, который не образует химической связи в широком интервале условий синтеза с достаточно большим количеством веществ. Это свойство позволяет формировать в угле-

родной матрице наночастицы. Углеродные пленки, модифицированные наночастицами некарбидообразующего вещества, составляют определенный класс композитов с уникальными свойствами. Благодаря квантовым размерным эффектам в наночастицах могут проявляться новые свойства, существенно отличающиеся от свойств этих материалов с размерами > 100 нм. Например, наночастицы серебра, золота и платины в углеродной матрице проявляют плазмонный резонанс поглощения и перколяционный механизм проводимости [6–9], в основе которых квантовые состояния электронной подструктуры наночастиц. Композитные материалы широко исследуются и находят все большую область применения [10–14]. Возможность управления электронными процессами в композитных материалах на основе аморфных углеродных пленок позволит расширить область их использования, в частности для создания высокочувствительных сенсоров, новых устройств в нано-, оптоэлектронике и др.

В данной работе для модификации углеродных пленок было выбрано олово, которое относится к некарбидообразующим элементам и может существовать в двух модификациях: $\alpha\text{-Sn}$ — серое олово, с атомной структурой алмаза, относится к полупроводникам; $\beta\text{-Sn}$ — белое олово, пластичный металл с тетрагональной атомной структурой. В зависимости от условий синтеза, концентрации и размеров наночастиц олова может происходить его формирование в α - или β -модификации структуры. Поэтому наночастицы олова будут по-разному влиять на формирование структуры углеродной матрицы и на ее электронные свойства.

В работе показаны результаты по изучению структуры и свойств синтезируемых пленок в зависимости от условий синтеза и концентрации олова. На основе представлений о sp^2 - и sp^3 -гибридизации C—C-связей углеродной матрицы, об α - и β -модификациях наночастиц олова предложено объяснение люминесцентных и оптических свойств пленок $a\text{-C} : \text{H}(\text{Sn})$.

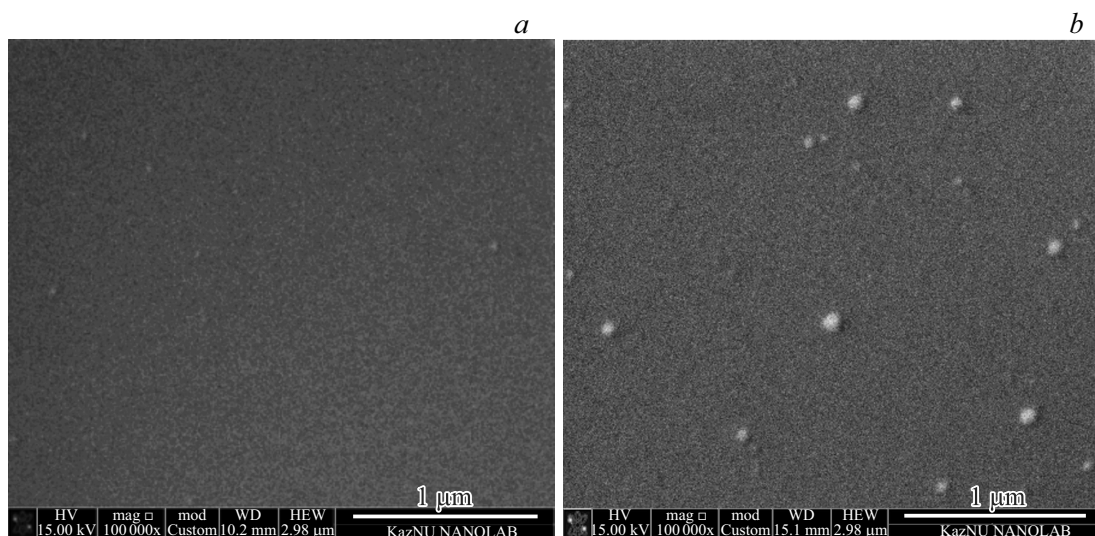


Рис. 1. Электронная микроскопия поверхности пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$. X_{Sn} , ат%. a — 0, b — 3.18.

