

На правах рукописи

БЕЙСЕНХАНОВ Нуржан Бейсенханович

**СТРУКТУРНЫЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК  $\text{SiC}_x$  И  $\text{SnO}_x$ ,  
СИНТЕЗИРОВАННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ**

Специальность 05.27.01 - твердотельная электроника, радиоэлектронные компоненты, микро- и нанoeлектроника, приборы на квантовых эффектах

Автореферат  
диссертации на соискание ученой степени  
доктора физико-математических наук

Алматы 2011

Работа выполнена в Товариществе с ограниченной ответственностью  
«Физико-технический институт» г. Алматы  
Министерства образования и науки Республики Казахстан

Научный консультант:

доктор физико-математических наук, профессор	Нусупов Каир Хамзаевич, Физико-технический институт МОН РК, г. Алматы
--	---

Официальные оппоненты:

доктор физико-математических наук, профессор	Герасименко Николай Николаевич, Московский государственный институт электронной техники (технический университет)
доктор физико-математических наук, профессор	Мордкович Виктор Наумович, Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН
доктор физико-математических наук,	Турьянский Александр Георгиевич, Физический институт им. П.Н.Лебедева РАН

Ведущая организация:

Учреждение Российской академии наук  
Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского

Защита состоится “27” сентября 2011 г. в 11<sup>00</sup> часов  
на заседании совета по защите докторских и кандидатских диссертаций  
Д 002.081.01 при Институте проблем технологии микроэлектроники и  
особо чистых материалов РАН по адресу:  
142432 Московская область, г. Черноголовка, ул. Институтская 6, ИПТМ РАН.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН

Автореферат разослан “ \_\_\_\_\_ ” \_\_\_\_\_ 2011 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета Д 002.081.01  
кандидат химических наук

Л.А. Панченко

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность темы.** Интерес к поверхностным структурам с их особыми свойствами значительно возрос в связи с широкими возможностями применения в микро- и оптоэлектронике. Перспективным направлением использования тонкопленочных технологий является синтез пленок на основе SiC, обладающего высокой твердостью ( $33400 \text{ Мн/м}^2$ ), стойкостью к химическим воздействиям, высокой температурой плавления ( $2830^\circ\text{C}$ ), широкой запрещенной зоной (2,3–3,3 эВ) и т.д., обусловившими применение карбида кремния в высокотемпературной электронике, оптоэлектронике (светодиоды, фотодиоды), радиационно-стойкой электронике, высокочастотной электронике. Метод ионной имплантации используется для создания покрытий и изолирующих слоев SiC при изготовлении интегральных схем. Интенсивно развивающимся направлением является формирование этим методом наноструктурированных систем, содержащих включения кристаллов и кластеров Si, SiC и C, обеспечивающих за счет размерных эффектов люминесценцию во всей видимой области спектра.

Способность слоев диоксида олова изменять электропроводность при адсорбции газов стало основой их применения в полупроводниковых сорбционных сенсорах. Увеличение вклада поверхности в электрофизические свойства полупроводника и увеличение газочувствительности достигается при переходе от монокристалла к нанокристаллической системе, когда радиус зерна не превышает протяженность обедненного зарядами слоя (для  $\text{SnO}_2$  – 3 нм). Кроме того, обладая прозрачностью в широком диапазоне длин волн,  $\text{SnO}_2$  используется в качестве прозрачных проводящих покрытий при изготовлении фотопреобразователей и опто-электронных приборов.

Широкозонные полупроводниковые пленки  $\text{SnO}_x$  и  $\text{SiC}_x$  помимо применения в солнечных преобразователях и сенсорах газа демонстрируют схожие квантово-размерные свойства при уменьшении размеров кристаллитов, проявляющиеся, в частности, в сдвиге пика фотолюминесценции кристаллитов SiC в синюю область (390–410 нм, 3–3,2 эВ) и увеличении ширины запрещенной зоны кристаллитов  $\text{SnO}_2$  до 4,2 эВ. Представляет значительный интерес изучение влияния концентрации компонентов, кластеров, фазового состава, метода получения пленок  $\text{SnO}_x$  и  $\text{SiC}_x$  и их термической или плазменной обработки на процессы кристаллизации и кластеризации, размеры кристаллитов и, как следствие, на свойства пленок.

**Целью** работы является: исследование особенностей процесса кристаллизации, микроструктуры и фазового состава слоев  $\text{SiC}_x$  ( $x = 0,03-1,4$ ), синтезированных многократной имплантацией ионов углерода различных энергий в кремний; комплексное исследование оптических и электрофизических свойств, микроструктуры и фазового состава тонких пленок  $\text{SnO}_x$ , синтезированных методами золь-гель технологии, магнетронного реактивного распыления и ионно-лучевого распыления, модифицированных различными условиями термической и плазменной обработок.

Для достижения цели необходимо было решить следующие основные **задачи**:

- исследование структуры, элементного и фазового состава имплантированных ионами  $^{12}\text{C}^+$  слоев Si с концентрацией углерода выше, ниже и близкой к стехиометрическому составу SiC в температурном интервале 200–1400°C;

- изучение влияния распада кластеров и различных видов межатомных связей на процесс формирования Si–C-связей тетраэдрической ориентации и кристаллизацию карбида кремния в слоях с высокой концентрацией углерода  $\text{SiC}_{1,4}$ ,  $\text{SiC}_{0,95}$ ,  $\text{SiC}_{0,7}$  и в слоях с низкой концентрацией углерода  $\text{SiC}_{0,03}$ ,  $\text{SiC}_{0,12}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$ ;

- исследование влияния обработки Н-плазмой тлеющего разряда на структуру кристаллитов  $\beta$ -SiC, Si, микроструктуру поверхности и стабильность кластеров;

- исследование структурных, оптических, электрических, и газочувствительных свойств пленок  $\text{SnO}_x$ , синтезированных методами магнетронного распыления, ионно-лучевого распыления и золь-гель технологии;

- исследование влияния термического отжига и плазменных обработок в различных атмосферах на физические свойства пленок  $\text{SnO}_x$ , изучение эффекта роста поглощения в инфракрасной области длин волн в пленках  $\text{SnO}_x$  после отжига при температуре 200°C или обработки плазмой тлеющего разряда;

- сравнительный анализ влияния обработки О- или Н-плазмой на физические свойства пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных магнетронным распылением и золь-гель методом, установление режимов получения пленок  $\text{SnO}_2$  с оптимальными структурными и оптическими свойствами непосредственно после осаждения.

### Научная новизна работы:

1. Из анализа изменения амплитуды при  $800\text{ см}^{-1}$  и площади SiC-пика ИК-пропускания впервые выявлены величины концентрации углерода в кремнии ( $N_C/N_{Si} = 0,7$ ) и интервалы температур, оптимальные для формирования SiC. После отжига при  $1200^\circ\text{C}$  однородных слоев  $\text{SiC}_x$  наибольшие размеры кристаллитов SiC шарообразного, игольчатого и пластинчатого типов до 400 нм и наибольшее количество Si–C-связей тетраэдрической ориентации наблюдается для слоя  $\text{SiC}_{0,7}$ , что обусловлено низким содержанием углерода в слоях  $\text{SiC}_{0,03}$ ,  $\text{SiC}_{0,12}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$ , и высокой концентрацией прочных кластеров в  $\text{SiC}_{0,95}$  и  $\text{SiC}_{1,4}$ . В интервале  $800\text{--}900^\circ\text{C}$  наибольшее количество Si–C-связей тетраэдрической ориентации характерно для слоя  $\text{SiC}_{0,4}$ .

2. Впервые предложена структурная модель слоя  $\text{SiC}_{0,12}$ , отражающая изменение его фазового состава в объемном выражении и среднего размера кристаллитов SiC и Si в интервале температур  $20\text{--}1250^\circ\text{C}$ . После отжига при  $1200^\circ\text{C}$   $\sim 50\%$  его объема, свободного от Si–C-кластеров, составляют кристаллиты Si со средним размером  $\sim 25$  нм,  $25\%$  объема – нанокристаллы  $\beta\text{-SiC}$  размером  $\sim 5$  нм и  $25\%$  – рекристаллизованный со стороны подложки c-Si. При температурах  $800\text{--}1400^\circ\text{C}$  поверхность слоев  $\text{SiC}_x$  ( $x = 0,12\text{--}1,4$ ) деформируется с формированием зерен размером  $\sim 30\text{--}100$  нм, а рекристаллизованная при  $1250^\circ\text{C}$  ровная поверхность слоя  $\text{SiC}_{0,03}$  содержит равномерно распределенные Si:C-включения в виде точечных выступов диаметром  $\sim 20$  нм.

3. Впервые выявлены размерные эффекты, показывающие, что отличие слоев с низкой концентрацией углерода  $\text{SiC}_{0,03}$ ,  $\text{SiC}_{0,12}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$  от слоев  $\text{SiC}_{1,4}$ ,  $\text{SiC}_{0,95}$  и  $\text{SiC}_{0,7}$  проявляется в отсутствии пика LO-фононов SiC в спектрах ИК-пропускания и в смещении при  $1000^\circ\text{C}$  минимума пика TO-фононов SiC в область выше  $800\text{ см}^{-1}$ , характерного для тетраэдрических связей кристаллического SiC, что обусловлено малыми размерами кристаллитов SiC ( $\leq 3$  нм) и увеличением вклада их поверхностей, содержащих укороченные Si–C-связи, в оптические свойства.

4. Произведены оценки доли атомов углерода, формирующих прочные кластеры в слоях  $\text{SiC}_x$ . При  $1300^\circ\text{C}$  в слое  $\text{SiC}_{1,4}$  лишь  $9\%$  атомов C образуют оптически активные Si–C-связи, в  $\text{SiC}_{0,95}$  –  $12\%$ , в  $\text{SiC}_{0,7}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$  –  $16\%$ , в  $\text{SiC}_{0,12}$  –  $45\%$ , в  $\text{SiC}_{0,03}$  – около  $100\%$ , а остальные атомы углерода находятся в составе прочных кластеров. Коли-

чество  $N$  сформированных Si–C-связей в слоях  $\text{SiC}_x$  оказалось растущим с дробной степенью концентрации  $x$ :  $N = a \cdot (n_1)^y$ , где  $y \approx 0,37 \pm 0,09$ ,  $n_1 = x/0,03$ ,  $a = \text{const}$ .

5. Установлено, что обработка водородной плазмой тлеющего разряда (27,12 МГц, 20 Вт, 6,5 Па, 100°C, 5 минут) поликристаллических слоев  $\text{SiC}_{1,4}$  приводит к частичному распаду кристаллитов  $\beta$ -SiC и полному распаду кристаллитов Si. Обработка плазмой и отжиг при температуре 900°C слоев  $\text{SiC}_{0,95}$  привели к формированию слоя  $\beta$ -SiC, превосходящего по качеству структуры кристаллитов и гранулярности поверхности необработанный в плазме слой  $\text{SiC}_{0,95}$  после изохронного отжига в интервале 200–1400°C. Эффект плазмо-стимулированной кристаллизации является следствием распада прочных кластеров под воздействием водородной плазмы.

6. Установлено, что в пленках  $\text{SnO}_x$ , полученных ионно-лучевым методом в условиях дефицита кислорода, значительное уменьшение сопротивления (в 60 раз) при температурах близких к точке плавления олова (231,9°C) вызвано сегрегацией нанокристаллов  $\beta$ -Sn и формированием токопроводящих цепочек. Резкий рост сопротивления пленки до 200 кОм при температуре выше точки плавления олова вызван крупнозернистой сегрегацией  $\beta$ -Sn на границе “пленка–подложка”.

7. Обнаружено, что обработка H-плазмой пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных магнетронным распылением, в режиме “осаждение-отжиг-плазма-отжиг” (DAPA) приводит к увеличению их прозрачности в диапазоне 300-1100 нм по сравнению с режимами “осаждение-отжиг” (DA) и “осаждение-плазма-отжиг” (DPA). На основе выведенного из уравнения Лорентц-Лоренца соотношения показано увеличение пористости пленок. Этому способствует трансформация части кристаллитов  $\text{Sn}_2\text{O}_3$  в кристаллиты с большей плотностью ( $\text{SnO}$  и  $\text{SnO}_2$ ) при селективном воздействии плазмы.

8. Показано, что в пленках, осажденных золь-гель методом, кратковременная обработка H-плазмой тлеющего разряда (5 мин) приводит к образованию вакансий кислорода и появлению кластеров SnO, что вызывает уменьшение прозрачности пленок на 3–15% в видимой области спектра. Кратковременная обработка пленок, полученных магнетронным распылением, как O-, так и H-плазмой, приводит к формированию кластеров Sn и уменьшению прозрачности в ближней инфракрасной области.

9. Выявлено, что обработка H- или O-плазмой пленок  $\text{SnO}_2$ , полученных золь-гель методом, не изменяет их фазовый состав, вследствие чего рост газо-

чувствительности не зависит от вида плазмы. Обработка О-плазмой приводит к более значительному росту газочувствительности пленок, полученных магнетронным распылением, чем Н-плазмой, в связи с доокислением пленок до  $\text{SnO}_2$ .

### **Практическая значимость работы:**

1. Условия осаждения пленок  $\text{SnO}_2$  на стекло методом магнетронного распыления, позволяющие без отжига получить пленки  $\text{SnO}_2$  с оптимальными размерными и оптическими свойствами; увеличение их прозрачности после обработки в режиме “осаждение-отжиг-плазма-отжиг” (DAPA); режимы термического отжига осажденной золь-гель методом пленки  $\text{SnO}_2$  с высокой газочувствительностью и малым временем отклика; достигнутый обработкой Н- и О-плазмой рост газочувствительности пленок  $\text{SnO}_2$  могут улучшить характеристики чувствительных элементов газовых сенсоров и проводящих просветляющих покрытий фотопреобразователей.

2. Результаты исследований структурных свойств однородных пленок  $\text{SiC}_x$  ( $x = 0,03-1,4$ ) на Si, синтезированных ионной имплантацией; режимы получения пленок  $\text{SiC}_{0,7}$  с наибольшим количеством Si-C-связей тетраэдрической ориентации и размерами кристаллитов SiC (400 нм); зависимости оптических свойств пленок  $\text{SiC}_x$  от размеров нанокристаллов SiC; влияние обработки Н-плазмой тлеющего разряда на структуру пленки и процессы кристаллизации; оценочные величины содержания Si-C-кластеров в слоях  $\text{SiC}_x$ ; закономерности формирования оптически активных связей при распаде кластеров могут быть использованы в технологии получения систем, содержащих нановключения C, Si и SiC, обеспечивающих за счет квантово-размерного эффекта люминесценцию во всей видимой области спектра и т.д.

### **Основные положения, выносимые на защиту:**

- Зависимость структуры, элементного и фазового состава имплантированных ионами  $^{12}\text{C}^+$  слоев Si от концентрации углерода проявляется в большем количестве Si-C-связей тетраэдрической ориентации и кристаллитов SiC в слоях  $\text{SiC}_{0,7}$  после отжига в сравнении со слоями  $\text{SiC}_{0,03}$ ,  $\text{SiC}_{0,12}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$  с низким содержанием углерода и слоями  $\text{SiC}_{0,95}$  и  $\text{SiC}_{1,4}$  с высокой концентрацией прочных кластеров.

- Структурная модель слоя  $\text{SiC}_{0,12}$  после отжига при  $1200^\circ\text{C}$  представляет слой, в котором ~50% объема, свободного от C- и Si-C-кластеров, составляют кристаллиты

Si со средним размером  $\sim 25$  нм, 25% объема – кристаллиты  $\beta$ -SiC размером  $\sim 5$  нм и 25% – рекристаллизованный со стороны подложки c-Si.

- Формирование Si–C-связей тетраэдрической ориентации в слоях с высокой концентрацией углерода SiC<sub>1,4</sub>, SiC<sub>0,95</sub> и SiC<sub>0,7</sub> обусловлено распадом прочных C- и Si–C-кластеров, в слоях SiC<sub>0,12</sub> и SiC<sub>0,4</sub> – распадом кластеров и одинарных Si–C-связей, в SiC<sub>0,03</sub> – уменьшением количества оборванных связей атомов углерода.

- Отличие оптических свойств слоев с низкой концентрацией углерода SiC<sub>0,03</sub>, SiC<sub>0,12</sub> и SiC<sub>0,4</sub> проявляется в отсутствии пика LO-фононов SiC в спектрах ИК-пропускания и смещении при 1000°C минимума пика TO-фононов SiC в область выше 800 см<sup>-1</sup>, характерного для тетраэдрических связей кристаллического SiC, что обусловлено малыми размерами кристаллитов SiC ( $\leq 3$  нм) и увеличением вклада их поверхностей, содержащих укороченные Si–C-связи, в оптические свойства.

- Эффект плазмо-стимулированной кристаллизации в процессе отжига предварительно обработанных водородной плазмой тлеющего разряда пленок SiC является следствием распада прочных C- и Si–C-кластеров при воздействии плазмы.

- Уменьшение/увеличение электрического сопротивления пленок SnO<sub>x</sub> в области ниже/выше точки плавления Sn (231,9°C) обусловлено формированием/распадом проводящих цепочек из нанокристаллов  $\beta$ -Sn.

- Эффект увеличения пористости и прозрачности синтезированных методом магнетронного распыления пленок SnO<sub>x</sub> после обработки водородной плазмой тлеющего разряда в режиме “осаждение-отжиг-плазма-отжиг”. Эффект роста поглощения в инфракрасной области длин волн в пленках SnO<sub>2</sub> после отжига при температуре 200°C или обработки H- или O-плазмами, обусловленный сегрегацией Sn.

- Направленные изменения фазового состава, микроструктуры поверхности и физических свойств пленок SnO<sub>x</sub> при обработке H- или O-плазмой позволяют существенно улучшить их прозрачность и газочувствительность.

**Личный вклад диссертанта.** Автор был инициатором исследований по SiC либо наиболее активным участником исследований по SnO<sub>2</sub>, инициированных Мухамедшиной Д.М., выполняя определяющую либо особую роль при постановке задачи, выборе средств достижения цели, обсуждении полученных результатов, подготовке на-

учных статей и коррекции дальнейших исследований. Автором выполнены: расчет доз ионов для конструирования профилей распределения C в Si; получение, обработка и анализ результатов исследования структурных свойств  $\text{SiC}_x$  и  $\text{SnO}_x$  методом рентгеновской дифракции; обработка и анализ данных ИК-спектроскопии, Оже-электронной спектроскопии, просвечивающей электронной спектроскопии пленок  $\text{SiC}_x$ ; обсуждение и анализ результатов исследования микроструктуры поверхности методом атомно-силовой микроскопии, данных измерения электрических и газочувствительных характеристик, прозрачности пленок  $\text{SnO}_x$ . Предложены модели структуры, механизмы формирования Si-C-связей тетраэдрической ориентации, механизмы взаимосвязи структурных и физических свойств  $\text{SiC}_x$  и  $\text{SnO}_x$ . Разработан безэталонный метод расчета инструментальной составляющей полуширины рентгеновских линий для определения размеров кристаллитов. Ключевые статьи и доклады по теме диссертации автором написаны лично либо совместно на основании коллективного анализа, обработки и обсуждения результатов. Обобщение представленного к защите материала выполнено автором.

**Апробация работы.** Результаты исследований были доложены и обсуждены на: 12<sup>th</sup> International Conference on Defects-Recognition, Imaging & Physics in Semiconductors (Germany, Berlin, 2007); EMRS Symposium «Functional oxides for advanced semiconductor technologies» (France, Strasbourg, 2004); International Symposium «High Technology Plasma Processes» (St. Petersburg, 2006); E-MRS Symposium K: ZnO and Related Materials (France, Nice, 2006); MRS-2005 «Semiconductor Defect Engineering-Materials, Synthetic Structures and Devices» (USA, San Francisco, 2005), EMRS Symposium “TPP8 Thermal Plasma Processes” (France, Strasbourg, 2004), VI Международной конференции “Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах” (Томск, 2008); International Conference «Quantum Complexities in Condensed Matter» (Uzbekistan, Bukhara, 2003); 5th World Seminar on Heat Treatment and Surface Engineering (Iran, Isfahan, 1995);

Международной школе-семинаре «Физика конденсированного состояния» (Казахстан, Усть-Каменогорск, 2004);

7-ой Международной школе-семинаре «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах» (Усть-Каменогорск, 2003);

3d, 4<sup>th</sup> and 6<sup>th</sup> International Conferences «Nuclear and Radiation Physics» (Almaty, 2001, 2003, 2007).

2nd Eurasian Conference “Nuclear Science and its Application” (Almaty, 2002);

10-й Международной конференции “Физика твердого тела» (Караганда, 2008);

8-й Международной конференции «Физика твердого тела» (Алматы, 2004);

4-м Международном Симпозиуме "Physics@Chemistry of Carbon Materials/ NanoEngineering" (Алматы, 2006).

**Публикации.** Основное содержание диссертации отражено в 51 работах, включающие статьи в Международных (12) рецензируемых журналах, в рейтинговых российских (8) и казахстанских (19) журналах, а также доклады конференций.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, шести глав, заключения, списка использованных источников из 245 наименований, изложена на 295 страницах, содержит 112 рисунков и 22 таблицы.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность работы, сформулированы цель и задачи исследования, перечислены основные положения, выносимые на защиту, научная новизна результатов и их практическая значимость, раскрыта структура диссертации.

**В первом разделе** приводятся основные физические свойства и методы получения карбида кремния SiC и оксида олова SnO<sub>2</sub>. Освещены методы синтеза пленок SiC, их структурные и физические свойства, рассматриваются свойства гетеропереходов на основе эпитаксиальных слоев типа (p)3C-SiC – (n)6H-SiC и нанокристаллических пленок SiC различных политипов, раскрыты достоинства синтеза пленок SiC<sub>x</sub> методом ионной имплантации, рассматриваются их структурные свойства в зависимости от условий внедрения и термообработки. Также рассмотрены характеристики SnO<sub>2</sub> как сенсорного материала, модели электрической проводимости, механизм газочувствительности и методы получения пленок. Описаны возможности применения золь-гель технологии и метода магнетронного распыления для синтеза пленок, а так-

же применение термических и плазменных обработок для модификации их свойств. На основании обзора сформулированы цели и задачи исследования.

**Во втором разделе** диссертации описаны использованные методы получения, обработки и исследования тонких пленок  $\text{SnO}_x$  и  $\text{SiC}_x$ . Слои  $\text{SiC}_x$  получены имплантацией ионов  $^{12}\text{C}^+$  в монокристаллические пластины Si на модернизированном ускорителе ИЛУ-4. Для получения тонких пленок  $\text{SnO}_x$  использовались методы ионно-лучевого распыления, магнетронного распыления и золь-гель метод.

Обработка плазмой тлеющего разряда мощностью  $\sim 20$  Вт проводилась на лабораторной установке. Плазмообразующий газ – водород – получен с помощью электролизера, а кислород – разложением  $\text{KMnO}_4$  при  $200^\circ\text{C}$ . Разряд низкотемпературной плазмы осуществлен ВЧ-генератором на частоте 27,12 МГц с емкостной связью.