2. Методы синтеза и исследования структуры и свойств

Методом магнетронного ионно-плазменного распыления комбинированной мишени в атмосфере смеси газов $92\% \text{Ar} : 4\% \text{CH}_4 : 4\% \text{H}_2$ на постоянном токе (DC) синтезированы композитные пленки $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$. Магнитное поле магнетрона создавалось с использованием электромагнита на постоянном токе. Корректировка величины магнитного поля позволяла поддерживать постоянными значения напряжения и тока разряда в процессе синтеза пленок. Чистота газов и графитовой мишени составляла 99.999% , олова — 99.98% . Пленки $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$ синтезированы при давлении 0.7 Па и температурах подложки $T_{\text{sub}} = 50$ и 250°C . Удельная мощность DC ионно-плазменного разряда имело значение $P_d = 2.5 \text{ Вт/см}^2$. Синтез пленок осуществлялся одновременно на кремниевых, $\text{Si}(100)$, и кварцевых, SiO_2 , пластинах. Средняя скорость роста пленок была $\sim 0.2 \text{ \AA/с}$. Толщина пленок составляла $(60 \pm 10) \text{ нм}$ в зависимости от условий синтеза. Отметим, что при температуре подложки $T_{\text{sub}} = 250^\circ \text{C}$ в процессе роста пленки, помимо распыления мишени ионами аргона активно принимает участие термически активированная хемосорбция, вызванная разложением молекул метана.

Толщина и структура поверхности синтезируемых пленок изучались в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) (Quanta 200i 3D, FEI Company). Методом комбинационного рассеяния света (КРС) проводились исследования структуры синтезируемых пленок в зависимости от условий синтеза на установке NTEgra Spectra (НТ-МДТ, Россия) с использованием лазера с длиной волны излучения $\lambda = 473 \text{ нм}$. Концентрация олова X_{Sn} определялась методом энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (EDS) с точностью $\pm 0.01 \text{ ат.}\%$. Оптические спектры пропускания и отражения изучались на спектрофотометре UV-3600 (Shimadzu, Япония).

3. Результаты и их обсуждение

Исследования структуры поверхности синтезированных пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$ в СЭМ показали, что олово формирует наночастицы сферической формы с размерами от 10 до 80 нм и в зависимости от концентрации их количество на единице площади различается. На рис. 1 приведены снимки чистой пленки и пленки с примесью олова, которые были синтезированы при 2.5 Вт/см^2 и $T_{\text{sub}} = 50^\circ \text{C}$ на кремниевых подложках. На рис. 2 приведены спектры EDS для чистой пленки $a\text{-C:H}$ и пленки с примесью олова, $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных на Si.

Методом КРС выявлено различие в локальной структуре $a\text{-C:H}$ и пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных на пластинах $\text{Si}(100)$ и SiO_2 . Как известно [15,16], спектры КРС углеродных структур характеризуются двумя основными пиками — пик G в области частот от 1500 до 1600 см^{-1} и пик D в диапазоне $1350\text{--}1450 \text{ см}^{-1}$. На рис. 3 приведены спектры КРС пленок $a\text{-C:H}$ и $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, откуда видно влияние концентрации олова на формирование локальной структуры углеродной матрицы. Более подробно влияние термодинамических и кинетических условий синтеза на свойства пленок $a\text{-C}$ и $a\text{-C:H}$ нами рассмотрено в работах [4,17].

Увеличение концентрации олова приводит к смещению G -пика в высокочастотную область и к увеличению наклона спектра КРС, что обусловлено увеличением интенсивности фотолюминесценции (ФЛ). Смещение G -пика в высокочастотную область указывает на увеличение количества sp^2 -узлов в аморфной пленке $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, т.е. графитизацию ее структуры. Сравнивая рис. 3, a и b , можно видеть, что в пленках на кварцевых подложках G -пик при равных концентрациях олова смещен в высокочастотную область на 5 см^{-1} . Такое смещение указывает на разницу в концентрации sp^2 -узлов, но при этом наклон кривой КРС в пленках $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$,

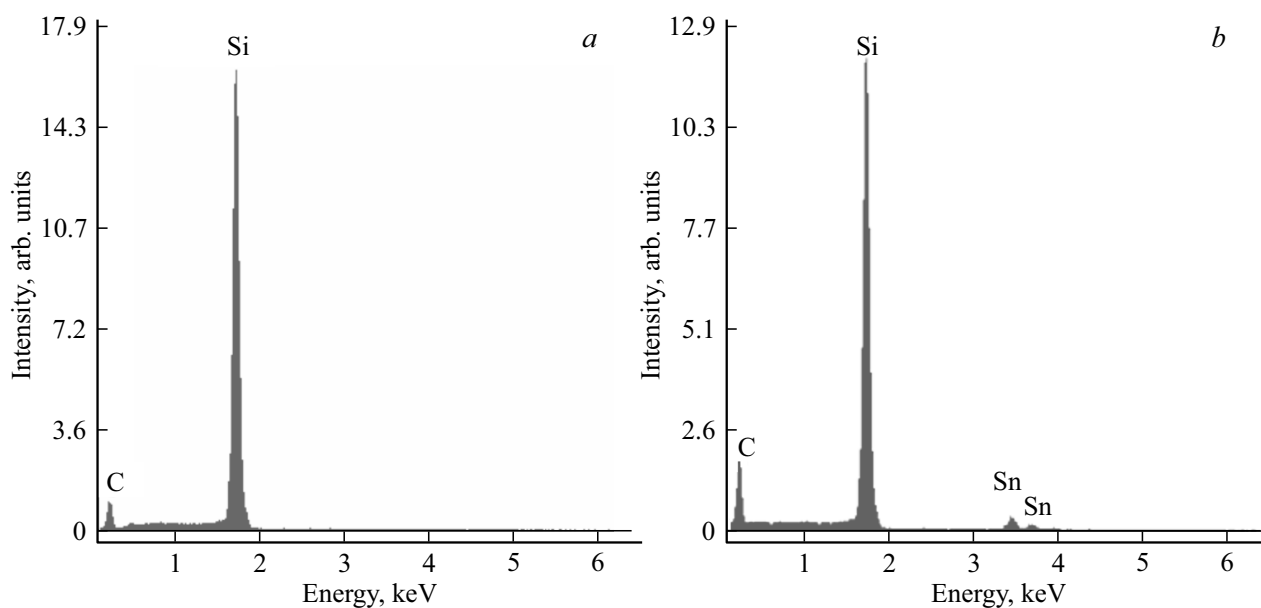


Рис. 2. Спектры EDS пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$. X_{Sn} , ат%: a — 0, b — 3.18.

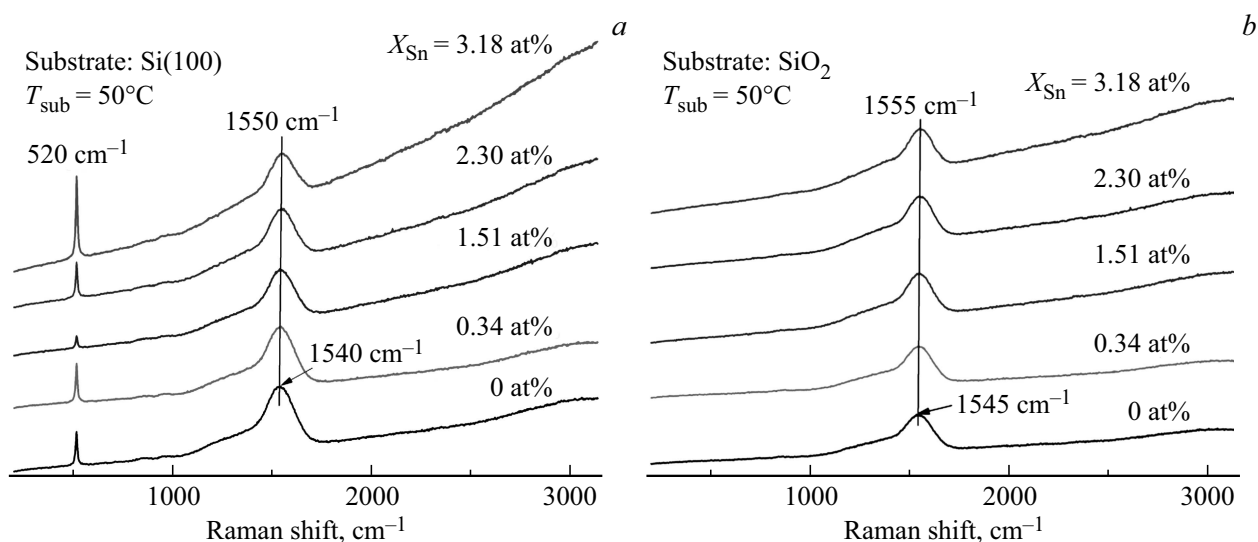


Рис. 3. Спектры КРС пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных на кремниевых (a) и кварцевых (b) подложках.