Структура слоев  $\text{SnO}_x$  и  $\text{SiC}_x$  исследовалась методом рентгеновской дифракции с использованием скользящих узкоколлимированных рентгеновских лучей на установке УРС-2,0. Микроструктура поверхности исследовалась на атомно-силовом микроскопе JSPM5200 (JEOL, Japan) с использованием полуконтактного (AFM AC) метода. Исследования морфологии и структуры слоев  $\text{SiC}_x$  проводились методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-100CX (JEOL, Japan). ИК-спектроскопия слоев  $\text{SiC}_x$  проводилась на аппарате UR-20 при перпендикулярном падении ИК-лучей и под углом  $73^\circ$  от нормали к поверхности образца. Элементный состав пленок  $\text{SiC}_x$  исследовался методом Оже-электронной спектроскопии при последовательном распылении слоев пучком ионов аргона с энергией 1 кэВ. Спектры пропускания пленок  $\text{SnO}_x$  в диапазоне 190–2500 нм измерялись на спектрофотометрах СФ-256УВИ и СФ-256БИК. Поверхностное электрическое сопротивление пленок  $\text{SnO}_x$  измерялось методом Ван-дер-Пау на четырехзондовой установке.

В качестве подложек для осаждения  $\text{SnO}_x$  были использованы пластины из стекла марки “Corning” и поликристаллического корунда. Для синтеза  $\text{SiC}_x$  использовались пластины монокристаллического кремния размером  $7 \times 12 \times 0,4$  мм, ориентацией (100), с удельным сопротивлением 4–10 Ом·см.

**В третьем разделе** диссертации представлены результаты по исследованию структуры, состава и особенностей процесса кристаллизации SiC в интервале температур 200–1400 $^\circ\text{C}$  в слоях  $\text{SiC}_{1,4}$ ,  $\text{SiC}_{0,95}$ ,  $\text{SiC}_{0,7}$ ,  $\text{SiC}_{0,4}$ ,  $\text{SiC}_{0,12}$ ,  $\text{SiC}_{0,03}$ , полученных многократной имплантацией в кремний ионов углерода с энергиями 40, 20, 10, 5 и 3 кэВ.

Методом Оже-электронной спектроскопии показано, что профили распределения атомов углерода в кремнии близки к прямоугольным и соответствуют расчетным профилям, построенным с использованием величин среднего проективного пробега ионов  $R_p(E)$ , среднеквадратичного отклонения  $\Delta R_p(E)$  Gibbons J.F. и др. (теория LSS). Высокотемпературный отжиг ( $1250^\circ\text{C}$ ) в потоке Ag в присутствии кислорода приводит к формированию структур  $\text{SiO}_{2,6}:\text{SiC}_{1,4}$ ,  $\text{SiO}_{2,33}:\text{SiC}_{0,95}$  и  $\text{SiO}_{3,0}:\text{SiC}_{0,7}$ .

Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что после отжига при  $1200^\circ\text{C}$  слои  $\text{SiC}_{1,4}$  и  $\text{SiC}_{0,95}$  представляют собой однородные поликристаллические пленки карбида кремния, состоящие из зерен шарообразного и пластинчатого типа размером до 80 нм, а слой  $\text{SiC}_{0,7}$  – из зерен размером до 400 нм. Переходный слой с пониженной концентрацией углерода между подложкой Si и  $\text{SiC}_{0,7}$  образует пилообразную SiC–Si структуру, в которой атомы избыточного кремния между крупными зернами SiC в процессе рекристаллизации объединены с подложкой.

Методом рентгеновской дифракции показано появление кристаллитов  $\beta$ -SiC размерами  $\sim 3\text{--}7$  нм при температурах выше  $1100^\circ\text{C}$  для слоев  $\text{SiC}_{1,4}$ ,  $\text{SiC}_{0,95}$ ,  $\text{SiC}_{0,7}$ , а для слоев  $\text{SiC}_{0,4}$ ,  $\text{SiC}_{0,12}$  появление кристаллитов Si и SiC при меньших температурах. После отжига при  $1200^\circ\text{C}$   $\sim 50\%$  свободного от углеродных кластеров объема слоя  $\text{SiC}_{0,12}$  составляют кристаллиты Si со средним размером  $\sim 25$  нм,  $25\%$  объема – кристаллиты  $\beta$ -SiC размером  $\sim 5$  нм и  $25\%$  – рекристаллизованный со стороны подложки c-Si (рис.1а). Поверхность слоев  $\text{SiC}_x$  ( $x = 0,12\text{--}1,4$ ) при температурах  $800\text{--}1400^\circ\text{C}$  деформируется с образованием зерен размером  $\sim 30\text{--}100$  нм. Ровная поверхность рекристаллизованных при  $1250^\circ\text{C}$  слоев  $\text{SiC}_{0,03}$  содержит равномерно распределенные в Si включения SiC в виде точечных выступов диаметром  $\sim 20$  нм (рис.2).

Из температурных зависимостей амплитуд SiC-пика ИК-пропускания при фиксированных волновых числах установлено, что формирование Si–C-связей близких к тетраэдрической ориентации (рис. 3, кривая 3) при  $900\text{--}1300^\circ\text{C}$  в слоях с высокой концентрацией углерода  $\text{SiC}_{1,4}$ ,  $\text{SiC}_{0,95}$  и  $\text{SiC}_{0,7}$  происходит преимущественно за счет распада прочных оптически неактивных Si–C-кластеров; в слоях  $\text{SiC}_{0,12}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$  – в результате распада прочных кластеров в интервале  $1200\text{--}1300^\circ\text{C}$  и оптически активных одинарных Si–C-связей (кривая 1) в интервале  $700\text{--}1200^\circ\text{C}$ ; в слоях  $\text{SiC}_{0,03}$  – в результате уменьшения количества оборванных связей атомов углерода в интервале

900–1000°C ввиду отсутствия углеродных кластеров. Количество Si–C-связей тетраэдрической ориентации в температурном интервале 1000–1300°C является наибольшим для слоя SiC<sub>0,7</sub>. Меньшее количество этих связей в слоях SiC<sub>0,4</sub>, SiC<sub>0,12</sub> и SiC<sub>0,03</sub> вызвано меньшим содержанием углерода, а в слоях SiC<sub>1,4</sub> и SiC<sub>0,95</sub> – высокой концентрацией прочных кластеров, распадающихся при высоких температурах. Поэтому при меньших температурах 800–900°C (рис.3г, (3)) наибольшее количество тетраэдрических Si–C-связей характерно для слоя SiC<sub>0,4</sub>.

Отличие слоев с низкой концентрацией углерода SiC<sub>0,03</sub>, SiC<sub>0,12</sub> и SiC<sub>0,4</sub> от слоев SiC<sub>1,4</sub>, SiC<sub>0,95</sub> и SiC<sub>0,7</sub> проявляется в отсутствии пика LO-фононов SiC в спектрах ИК-пропускания и в смещении минимума пика TO-фононов SiC в область выше 800 см<sup>-1</sup> (рис.4а), характерного для тетраэдрических связей кристаллической фазы SiC, что

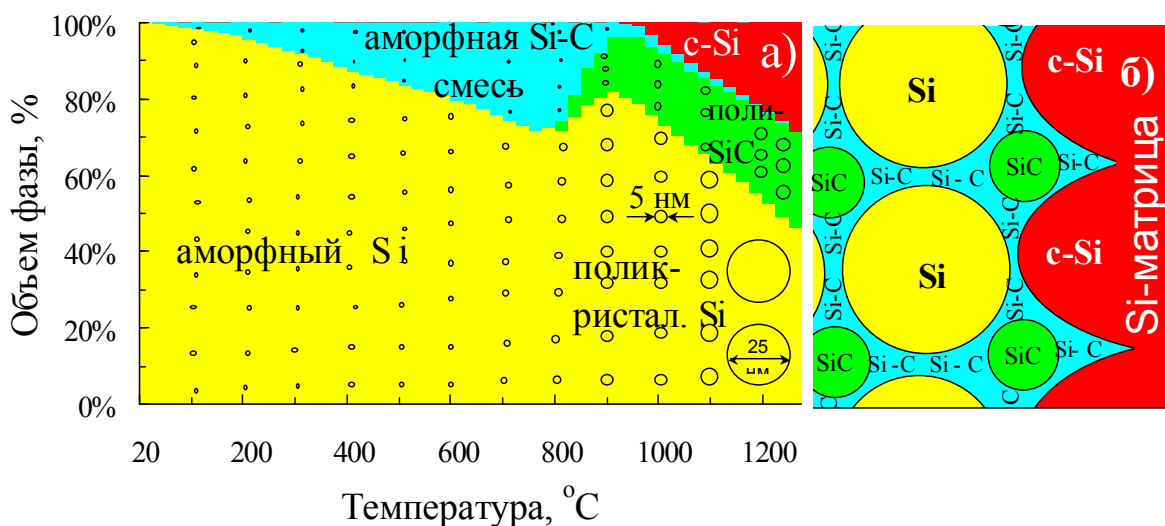


Рисунок 1 – Кристаллизация слоя SiC<sub>0,12</sub>: а)соотношение объемов фаз при различных температурах; б)формирование кристаллитов Si и SiC (900–1000°C)

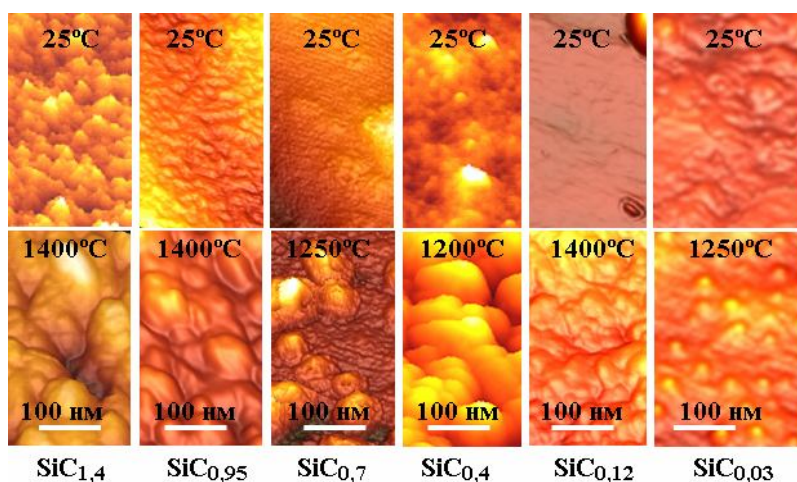


Рисунок 2 – Атомно-силовая микроскопия поверхности слоев с различной концентрацией углерода (SiC<sub>0,03</sub>, SiC<sub>0,12</sub>, SiC<sub>0,4</sub>, SiC<sub>0,95</sub>, SiC<sub>1,4</sub>) после отжига