синтезированных на подложках SiO_2 , меньше, чем на подложках $\text{Si}(100)$. Отличие в угле наклона фона ФЛ можно объяснить существующей разницей в интенсивностях излучения. Число излучательных переходов зависит от распределения плотности локализованных состояний в зонах, что в свою очередь обусловлено атомной структурой пленки. Формирование атомной структуры пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$ при данных условиях синтеза зависит от распределения поверхностного потенциала подложки и кроме этого, как видно из рис. 3, от концентрации олова. Кристаллическая поверхность кремния (100) способствует формированию sp^3 -узлов, что определяется смещением G -пика в низкочастотную область.

Другим важным параметром, влияющим на формирование структуры пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, является температура подложки. Зависимости спектров КРС пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$ на разных подложках от температуры приведены на рис. 4. Можно видеть, что увеличение T_{sub} приводит к существенному смещению G -пика в высокочастотную область, на 30 cm^{-1} , что указывает на увеличение количества sp^2 -узлов. Положение G -пика в пленках, синтезированных при 250°C , соответствует 1575 cm^{-1} в случае пленок на кремниевых подложках и 1580 cm^{-1} на кварцевых подложках. Данные частоты излучения в спектрах КРС характерны для высокоориентированного пиролитического графита и поликристаллического графита [15,18]. В кристаллах ширина на по-

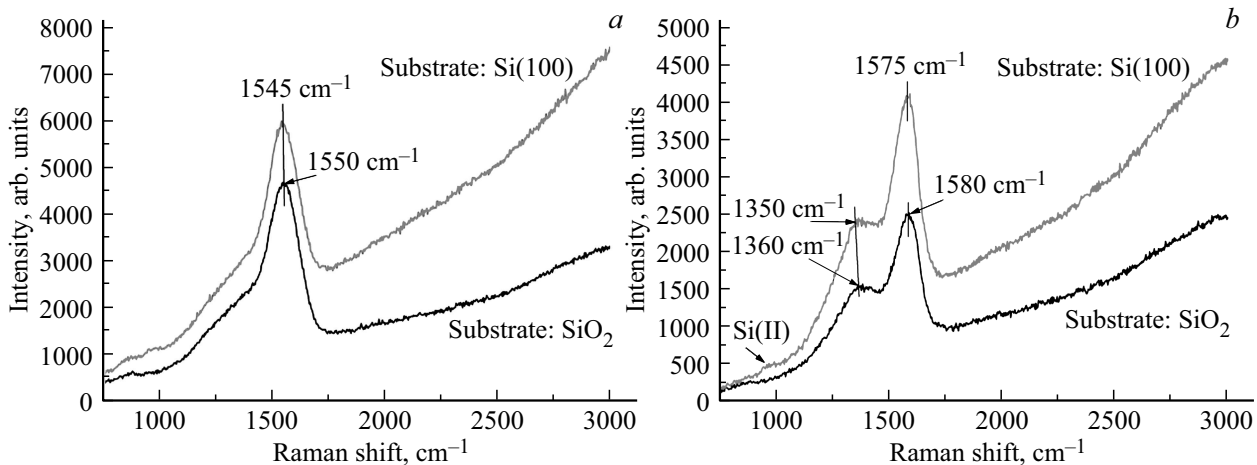


Рис. 4. Спектры КРС в пленках $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных при температурах подложки 50 (а), 250°C (б). $X_{\text{Sn}} = (1.5 \pm 0.2)$ ат%, $P_d = 2.5$ Вт/см².

лувысоте G -пика (FWHM_G) составляет $\sim (10\text{--}30)$ см⁻¹, что указывает на упорядоченность атомной структуры [19]. На рис. 4 при $T_{\text{sub}} = 50$ и 250°C FWHM_G составляет ~ 180 и ~ 150 см⁻¹ соответственно. Значения FWHM_G в пленках $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$ существенно больше, чем в кристаллах [19], что характеризует высокую степень разупорядоченности атомной структуры. Появление D -пика связано с дыхательной модой гексагональной молекулы C_6 , и это возможно только при появлении 2 или 3 степеней свободы. Поэтому появление дыхательной моды у C_6 возможно в неупорядоченной атомной структуре. В пленках $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных при 250°C , пик D более явно выражен, что соответствует большему процентному содержанию кристаллических кластеров графита в аморфной углеродной матрице по сравнению с пленками, синтезированными при 50°C .

Проведены исследования локальной структуры пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных при температуре 250°C . При данной температуре синтеза наночастицы олова никак не повлияли на изменение формы спектра КРС и положение максимума G -пика, т.е. при температуре синтеза 250°C влияние наночастиц олова на формирование атомной структуры аморфной углеродной матрицы подавлено. Кроме этого, можно заметить влияние материала и структуры подложки на формирование пленки, проявляющееся в отличии наклона спектра КРС, связанном с изменением интенсивности ФЛ. Кристаллическая фаза кремниевой подложки, как было отмечено выше, способствует в большей степени образованию sp^3 -гибридизованных связей. Уменьшается количество π -электронов и соответственно плотность локализованных состояний внутри запрещенной зоны в отличие от распределения электронной плотности в пленках, синтезированных на кварцевых подложках. Уменьшение плотности локализованных состояний внутри запрещенной зоны приводит к уменьшению вероятности процессов термализации и соответственно увеличивает количество излучательных переходов.

Подобное изменение спектров комбинационного рассеяния света наблюдается для пленок, синтезированных при удельной мощности ионно-плазменного разряда в интервале от 2.0 до 3.0 Вт/см² и концентрации олова до 3.5 ат% [20]. Нужно отметить, что если положение максимума G -пика 1550 см⁻¹ и меньше, то пленки $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$ содержат от 40 до 70% sp^3 -узлов в атомной структуре. Однако это утверждение справедливо для пленок с оптической шириной запрещенной зоны в интервале от 1.0 до 1.8 эВ соответственно [19]. Только в этом случае возможно формирование аморфной алмазоподобной углеродной матрицы с высокими коэффициентом твердости и пределом прочности [19].

Изменение наклона спектра КРС и положение максимума G -пика могут быть обусловлены не только влиянием материала подложки и условиями синтеза, но и влиянием поверхностного потенциала наночастицы олова на формирование атомной структуры пленки. Это подтверждает зависимость ФЛ от концентрации олова в пленках $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных при удельной мощности плазменного разряда 2.5 Вт/см² (рис. 5).

Как видно из рис. 5, интенсивность ФЛ увеличивается с ростом концентрации олова. Согласно результатам работы [21], ФЛ в пленках $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных на кварцевых подложках при $P_d = 2.0$ Вт/см², достигает максимума при концентрации олова ~ 3.0 ат%. Дальнейшее увеличение приводит к уменьшению фотолюминесценции. Такое поведение в изменении интенсивности ФЛ в работе [21] связывают с изменением ширины запрещенной зоны и ее зависимости от концентрации олова. Концентрация олова определяет диаметр наночастиц. Размер наночастиц Sn определяет его модификацию — $\alpha\text{-Sn}$ или $\beta\text{-Sn}$, что влияет на формирование sp^3 - и sp^2 -узлов C—C. В свою очередь, соотношение sp^2/sp^3 влияет на формирование плотности состояний в зоне. Увеличение или уменьшение количества sp^2 -узлов приводит к изменению количества π - и π^* -состояний электронов, которые обуславливают формирование локализованных состояний в запрещенной зоне и хвостах

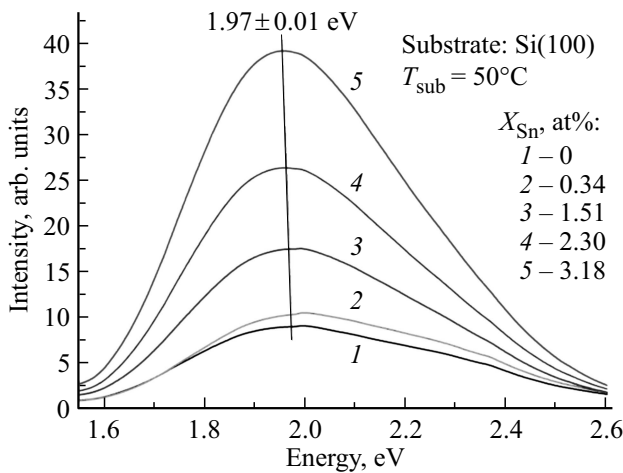


Рис. 5. Спектры ФЛ пленок $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$, синтезированных ионно-плазменным методом на постоянном токе при $P_d = 2.5 \text{ Вт/см}^2$.