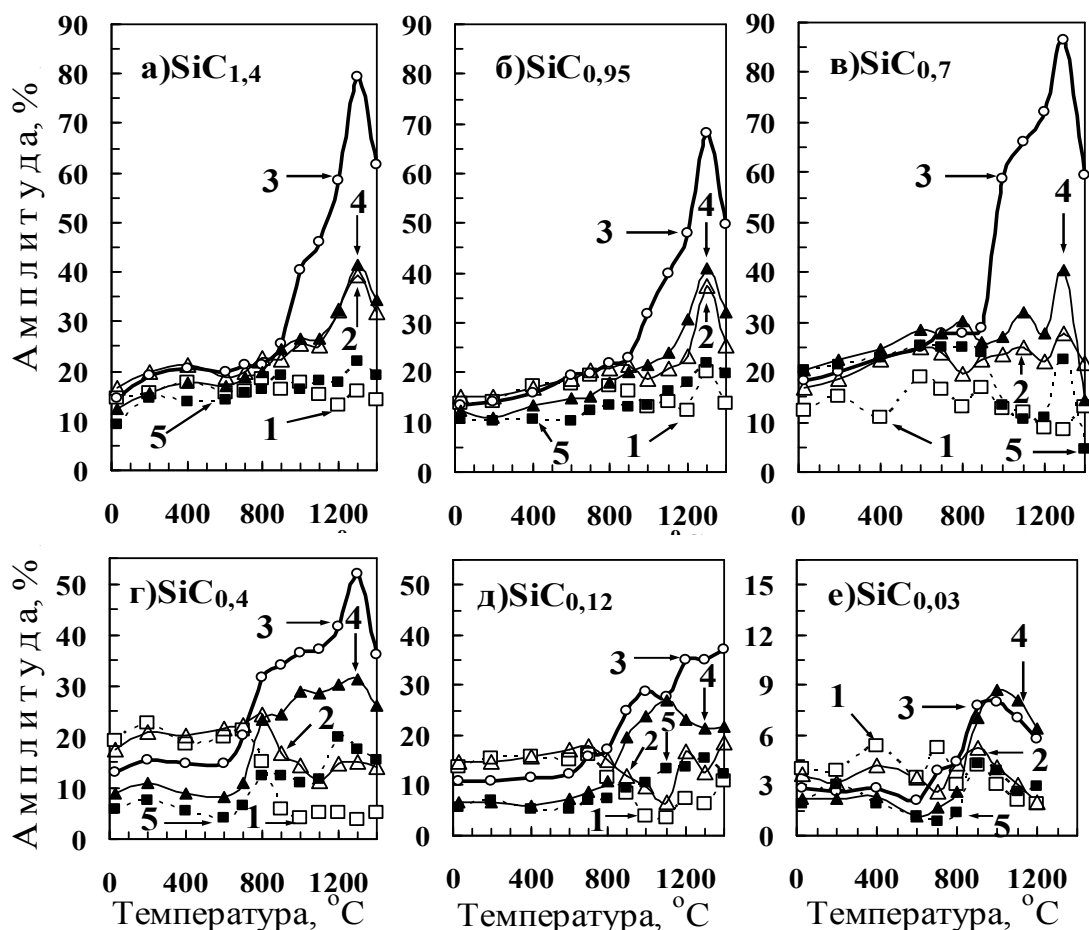


Рисунок 3 – Температурная зависимость амплитуды ИК-пропускания при волновых числах  $700\text{ см}^{-1}$  (1),  $750\text{ см}^{-1}$  (2),  $800\text{ см}^{-1}$  (3),  $850\text{ см}^{-1}$  (4) и  $900\text{ см}^{-1}$  (5): а)  $\text{SiC}_{1,4}$ ; б)  $\text{SiC}_{0,7}$ ; в)  $\text{SiC}_{0,95}$ ; г)  $\text{SiC}_{0,4}$ ; д)  $\text{SiC}_{0,12}$ ; е)  $\text{SiC}_{0,03}$

обусловлено малыми размерами кристаллитов SiC ( $\leq 3\text{ нм}$ ) и увеличением вклада их поверхностей, а также поверхностей кристаллитов Si, содержащих укороченные Si–C-связи, в оптические свойства. Для слоев  $\text{SiC}_{0,12}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$  возврат в интервале  $1100\text{--}1400^\circ\text{C}$  положения минимума пика к  $800\text{ см}^{-1}$  вызваны ростом размеров кристаллитов SiC до величин  $3,5\text{--}5\text{ нм}$  и выше.

Полагая, что площадь Si–C-пика пропорциональна количеству оптически активных Si–C-связей (рис.4б) и 100% атомов C в слое  $\text{SiC}_{0,03}$  включены в эти связи после отжига, предположено, что увеличение концентрации углерода в  $n_1$  раз ( $n_1 = x/0,03 = (N_C/N_{Si})/0,03$ ) должно увеличить площадь пика в  $n_2$  раз ( $n_2 = A_x(T)/A_{0,03}(1000^\circ\text{C})$ ) и  $n_1 = n_2$ , если не наступило насыщения в амплитуде пропускания и атомы углерода не входят в состав углеродных и оптически неактивных кластеров. Поскольку  $n_2 < n_1$ , сделано заключение, что при  $1300^\circ\text{C}$  в слое  $\text{SiC}_{1,4}$  лишь 9% атомов C образуют оптически активные Si–C-связи, в  $\text{SiC}_{0,95}$  – 12%, в  $\text{SiC}_{0,7}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$  – 16%, в  $\text{SiC}_{0,12}$  – 45%, а

остальные атомы углерода находятся в составе прочных кластеров. Количество Si–C-связей  $N$  в слоях  $\text{SiC}_x$  оказалось растущим с дробной степенью концентрации  $x$ :  $N = a \cdot n_2 = a \cdot (n_1)^y$ , где  $y \approx 0,37 \pm 0,09$ ,  $a = \text{const}$ .

Установлено, что обработка в водородной плазме тлеющего разряда (27.12 МГц, 20 Вт, 6,5 Па, 100°C, 5 мин) приводит к распаду кристаллитов Si,  $\beta$ -SiC и кластеров.

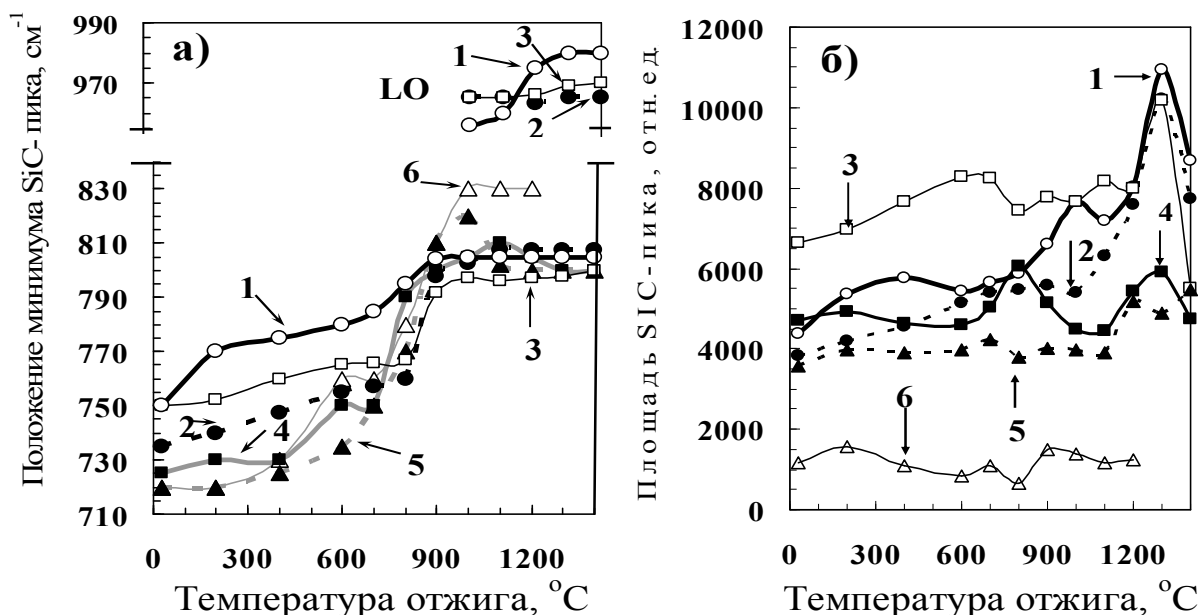


Рисунок 4 – Температурная зависимость положения минимума (а) и площади (б) SiC-пика ИК-пропускания для слоев  $\text{SiC}_{1,4}$  (1),  $\text{SiC}_{0,95}$  (2),  $\text{SiC}_{0,7}$  (3),  $\text{SiC}_{0,4}$  (4),  $\text{SiC}_{0,12}$  (5) и  $\text{SiC}_{0,03}$  (6)

**В четвертом разделе диссертации** приведены результаты исследования пленок  $\text{SnO}_x$ , осажденных методами магнетронного и ионно-лучевого распыления на подложки из стекла и поликора. В первом подразделе приведены данные по влиянию концентрации кислорода в смеси  $\text{Ar-O}_2$  в камере (0, 10, 16, 25, 50, 75 и 100%) во время осаждения на структурные и электрические свойства пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных ионно-лучевым распылением. Для пленок, полученных в условиях дефицита  $\text{O}_2$  (0, 10, 16, 25%), методом рентгеновской дифракции выявлены нанозернистая и крупнозернистая сегрегации олова при температурах ниже и выше точки плавления Sn (231,9°C), соответственно (рис.5). Нанозернистая сегрегация формирует в объеме пленки токопроводящие цепочки из кристаллитов  $\beta$ -Sn (~12 нм) (рис.5б), вызывая уменьшение сопротивления пленки в 60 раз. Разрушение токопроводящих цепочек и крупнозернистая сегрегация  $\beta$ -Sn на границе «пленка-подложка» в виде агрегатов размером  $\sim 0,004 \times 8 \times 30$  мкм<sup>3</sup> (рис.5в), изолированных друг от друга включениями

SnO, способствует росту сопротивления почти на 4 порядка (до 200 кОм). Образование SnO<sub>2</sub> при 500–600°C привело к снижению сопротивления пленки.

Для пленок SnO<sub>x</sub>, полученных при высокой концентрации кислорода (50, 75 и 100 %), слабая зависимость сопротивления пленок от температуры вызвана увеличением доли SnO<sub>2</sub> в фазовом составе пленки и отсутствием сегрегации олова.

Во второй части раздела приведены данные по влиянию обработки водородной плазмой тлеющего разряда (2,36 Па, 5 мин, 100°C) на структурные и оптические свойства пленок SnO<sub>x</sub> толщиной 300 нм, осажденных на стеклянные подложки методом реактивного магнетронного распыления (рис. 6). Обработка пленок SnO<sub>x</sub> в режиме “осаждение-отжиг-плазма-отжиг” (DAPA) приводит к увеличению их прозрачности в диапазоне 300–1100 нм по сравнению с режимами “осаждение-отжиг” (DA) или “осаждение-плазма-отжиг” (DPA). Наличие кристаллитов β-Sn в пленке приводит к снижению ее прозрачности в диапазоне длин волн 500–1100 нм и отсутствию прозрачности в диапазоне 300–500 нм. Окисление кристаллитов β-Sn и образование кристаллитов SnO, SnO<sub>2</sub>, Sn<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в процессе отжига приводит к резкому увеличению прозрачности пленок в диапазоне  $\lambda \geq 350$  нм.

На основе выведенного из уравнения Лорентц-Лоренца соотношения для

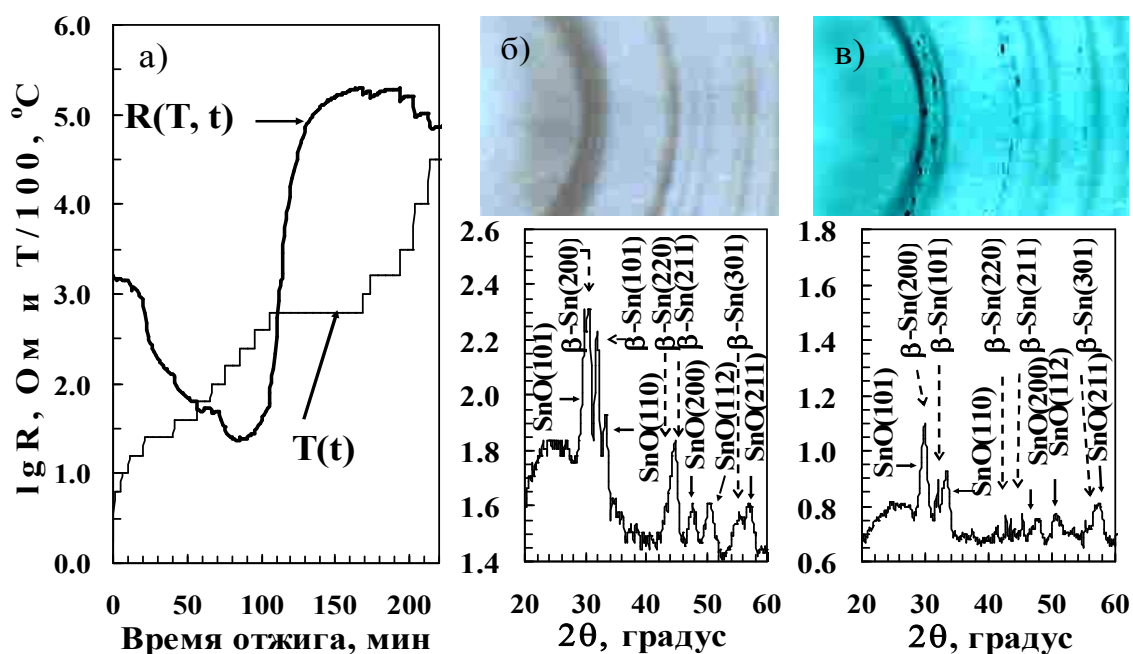


Рисунок 5 – Влияние сегрегации олова на сопротивление пленки SnO<sub>x</sub> (содержание O<sub>2</sub> 10 % в смеси Ar–O<sub>2</sub>): а) зависимость сопротивления  $R(T, t)$  и температуры  $T(t)$  от длительности отжига; б) дебаграмма после отжига при 200°C; в) при 300°C

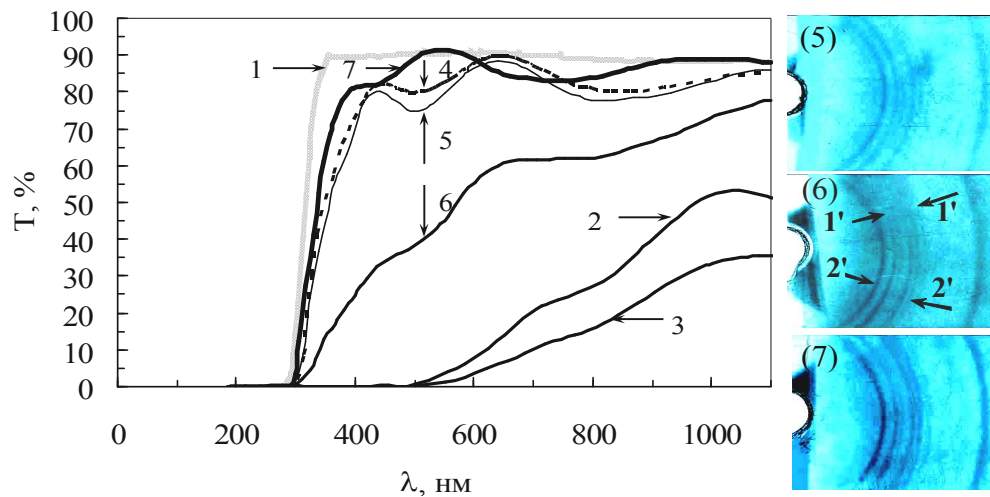


Рисунок 6 - Оптические спектры пропускания и дебаеграммы пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных магнетронным распылением (давление 1 Па смеси  $\text{Ar}-\text{O}_2$ ), после осаждения, обработки Н-плазмой и отжига при  $550^\circ\text{C}$  (1 час): 1 – подложка (стекло); 2 – осаждение пленки (D); 3 – осаждение-плазма (DP); 4 – осаждение-плазма-отжиг (DPA); 5 – осаждение-отжиг (DA); 6 – осаждение-отжиг-плазма (DAP); 7 – осаждение-отжиг-плазма-отжиг (DAPA)

пористости пленок  $V = \frac{V_2 - V_1}{V_2} = [1 - (\frac{n_2^2 - 1}{n_2^2 + 2})(\frac{n_1^2 + 2}{n_1^2 - 1})]$ , где  $n_1$  и  $n_2$  – значения коэффициента

преломления для эталонного материала и исследуемой пленки, соответственно, показано увеличение пористости после обработки в режиме DAPA. Увеличению пористости способствуют разрушение кристаллитов при селективном воздействии Н-плазмы, о чем свидетельствует наблюдающееся размытие частей рентгеновских линий  $\text{SnO}(101)$ ,  $\text{SnO}_2(101)$  и (200),  $\text{Sn}_2\text{O}_3(021)$  и (130) (рис.6, область  $1' \leftrightarrow 1'$ ) в интервале углов  $15^\circ < \theta < 20^\circ$  и трансформация части кристаллитов  $\text{Sn}_2\text{O}_3$  в кристаллиты с большей плотностью, такие как  $\text{SnO}$  и  $\text{SnO}_2$  (5,74; 6,54 и 7,09  $\text{г}\cdot\text{см}^{-3}$ , соответственно).

В третьей части раздела приведены данные по влиянию отжига на воздухе, в вакууме и в атмосфере водорода в интервале температур  $200-550^\circ\text{C}$  на свойства пленок  $\text{SnO}_x$ , осажденных на стеклянную подложку методом магнетронного распыления. Определены условия осаждения пленок (давление  $\text{Ar}-\text{O}_2$  смеси – 2,7 Па и др.)  $\text{SnO}_2$  с оптимальными размерными и оптическими параметрами (средний размер зерен  $\sim 4$  нм, прозрачность  $\sim 90\%$ ; ширина запрещенной зоны  $\sim 4,0$  эВ; коэффициент преломления  $\sim 1,8$ ) без отжига (рис.7). Увеличение температуры отжига в вакууме или водороде приводит к ухудшению оптических параметров пленок вследствие нарушения стехиометрии состава. Отжиг на воздухе приводит к росту размеров кристаллитов

SnO<sub>2</sub>, но оптические параметры значительно не изменяются. Рост поглощения в инфракрасной области после отжига при 200°C вызван сегрегацией частиц олова.

Уменьшение давления смеси Ag–O<sub>2</sub> до 0,9 Па приводит к ухудшению параметров пленок. Их улучшение проявляется более эффективно после отжига при 550°C на воздухе, чем в вакууме или водороде, что вызвано лучшей стехиометрией состава пленки, состоящей преимущественно из кристаллитов SnO<sub>2</sub>.

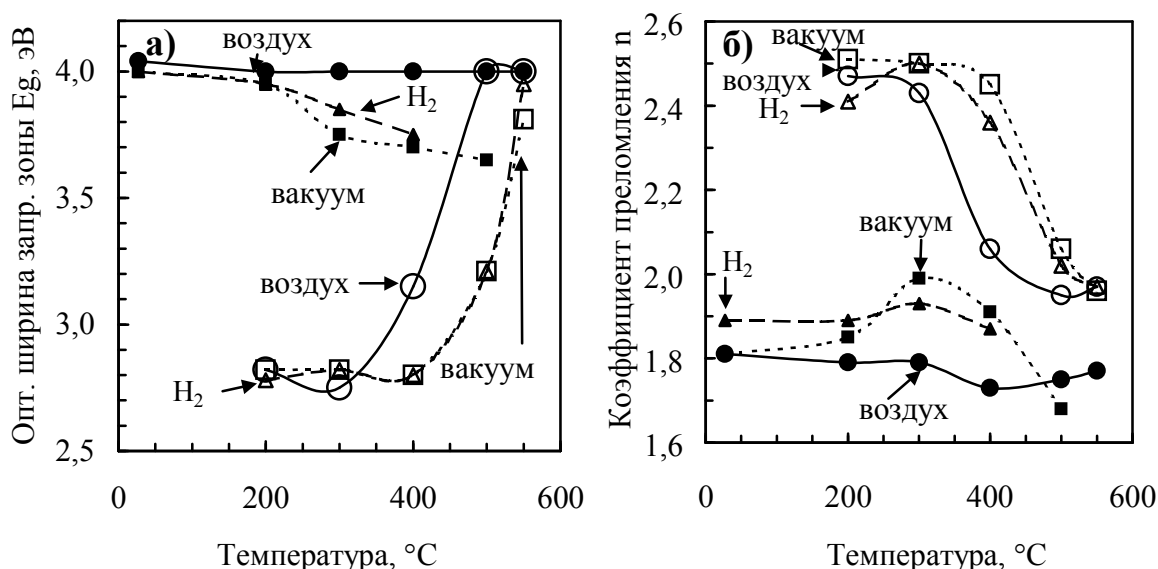


Рисунок 7 - Ширина запрещенной зоны (а) и коэффициент преломления (б) пленок SnO<sub>x</sub>, осажденных на стеклянную подложку при давлении в камере 0,9 и 2,7 Па и отожженных при температурах 200–550°C в течение 1 часа на воздухе, в вакууме и водороде:

2,7 Па: ● – воздух, ■ – вакуум, ▲ – H<sub>2</sub>. 0,9 Па: ○ – воздух, □ – вакуум, △ – H<sub>2</sub>.

Разработан безэталонный метод расчета инструментальной составляющей  $b(\Psi_i, \theta)$  полуширины рентгеновских линий для определения размеров кристаллитов, основанный на измерении ширины линий  $B(\Psi_i, \theta)$  при различных углах падения  $\Psi_i$  рентгеновских лучей на образец и решении системы из уравнений 
$$\beta(\theta) = \left[ (B(\Psi_i, \theta) - b(\Psi_i, \theta)) \cdot (B(\Psi_i, \theta)^2 - b(\Psi_i, \theta)^2)^{1/2} \right]^{1/2}$$
, исходя из допущения, что обусловленное наноразмерностью кристаллитов уширение линии  $\beta(\theta)$  в узком интервале  $\Psi$  не зависит от  $\Psi$ . Показано, что средний размер кристаллитов SnO<sub>2</sub> на подложке из поликора остается равным 4 нм даже после отжига при температурах 500–800°C, а рост объема поликристаллической фазы SnO<sub>2</sub> происходит за счет формирования новых нанозерен. В интервале 800–1200°C объединение кристаллитов SnO<sub>2</sub> приводит к росту их размеров до ~25 нм и улучшению их структуры.

**В пятом разделе** диссертации представлены результаты по исследованию свойств пленок  $\text{SnO}_x$ , осажденных магнетронным распылением и золь-гель методом.

В первом подразделе приведены результаты по исследованию пленок  $\text{SnO}_2$ , полученных золь-гель методом (способ растекания). Аликвоты растворов с разной концентрацией, но одинаковым количеством атомов олова наносились на стеклянные подложки, и высушивались при 80–100°C. Пленки  $\text{SnO}_2$  толщиной ~350 нм обладали высокой прозрачностью (90%) и чувствительностью к этанолу (50–80% к 1 мг/л). Реализован способ формирования кластерной структуры и уменьшения среднего размера кристаллитов  $\text{SnO}_2$  до 1,5 нм при увеличении концентрации ионов олова в пленкообразующем растворе с 0,14 до 0,83 моль/л, что приводит к увеличению чувствительности пленки к этанолу (на 20% при 1 мг/л) (рис. 8) и уменьшению времени отклика в два раза (до 3 сек). Обнаружена чувствительность пленок к присутствию микроколичеств паров этанола (~0,05 мг/л).