краев зон. Кроме этого, энергетическое распределение плотности электронных состояний наночастиц олова также вносит существенный вклад в формирование краев энергетических зон и внутризонных электронных переходов.

В работе [21] положение максимума интенсивности фотолуминесценции в пленках $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$ соответствует $\sim 2.02 \text{ эВ}$ и не зависит от концентрации олова. Как видно из рис. 5, в случае пленок, синтезированных при $P_d = 2.5 \text{ Вт/см}^2$ на пластине $\text{Si}(100)$, максимум интенсивности ФЛ сместился в низкоэнергетическую область и его положение изменяется с изменением концентрации олова. Такое влияние наночастиц олова на ФЛ определяет изменение соотношения узлов sp^2/sp^3 . За ФЛ отвечает определенная конфигурация узлов sp^2 и sp^3 , формирующая излучательный электронный переход в запрещенной зоне с энергией в интервале от 1.96 до 2.02 эВ.

Уменьшение интенсивности ФЛ в [21] мы связываем с увеличением количества наночастиц олова в металлической модификации $\beta\text{-Sn}$. Модификация $\beta\text{-Sn}$, по видимому, приводит к увеличению числа sp^2 -узлов, что в свою очередь увеличивает плотность π -электронных состояний внутри запрещенной зоны. Возникновение дополнительных состояний в зоне обуславливает увеличение вероятности термических переходов, что и приводит к уменьшению интенсивности ФЛ. Кроме этого, нужно отметить, что наночастицы металлического олова могут дополнительно создавать локализацию разрешенных состояний вблизи потолка валентной зоны — примесный центр, который может быть причиной увеличения числа излучательных переходов. Увеличение концентрации Sn более 3.0 ат% [21] приводит к возможному уширению энергетической полосы состояний ниже уровня Ферми, что и приводит к увеличению вероятности термических переходов и, как следствие, к уменьшению интенсивности ФЛ. Таким образом, в процессе ФЛ могут

участвовать как π -электроны sp^2 -узлов, так и электроны наночастиц модификации $\beta\text{-Sn}$.

Структурно-чувствительным параметром, характеризующим электронные переходы, является оптическая ширина запрещенной зоны (E_g). Поэтому исследование влияния наночастиц олова на величину энергетической щели пленок $a\text{-C:H}$ может дать дополнительную информацию о формировании электронной плотности состояний вблизи краев зон. В аморфных полупроводниках добавление примеси в небольших концентрациях не влияет на величину запрещенной зоны, а с увеличением концентрации приводит к ее уменьшению [22–26]. Олово не образует химической связи с атомом углерода, и поэтому наночастицы олова не могут непосредственно участвовать в формировании распределения электронных состояний в зонах.

В данной работе E_g синтезированных пленок была определена по закону Тауца $ah\nu \propto (h\nu - E_g)^2$ в области края фундаментального поглощения при коэффициенте поглощения $\alpha \sim 10^5 \text{ см}^{-1}$ и оптической плотности $\alpha d \sim 1$. В пленке $a\text{-C:H}$ ширина запрещенной зоны при $P_d = 2.5 \text{ Вт/см}^2$ составляет $\sim 1.26 \text{ эВ}$. Добавление олова до концентрации $\sim 1 \text{ ат}\%$ увеличивает E_g , а при дальнейшем увеличении концентрации Sn наблюдается плавное уменьшение ширины запрещенной зоны. Подобная картина изменения E_g в зависимости от X_{Sn} наблюдается в пленках, синтезированных при температуре $T_{\text{sub}} = 250^\circ\text{C}$.

Наночастицы олова неоднозначно влияют на формирование краев разрешенных зон, что приводит к нескольким механизмам формирования электронной плотности состояний. При концентрациях $< 1 \text{ ат}\%$ диаметр наночастиц $\alpha\text{-Sn}$ не превышает 10 нм и поэтому количество атомов олова на частицу составляет в среднем ~ 28000 . При таком количестве атомов ширина запрещенной зоны наночастицы модификации $\alpha\text{-Sn}$ увеличивается, что может стать причиной перераспределения электронов между наночастицей и углеродной матрицей и изменения E_g в пленке $a\text{-C:H(Sn}_x\text{)}$.

Предполагается, что наночастицы олова способны формировать дополнительную плотность разрешенных состояний выше края валентной зоны и таким образом влиять на плотность π -электронов, которые формируют край валентной зоны в углеродной матрице. Увеличение концентрации олова приводит к увеличению размеров наночастиц, что способствует переходу их атомной структуры в β -модификацию и соответственно изменению энергетического состояния электронов. В этом случае наночастицы играют роль примесных центров. Помимо этого структурные изменения наночастиц олова могут существенно влиять на формирование углеродной матрицы и содержание sp^2 -узлов. Это может привести к изменению распределения электронной плотности состояний и уменьшению ширины запрещенной зоны.

4. Заключение

В работе рассмотрено влияние наночастиц олова и температуры синтеза на структуру и электронные свой-

ства композитных пленок $a\text{-C:H}\langle\text{Sn}_x\rangle$. Показано существенное влияние температуры и материала подложки на формирование структуры пленок. Изменение структуры связано с изменением соотношения sp^2 -/ sp^3 -гибридизованных связей. Формирование аморфной углеродной матрицы зависит от концентрации, размеров и структурной модификации наночастиц олова. Олово не образует химической связи с атомами углерода, но при этом энергетический спектр состояний наночастицы олова влияет на плотность электронных состояний, формируемую π -электронами углеродной матрицы. Это влияние приводит к изменению электронных свойств пленки $a\text{-C:H}\langle\text{Sn}_x\rangle$. Показано, что фотолюминесценция существенно зависит от концентрации олова. При введении Sn до 3 ат% ФЛ увеличивается более чем в 5 раз. Необычные оптические свойства проявляются в области концентраций до 1.5 ат%. Олово в зависимости от размеров наночастиц может формироваться в двух различных модификациях атомной структуры: α — модификация олова с полупроводниковыми свойствами, β — модификация олова с металлическими свойствами; они по-разному влияют на формирование электронной плотности состояний краев зон и плотности внутризонных состояний. Проведенные исследования открывают дополнительную возможность модификации свойств аморфных углеродных пленок и создания композитных материалов с новыми электронными свойствами.

Работа выполнена в рамках грантового финансирования 3219/ГФ комитета науки МОН Республики Казахстан.