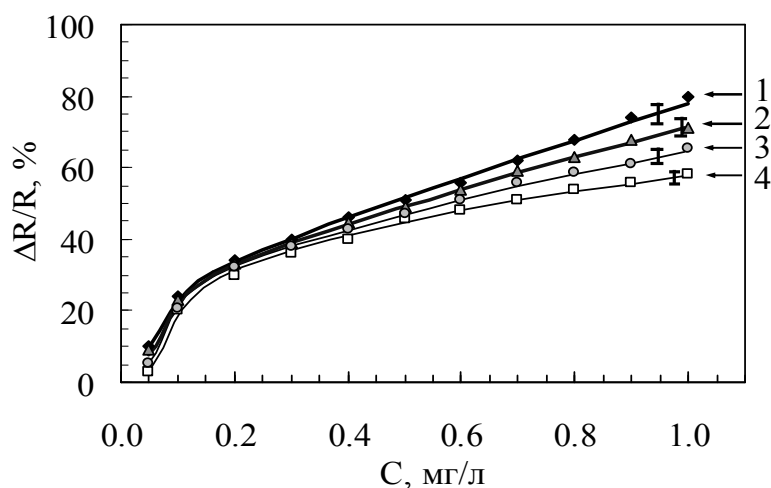


Рисунок 8 – Зависимость чувствительности пленок  $\text{SnO}_2$  от концентрации паров этанола при температуре 230°C. Концентрация ионов олова в пленкообразующем растворе: 1 – 0,83 моль/л; 2 – 0,41 моль/л; 3 – 0,30 моль/л; 4 – 0,14 моль/л.

Во втором подразделе приведены результаты по исследованию свойств пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных магнетронным распылением и золь-гель методом (способ центрифугирования). Для однородности пленок, полученных золь-гель методом, раствор с концентрацией атомов олова 0,14 моль/л оказался более подходящим. Пленки, состоят исключительно из фазы  $\text{SnO}_2$  (средний размер кристаллитов 1,5–5 нм), обладают высокой пористостью, мелкозернистой структурой поверхности, высокой чувствительностью к парам этанола, кратким временем отклика (3 сек), пониженной рабочей

температурой (230°C). Не наблюдается роста поглощения в ближней инфракрасной области ввиду отсутствия частиц олова и лучшей стехиометрии пленок SnO<sub>2</sub>.

**В шестом разделе** диссертации представлены результаты по исследованию влияния термической и плазменной обработок на свойства пленок SnO<sub>x</sub>. В первом подразделе приведены результаты по исследованию влияния термической и плазменной обработки на свойства пленок SnO<sub>x</sub> полученных золь-гель методом. Увеличение длительности отжига на воздухе пленок от 15 мин до 12 часов (400°C) приводит к линейному росту сопротивления от 16 до 245 кОм·см, увеличению прозрачности вследствие улучшения структуры и роста размеров кристаллитов SnO<sub>2</sub> от 6 нм до 10 нм. Отжиг (400°C, 6 часов) позволяет достигать максимальной чувствительности к этанолу (рис.9а) и минимального времени отклика (2 сек) пленки SnO<sub>2</sub>, при этом формируется гранулярная структура поверхности, улучшается структура кристаллитов SnO<sub>2</sub> при сохранении их малых размеров (6 нм).

После обработки пленки Н- или О-плазмой тлеющего разряда (рис.9) выявлены рост чувствительности без увеличения рабочей температуры и сокращение времени отклика к парам этанола. Обработка пленок О-плазмой вызывает появление избыточного кислорода и увеличение сопротивления, а Н-плазмой – образование и десорбцию молекул H<sub>2</sub>O, образование кислородных вакансий и уменьшение сопротивления, формирование кластеров SnO, увеличение коэффициента поглощения с  $2,5 \cdot 10^3$  до  $5,91 \cdot 10^3$  см<sup>-1</sup> и снижение прозрачности в видимой области спектра на 3–15%. Обработка О-плазмой приводит к кластеризации пленок и распаду гранулярной структуры поверхности, обработка Н-плазмой – к образованию агломератов.

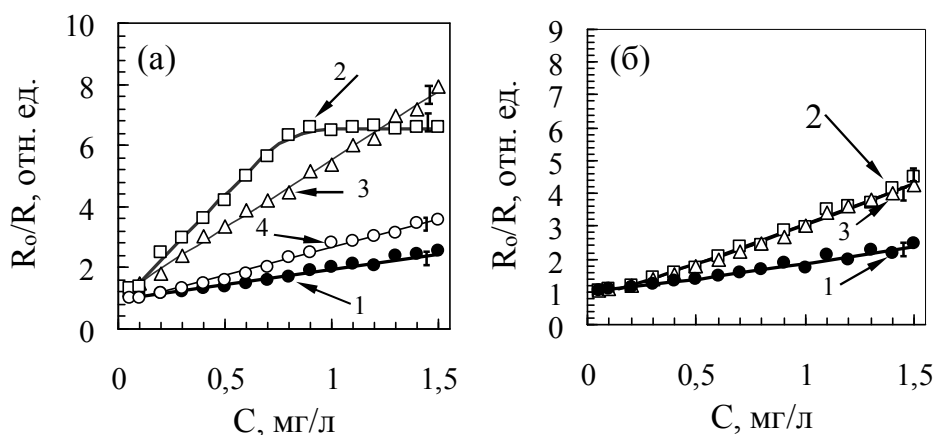


Рисунок 9 – Зависимость чувствительности от концентрации паров этанола пленок SnO<sub>2</sub>: (а) отжиг при 400°C: 1 – в течение 15 минут; 2 – 3 часов; 3 – 6 часов и 4 – 12 часов; (б) обработка плазмой: 1 – после осаждения; 2 – О-плазмой и 3 – Н-плазмой

Во втором подразделе приведены результаты по изучению влияния обработки Н- и О-плазмой на свойства пленок  $\text{SnO}_x$  (~300 нм), полученных методом магнетронного распыления. В нестехиометрических пленках  $\text{SnO}_x$  ( $x < 2$ ), осажденных в условиях недостатка кислорода (давление 1–2 Па), обнаружено появление кристаллитов  $\beta$ -Sn после обработки Н-плазмой либо после отжига при температурах 150–200°C и 300°C. При температурах 50–550°C идет формирование оксидов SnO,  $\text{Sn}_2\text{O}_3$  и  $\text{SnO}_2$ .

При кратковременной обработке (5 мин) О- или Н-плазмы в осажденных при давлении 2,7 Па поликристаллических пленках  $\text{SnO}_2$  происходит формирование кластеров Sn субнанометрического размера, вызывающих рост поглощения в ближней инфракрасной области. Увеличение времени обработки (10 и 20 мин) приводит к их окислению. При обработке О-плазмой (5–20 минут) происходит частичное разрушение кристаллитов  $\text{SnO}_2$  с их трансформацией в кластеры. Таким образом, позитивное, недостижимое термической обработкой воздействие 10–20 минутной обработки О-плазмы на структуру пленок  $\text{SnO}_2$ , полученных магнетронным распылением, заключается в кластеризации и доокислении пленок в едином процессе, приводящему к росту прозрачности пленок в ближней инфракрасной области.

Обработка Н- или О-плазмой приводит к росту газочувствительности пленок  $\text{SnO}_2$ . Нечувствительные к малым концентрациям паров этанола 0,1–0,2 мг/л пленки  $\text{SnO}_2$  приобретают высокую чувствительность (более 50%) к этим концентрациям после обработки О-плазмой в течение 5 и 20 минут, при этом 5 минутная обработка оказалась более эффективной.

В третьем подразделе проводится сравнительный анализ воздействия О- и Н-плазмы на свойства пленок  $\text{SnO}_x$  полученных магнетронным распылением и золь-гель методом. Обработка О-плазмой пленок, полученных золь-гель методом, приводит к слабому уменьшению прозрачности (1–5%) в видимой области длин волн вследствие нарушения структуры кристаллитов  $\text{SnO}_2$ , а обработка Н-плазмой приводит к уменьшению прозрачности в пределах 3–15% в связи с образованием соединений SnO. Для пленок, полученных магнетронным распылением, обработка О- и Н-плазмой вызывает уменьшение прозрачности с 80% до 50% (рис.10а) и до 40% (рис.10б) в ближней инфракрасной области ввиду формирования кластеров Sn.

После обработки О-плазмой медленное/быстрое уменьшение относительного сопротивления пленок, полученных методом магнетронного распыления/золь-гель методом (рис.11а, кривые 3/6), определяется присутствием/отсутствием включений частиц Sn в пленке. Образование после обработки Н-плазмой частиц Sn/ кислородных вакансий в пленках, полученных методом магнетронного распыления/ золь-гель методом, оказывает влияние на уменьшение их сопротивления (рис.11а, кр.2/5). Медленное уменьшение относительного сопротивления пленок, полученных золь-гель методом, вызвано большим количеством кислородных вакансий, а быстрое уменьшение сопротивления пленок, полученных методом магнетронного распыления, вызвано формированием дополнительных цепочек из частиц Sn.

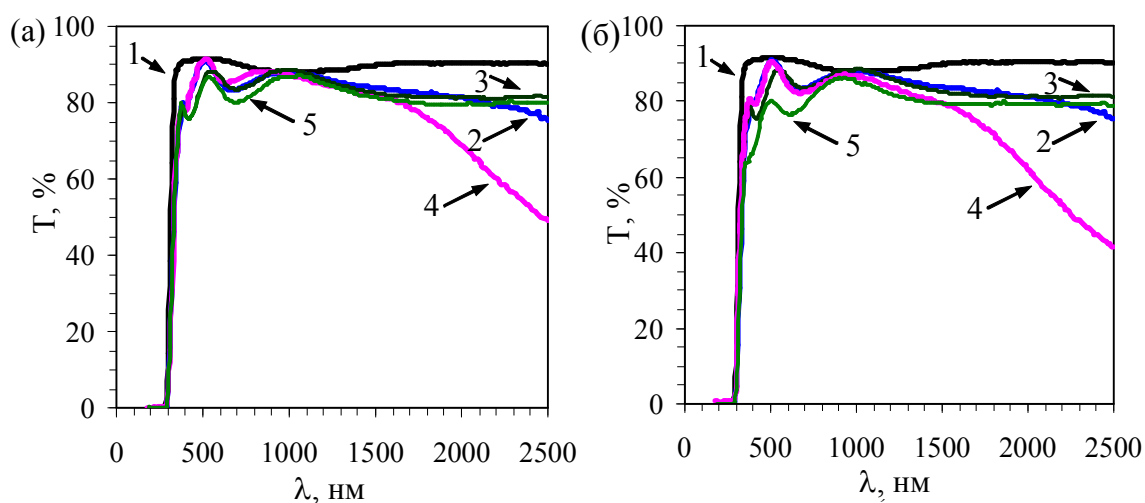


Рисунок 10 – Спектры пропускания пленок  $\text{SnO}_x$  после осаждения магнетронным распылением (МР) или золь-гель методом (ЗГМ) и обработки О-плазмой (а) или Н-плазмой (б): 1 – стеклянная подложка; 2 – МР; 3 – ЗГМ; 4 – МР+плазма; 5 – ЗГМ+плазма

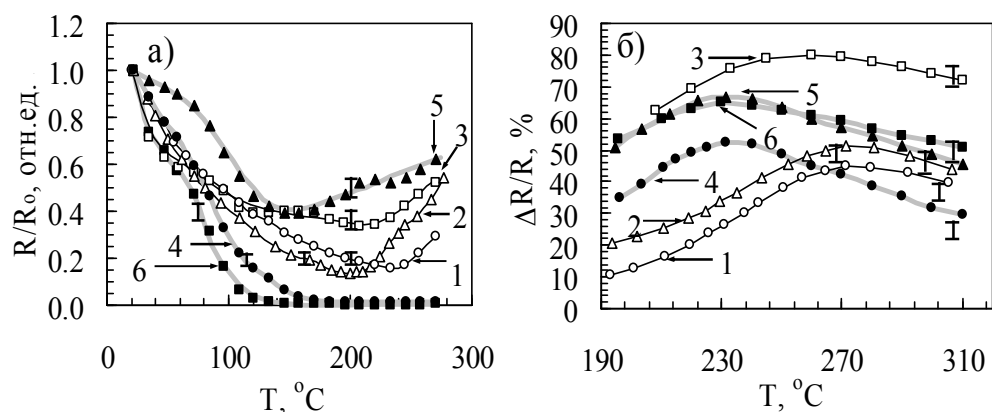


Рисунок 11 – Температурная зависимость сопротивления (а) и чувствительности (б) к парам этанола (1 мг/л) пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных магнетронным распылением (МР) и золь-гель методом (ЗГМ): 1 – МР; 2 – МР + Н-плазма; 3 – МР + О-плазма; 4 – ЗГМ; 5 – ЗГМ + Н-плазма; 6 – ЗГМ + О-плазма

Обработка Н- или О- плазмой приводит к росту газочувствительности пленок, полученных как магнетронным распылением, так и золь-гель методом (рисунок 11б). Обработка в плазмах пленок, полученных золь-гель методом, не изменяет их фазовый состав и рост газочувствительности не зависит от вида плазмы (рис. 11б, кривые 5 и 6). Обработка О-плазмой пленок, полученных магнетронным распылением, приводит к более значительному росту газочувствительности, чем Н-плазмой, в связи с доокислением фаз SnO и Sn<sub>2</sub>O<sub>3</sub> до SnO<sub>2</sub> (рис.11б, кривые 2 и 3).

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Для слоев SiC<sub>x</sub>, сформированных многократной имплантацией в Si ионов <sup>12</sup>C с энергиями 40, 20, 10, 5 и 3 кэВ, выявлены закономерности влияния распада кластеров и оптически активных связей на формирование Si–C-связей тетраэдрической ориентации, характерных для кристаллического карбида кремния. Формирование этих связей в слоях с высокой концентрацией углерода SiC<sub>1,4</sub>, SiC<sub>0,95</sub> и SiC<sub>0,7</sub> происходит преимущественно в результате распада оптически неактивных Si–C-кластеров в интервале температур 900–1300°C; в слоях SiC<sub>0,12</sub> и SiC<sub>0,4</sub> – в результате распада кластеров в интервале 1200–1300°C и оптически активных одинарных Si–C-связей в интервале 700–1200°C; в слоях SiC<sub>0,03</sub> – в результате уменьшения количества оборванных связей атомов углерода в интервале 900–1000°C.

2. Выявлены величины концентрации углерода в кремнии и интервалы температур, оптимальные для формирования SiC. После отжига при 1200°C однородных слоев SiC<sub>x</sub> наибольшие размеры кристаллитов SiC шарообразного, игольчатого и пластинчатого типов до 400 нм и наибольшее количество Si–C-связей тетраэдрической ориентации наблюдается для слоя SiC<sub>0,7</sub>, что обусловлено низким содержанием углерода в слоях SiC<sub>0,03</sub>, SiC<sub>0,12</sub> и SiC<sub>0,4</sub>, и высокой концентрацией прочных кластеров в слоях SiC<sub>0,95</sub> и SiC<sub>1,4</sub>. В интервале 800–900°C наибольшее количество тетраэдрических Si–C-связей характерно для слоев SiC<sub>0,4</sub>.

3. Впервые предложена структурная модель слоя SiC<sub>0,12</sub>, отражающая изменение его фазового состава в объемном выражении и среднего размера кристаллитов SiC и Si в интервале температур 20-1250°C. После отжига при 1200°C ~50% его объема, свободного от Si–C-кластеров, составляют кристаллиты Si со средним размером ~25

нм, 25% объема – кристаллиты  $\beta$ -SiC размером  $\sim 5$  нм и 25% – рекристаллизованный со стороны подложки c-Si.

4. Изучены закономерности изменения структуры поверхности слоев  $\text{SiC}_x$  ( $x = 0,03-1,4$ ) с изменением температуры. При температурах 800-1400°C поверхности слоев деформируются с формированием гранул размером  $\sim 30-100$  нм, состоящих из кристаллитов, а рекристаллизованная при 1250°C ровная поверхность слоя  $\text{SiC}_{0,03}$  содержит равномерно распределенные включения SiC в виде точечных выступов диаметром  $\sim 20$  нм.

5. Выявлены размерные эффекты, проявляющиеся в влиянии размеров кристаллитов карбида кремния на его оптические свойства. Отличие слоев с низкой концентрацией углерода  $\text{SiC}_{0,03}$ ,  $\text{SiC}_{0,12}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$  от слоев  $\text{SiC}_{1,4}$ ,  $\text{SiC}_{0,95}$  и  $\text{SiC}_{0,7}$  проявляется в отсутствии пика LO-фононов SiC в спектрах ИК-пропускания и в смещении при 1000°C минимума пика TO-фононов SiC в область волновых чисел выше значения  $800 \text{ см}^{-1}$ , характерного для тетраэдрических связей кристаллического SiC, что обусловлено малыми размерами кристаллитов SiC ( $\leq 3$  нм) и увеличением вклада их поверхностей, а также поверхностей кристаллитов Si, содержащих сильные укороченные Si-C-связи, в ИК-поглощение.

6. Произведены оценки доли атомов углерода, формирующих кластеры в слоях  $\text{SiC}_x$ . При 1300°C в слое  $\text{SiC}_{1,4}$  лишь 9% атомов C образуют оптически активные Si-C-связи, в  $\text{SiC}_{0,95}$  – 12%, в  $\text{SiC}_{0,7}$  и  $\text{SiC}_{0,4}$  – 16%, в  $\text{SiC}_{0,12}$  – 45%, в  $\text{SiC}_{0,03}$  – около 100%, а остальные атомы углерода находятся в составе прочных кластеров. Общее количество N сформированных Si-C-связей в слоях  $\text{SiC}_x$  оказалось растущим с дробной степенью концентрации x:  $N = a \cdot (n_1)^y$ , где  $y \approx 0,37 \pm 0,09$ ,  $n_1 = x/0,03$ ,  $a = \text{const}$ .

7. Установлено, что обработка в водородной плазме тлеющего разряда (27.12 МГц, 20 Вт, 6,5 Па, 100°C, 5 минут) поликристаллических слоев  $\text{SiC}_{1,4}$  приводит к частичному распаду кристаллитов  $\beta$ -SiC и полному распаду кристаллитов Si. Обработка в плазме и отжиг при температуре 900°C слоев  $\text{SiC}_{0,95}$  привели к формированию слоя  $\beta$ -SiC, превосходящего по качеству структуры кристаллитов и гранулярности поверхности необработанный в плазме слой  $\text{SiC}_{0,95}$  после изохронного отжига в интервале 200–1400°C. Эффект плазмо-стимулированной кристаллизации является следствием распада прочных кластеров под воздействием H-плазмы.

8. Выявлены закономерности влияния обработки в водородной плазме на увеличение прозрачности и пористости пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных магнетронным распылением. Обработка в режиме “осаждение-отжиг-плазма-отжиг” (DAPA) приводит к увеличению их прозрачности в диапазоне 300-1100 нм по сравнению с режимами “осаждение-отжиг” (DA) и “осаждение-плазма-отжиг” (DPA). На основе выведенного из уравнения Лорентц-Лоренца соотношения показано увеличение пористости пленок. Этому способствует трансформация части кристаллитов  $\text{Sn}_2\text{O}_3$  в кристаллиты с большей плотностью ( $\text{SnO}$  и  $\text{SnO}_2$ ) при селективном воздействии H-плазмы.

9. Показана принципиальная возможность получения кристалло-аморфных наноструктур, в которых кристаллиты оксидов олова чередуются с кластерами, полученными селективной аморфизацией кристаллитов  $\text{SnO}$ ,  $\text{SnO}_2$  и  $\text{Sn}_2\text{O}_3$  обработкой в H-плазме тлеющего разряда. При этом нарушается порядок расположения атомов в тех плоскостях (hkl) кристаллитов, вдоль которых происходят колебания частиц плазмы (например, в плоскостях, ориентированных в интервале углов Брэгга  $15^\circ < \theta < 20^\circ$  и углов  $15^\circ < \alpha < 45^\circ$  в плоскости, перпендикулярной к падающему рентгеновскому пучку).

10. Изучен механизм влияния сегрегации избыточного олова и фазового состава на электросопротивление пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных ионно-лучевым методом в условиях дефицита кислорода. Показано, что значительное уменьшение сопротивления (в 60 раз) при температурах близких к точке плавления олова ( $231,9^\circ\text{C}$ ) вызвано сегрегацией нанокристаллов  $\beta\text{-Sn}$  и формированием токопроводящих цепочек. Резкий рост сопротивления пленки до 200 кОм при температуре выше точки плавления олова вызван крупнозернистой сегрегацией  $\beta\text{-Sn}$  на границе “пленка–подложка”.

11. Выявлены закономерности воздействия обработки H- или O-плазмой тлеющего разряда на свойства пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных магнетронным распылением. Рост поглощения в ближней инфракрасной области после отжига при  $200^\circ\text{C}$  либо 5-минутной обработки в плазмах вызван сегрегацией наночастиц олова. Позитивное, недостижимое термической обработкой, воздействие 10–20 минутной обработки O-плазмой на структуру пленок  $\text{SnO}_x$  заключается в их кластеризации и доокислении в едином процессе, приводящим к росту прозрачности пленок в ближней инфракрасной области.

12. Установлены закономерности влияния обработки Н- или О-плазмой на рост газочувствительности пленок  $\text{SnO}_2$ . Обработка в плазмах пленок  $\text{SnO}_2$ , полученных золь-гель методом, не изменяет их фазовый состав, вследствие чего рост газочувствительности не зависит от вида плазмы. Обработка О-плазмой пленок, полученных магнетронным распылением, приводит к более значительному росту газочувствительности, чем Н-плазмой, в связи с доокислением пленки до  $\text{SnO}_2$ . Кратковременная обработка О-плазмой (5 мин) оказалась эффективной для обнаружения микроколичеств паров этанола 0,1–0,2 мг/л.

13. Выявлены явления самоорганизации вещества в слоях  $\text{SnO}_x$  и  $\text{SiC}_x$ , заключающиеся в интенсивном формировании кристаллитов  $\text{SnO}_2$  размером 4 нм в процессе осаждения пленок методом магнетронного распыления (давление смеси  $\text{Ar-O}_2$  2,7 Па), кристаллитов  $\text{SnO}_2$  размером 3 нм при осаждении пленок золь-гель методом (концентрация Sn в растворе 0,14 моль/л), прочных С- и С-Si-кластеров в слоях  $\text{SiC}_x$  и кристаллитов Si размером 2 нм в слоях  $\text{SiC}_{0,03}$  при имплантации ионов  $\text{C}^+$  в Si.

В работе решена проблема модификации структурных свойств пленок  $\text{SnO}_x$  и  $\text{SiC}_x$  посредством обработки в плазме тлеющего разряда. Обработка в водородной и кислородной плазме позволила существенно улучшить прозрачность и газочувствительные свойства пленок  $\text{SnO}_x$ , используемых при изготовлении фотопреобразователей и в полупроводниковых сорбционных сенсорах, а также улучшить структурные свойства пленок  $\text{SiC}_x$ , используемых в оптоэлектронике.