Список литературы

- [1] A. Erdemir, Ch. Donnet. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **39**, R311 (2006).
- [2] M. Suzuki, T. Ohana, A. Tanaka. *Diamond Relat. Mater.*, **13** (11–12), 2216 (2004).
- [3] Р.А. Андриевский. *Успехи химии*, **66** (1), 57 (1997).
- [4] А.П. Рягузов, Г.А. Yermekov, R.R. Nemkayeva, N.R. Guseinov, R.K. Aliaskarov. *J. Mater. Res.*, **31** (1), 127 (2016).
- [5] А.Д. Коротаяев, С.В. Овчинников, А.Н. Тюменцев, Ю.П. Пиньжин, Г.Ю. Юшков, А.Г. Николаев, К.П. Савкин. *Поверхность. Рентген-, синхротрон. и нейтр. исслед.*, № 1, 46 (2004).
- [6] Š. Meškiniš, A. Čiegis, A. Vasiliauskas, K. Šlapikas, T. Tamulevičius, A. Tamulevičienė, S. Tamulevičius. *Thin Sol. Films*, **581**, 48 (2014).
- [7] Ye.J. Jo, T.F. Zhang, M.J. Son, K.H. Kim. *Appl. Surf. Sci.*, **433**, 1184 (2018).
- [8] B.F. Dorfman. *Thin Sol. Films*, **330** (2), 76 (1998).
- [9] Sh.Sh. Sarsembinov, O.Yu. Prikhodko, A.P. Ryaguzov, S.Ya. Maksimova, Ye.A. Daineko, F.A. Mahmoud. *Physica Status Solidi C*, **7** (3–4), 805 (2010).
- [10] T. Accente, E.R. Ionita, D. Colceag, A. Moldovan, C. Luculescu, R. Birjega, G. Dinescu. *Thin Sol. Films*, **519**, 4054 (2011).
- [11] A. Chandrashekar, S. Ramachandran, G. Pollack, J.S. Lee, G.S. Lee, L. Overzet. *Thin Sol. Films*, **517**, 525 (2008).
- [12] X.M. Dong, Y. Luo, L.N. Xie, R.W. Fu, M.Q. Zhang. *Thin Sol. Films*, **516**, 7886 (2008).
- [13] G. Yar-Mukhamedova, G. Ismailova, A. Markhabaeva, A. Darisheva. *Asian J. Natural & Appl. Sci.*, **3** (1), 61 (2014).
- [14] F.F. Komarov, G.A. Ismailova, O.V. Mil'chanin, I.N. Parkhomenko, F.B. Zhusipbekova, G.Sh. Yar-Mukhamedova. *Technical Physics*, **60** (9), 1348 (2015).
- [15] A.C. Ferrari, J. Robertson. *Phys. Rev. B*, **61** (20), 14095 (2000).
- [16] D.S. Knight, W.B. White. *J. Mater. Res.*, **4** (2), 385 (1989).
- [17] А.П. Рягузов, В.Е. Alpysbayeva, R.R. Nemkayeva, R.K. Aliaskarov, D.M. Mamrybayeva, O.I. Yukhnovets. *Eur. Phys. Tech. J.*, **13** (1), 52 (2016).
- [18] F. Tuinstra, J.L. Koenig. *J. Chem. Phys.*, **53**, 1126 (1970).
- [19] A.C. Ferrari, J. Robertson. *Philos. Trans. Royal Soc.*, **362** (1824), 2477 (2004).
- [20] А.П. Рягузов, Р.Р. Немкаева, Н.Р. Гусейнов, Д.М. Мамырбаева. В сб.: *Современные технологии в науке и образовании СТНО-2017*, под ред. О.В. Миловзорова (Рязань, Рязан. гос. радиотехн. ун-т, 2017) с. 191.
- [21] А.П. Рягузов, Р.Р. Немкаева, Н.Р. Гусейнов, Д.М. Мамырбаева. В сб.: *Современные технологии в науке и образовании СТНО-2017*, под ред. О.В. Миловзорова (Рязань, Рязан. гос. радиотехн. ун-т, 2017) с. 182.
- [22] A. Marchenko, N. Anisimova, A. Naletko, T. Rabchanova, P. Seregin, H. Ali. *Glass Phys. Chem.*, **39** (3), 287 (2013).
- [23] S. Coffa, S. Lombardo, F. Priolo, G. Franzó, S.U. Campisano, A. Polman, G.N. van den Hoven. *Il Nuovo Cimento D*, **18** (10), 1131 (1996).
- [24] P. Brogueira, V. Chu, A.C. Ferro, J.P. Conde. *J. Vacuum Sci. Technol. A: Vacuum, Surfaces, Films*, **15** (6), 2968 (1997).
- [25] S. Meskinis, R. Gudaitis, A. Vasiliauskas, A. Čiegis, K. Šlapikas, T. Tamulevičius, M. Andrulevičius, S. Tamulevičius. *Diamond Relat. Mater.*, **60**, 20 (2005).
- [26] D.I. Jones, A.D. Stewart. *Phil. Mag. B*, **46** (5), 423 (1982).

Редактор Л.В. Шаронова

Effect of synthesis conditions and tin nanoparticles on structure and properties of $a\text{-C:H}\langle\text{Sn}\rangle$ composite thin films

A.P. Ryaguzov, R.R. Nemkayeva, N.R. Guseinov

National Nanotechnological Laboratory of Open Type, al-Farabi KazNU, 050040 Almaty, Republic of Kazakhstan

Abstract Studies of the structure and properties of composite materials based on amorphous $a\text{-C:H}$ films and tin nanoparticles are reported. Synthesis of the composite films was conducted using magnetron ion-plasma sputtering of a combined target in atmosphere of the gas mixture $92\%\text{Ar} : 4\%\text{CH}_4 : 4\%\text{H}_2$. Using Raman spectroscopy the dependence of local structure of the $a\text{-C:H}\langle\text{Sn}\rangle$ films on synthesis conditions and concentration of tin nanoparticles was revealed. The dependence of photoluminescence intensity and value of optical bandgap in $a\text{-C:H}\langle\text{Sn}\rangle$ films on Sn concentration is shown.