Выявлены условия синтеза пленок, позволяющие методом магнетронного распыления без отжига получить пленки  $\text{SnO}_2$  с оптимальными размерными и оптическими свойствами (средний размер зерен ~4 нм, прозрачность ~90%; ширина запрещенной зоны ~4,0 эВ; коэффициент преломления ~1,8); золь-гель методом получить пленки  $\text{SnO}_2$  с высокой газочувствительностью, минимальным временем отклика (2 сек) и оптимальными размерами кристаллитов (6 нм); методом ионной имплантации получить пленки  $\text{SiC}_{0,7}$  с наибольшими размерами кристаллитов SiC (400 нм) и наибольшим количеством Si-C-связей тетраэдрической ориентации.

## СПИСОК ОПУБЛИКОВАННЫХ РАБОТ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Бейсенханов Н.Б. Кристаллизация слоев карбида кремния, полученных методом ионной имплантации // Поверхность. – 2010. – №10. – С.73–78.

2. Бейсенханов Н.Б. Влияние обработки в плазме ( $O_2$ ,  $H_2$ ) на структуру и физические свойства пленок  $SnO_x$  // Физика твердого тела. – 2011. – Т.53, вып.2. – С.364-370.
3. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Валитова И.В., Дмитриева Е.А., Жумагалиулы Д., Шиленко Е.А. Структурные исследования тонких слоев кремния, многократно имплантированных ионами углерода // Физика твердого тела. – 2006. – Т. 48, вып.7. – С. 1187–1200.
4. Бейсенханов Н.Б. Кристаллизация  $\beta$ -SiC в тонких слоях  $SiC_x$  ( $x = 0,03-1,4$ ), синтезированных многократной имплантацией ионов C в Si // Журнал технической физики. – 2011. – Т.81, №2. – С. 118–125.
5. Бейсенханов Н.Б., Мукашев Б.Н., Нусупов К.Х., Токмолдин С.Ж., Валитова И.В., Глазман В.Б., Аймагамбетов А.Б., Дмитриева Е.А. Исследование структурных превращений в тонких пленках  $SnO_x$  // Поверхность. – №10. – 2005. – С.93–100.
6. Бейсенханов Н.Б. Исследования тонких слоев кремния с низкой концентрацией имплантированного углерода ( $SiC_{0,03}$  и  $SiC_{0,12}$ ) // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2008. – Томск. госун-т. РФ. – 51, №11/3. – С.3–10.
7. Бейсенханов Н.Б. Влияние обработки в водородной плазме тлеющего разряда на структурные свойства тонких пленок  $SnO_x$  и  $SiC_{1,4}$  // Цветные металлы. – 2010. – №4. – С.66–69.
8. Бейсенханов Н.Б. Структурный анализ слоев кремния имплантированных углеродом // Вестник ННГУ. – 2010. – Нижний Новгород. – № 1. – С. 46–56.
9. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Мить К.А., Глазман В.Б., Амреева З.М., Омарова З.Б. Формирование тонких слоев  $SiC_x$  методами ионно-лучевого распыления и ионной имплантации // Труды VI Межд. конф. “Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах”. Томск: Изд. ТПУ. – 2008. – 1040 с.
10. Мухамедшина Д.М., Дмитриева Е.А., Мить К.А., Бейсенханов Н.Б.. Влияние термической и плазменной обработок на свойства тонких пленок  $SnO_2$  синтезированных золь-гель методом // Труды VI Межд. конф. “Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах”. Томск: Изд. ТПУ. – 2008. – 1040 с.
11. Beisenkhanov N.B. The structure investigation of thin silicon layers with low concentration of implanted carbon /Euras.Phys.Tech.Journal.– 2008. – V.5, 2(10). – P.51–58.
12. Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Valitova I.V., Mit' K.A., Mukhamedshina D.M., Dmitrieva E.A. Structure properties of carbon implanted silicon layers // J. of Materials Science: Materials in Electronics. – 2008. – 19. – P. 254–262.

13. Mukhamedshina D.M., Beisenkhanov N.B., Mit K.A., Botvin V.A., Valitova I.V. and Dmitrieva E.A.. Influence of plasma treatments on the properties in SnO<sub>x</sub> thin films // J. High Temperature Mat. Processes. – 2006. – V.10, Iss.4. – P.603–616.
14. Mukhamedshina D.M., Mit' K.A., Beisenkhanov N.B., Dmitriyeva E.A. and Valitova I.V. Influence of plasma treatments on the microstructure and electrophysical properties of SnO<sub>x</sub> thin films synthesized by magnetron sputtering and sol-gel technique // J. of Materials Science: Materials in Electronics. – 2008. – 19. – P. 382–387.
15. Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Mit' K.A., Mukhamedshina D.M., Amreyeva Z.M. and Omarova Z.B. An influence of plasma treatment on structure properties of thin SiC films on Si // J. of High Temper.Mat.Processes.– V.14, Iss.1.– 2010.– P.183–194.
16. Mukashev B.N., Aimagambetov A.B., Mukhamedshina D.M., Beisenkhanov N.B., Mit' K.A., Valitova I.V., Dmitrieva E.A. Study of structural, optical and electrical properties of ZnO and SnO<sub>2</sub> thin films // Superlattices and Microstructures.– 2007.– 42.– P.103–109.
17. Karapatnitski I.A., Mit' K.A., Mukhamedshina D.M. and Beisenkhanov N.B. Optical, structural and electrical properties of tin oxide films prepared by magnetron sputtering // Surface & Coatings Technology. – 151–152. – 2002. – P.76–81.
18. Mukhamedshina D.M., Beisenkhanov N.B., Mit' K.A., Valitova I.V. and Botvin V.A. Investigation of properties of thin oxide films SnO<sub>x</sub> annealed in various atmospheres // Thin Solid Films. – 2006. – 495, 1–2. – P. 316–320.
19. Mukhamedshina D.M., Beisenkhanov N.B., Mit' K.A., Valitova I.V. and Botvin V.A. Influence of hydrogen plasma treatment on the structure and optical properties of tin oxides thin film produced by magnetron sputtering //Journal of High Temperature Material Processes. – V. 9, Iss. 2 – 2005. – P. 323–333.
20. Tokmoldin S. Zh., Mukashev B.N., Beisenkhanov N.B., Aimagambetov A.B. and Ovcharenko I.V. Structural and optical properties of thin metal-oxide films (ZnO and SnO<sub>x</sub>) deposited on glass and silicon substrates // Materials Research Society (USA) symposium proceedings. – V. 864. – 2005. – P. 39–44.
21. Mukashev B.N., Tokmoldin S.Zh., Beisenkhanov N.B., Kikkarin S.M., Valitova I.V., Glazman V.B., Aimagambetov A.B., Dmitrieva E.A., Veremenithev B.M. Influence of structure changes of oxide films on their physical properties //Materials Science and Engineering. – B 118, Iss. 1–3. – 2005. – P. 164–169.

22. Nussupov K.Kh., Bejsen Khanov N.B. and J.Tokbakov. Investigation of Structure and Phase Transformations in Silicon Implanted by C at Room Temperature // Nucl. Instrum. and Meth. in Phys. Res. – B103. – 1995. – P. 161–174.
23. Nussupov K.Kh., Sigle V.O. and Bejsen Khanov N.B. Investigation of the formation of Si and SiC crystalline phases in room temperature C implanted Si // Nucl. Instrum. and Meth. in Phys. Res. – B82. – 1993. – P. 69–79.
24. Nussupov K.Kh., Bejsen Khanov N.B., Tokbakov J, Gaigorodova T.V. and Jarikov S.K. The investigation of silicon implanted by high doses of carbon // Proc. of the 5th World Seminar on Heat Treatment and Surface Engineering. – 1995. – Isfahan, Iran. – P. 466–472.
25. Бейсенханов Н.Б. Структурный анализ слоев кремния с концентрацией имплантированного углерода  $\text{SiC}_{0,7}$  // Известия МОН РК. – НАН РК, серия физ.-мат. – 2009. – №1. – С. 35–39.
26. Мухамедшина Д.М., Мить К.А., Дмитриева Е.А., Бейсенханов Н.Б. Влияние обработки в плазме ( $\text{H}_2$ ,  $\text{O}_2$ ) на свойства пленок  $\text{SnO}_x$ , полученных методом магнетронного распыления // Изв. МОН РК–НАН РК, сер. физ.-мат. – 2009. – № 1. – С. 26–29.
27. Бейсенханов Н.Б. Структура тонких слоев  $\text{SiC}_{0,12}$ , полученных методом ионной имплантации // Вестник КазНУ, серия физ. – №3(27). – 2008. – С. 99–105.
28. Бейсенханов Н.Б. Исследование структуры тонких слоев кремния с концентрацией имплантированного углерода  $N_C/N_{\text{Si}} = 0,03$  // КазҰТУ хабаршысы – Вестник КазНТУ. – 2009, № 6. – С. 145–149.
29. Бейсенханов Н.Б. Исследование пленок  $\beta\text{-SiC}$  на Si, синтезированных методом ионной имплантации // Вестник Караган.ун-та, сер. физ. – 2008. – 3(51). – С. 30–34.
30. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Валитова И.В., Дмитриева Е.А., Шиленко Е.А. Структура слоев карбида кремния, полученных многократной ионной имплантацией // Вестник Нац. Акад. наук РК. – 2005. – №1. – С. 140–149.
31. Бейсенханов Н.Б. Кристаллизация карбида кремния в слоях кремния имплантированных высокими дозами углерода // Вестник Карагандинского университета, серия физика. – 2009. – №1(53). – С. 9–13.
32. Мухамедшина Д.М., Мить К.А., Дмитриева Е.А., Бейсенханов Н.Б. Оптические, структурные, электрические и газочувствительные свойства пленок  $\text{SnO}_x$ , синтезированных магнетронным распылением и золь-гель методом // Вестник КазНУ, серия физ. – №3(27). – 2008. – С. 138–145.

33. Мухамедшина Д.М., Бейсенханов Н.Б., Мить К.А., Валитова И.В., Дмитриева Е.А., Ботвин В.А. Влияние термической обработки в различных атмосферах на оптические и структурные свойства тонких пленок оксида олова // Доклады НАН РК. – 2007. – №6. – С. 21–26.
34. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Жариков С.К. Кристаллизация имплантированного углеродом (100)Si // Известия МОН РК – НАН РК, серия физ.-мат. – №6. – 2003. – С. 80–86.
35. Мукашев Б.Н., Токмолдин С.Ж., Бейсенханов Н.Б., Овчаренко И.В., Глазман В.Б., Дмитриева Е.А. Структура тонких пленок SnO<sub>x</sub>, полученных методом ионно-лучевого осаждения // Вестник Нац. Академии наук РК. – №6. – 2004. – С. 156–160.
36. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Жариков С.К. Кластерная модель имплантированного углеродом (100)Si // Известия МОН РК – НАН РК, серия физ.-мат. – №6. – 2003. – С. 73–79.
37. Мухамедшина Д.М., Бейсенханов Н.Б., Мить К.А., Овчаренко И.В., Ботвин В.А. Влияние термической и плазменной обработок на свойства тонких пленок оксида олова // Вестник КазНУ. – №3(18). – 2004. – С.63–71.
38. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Жариков С.К. ИК-исследование (100)Si, имплантированного ионами углерода с энергией 40 кэВ // Известия МОН РК – НАН РК, серия физ.-мат. – №2. – 2003. – С. 13–18.
39. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Жариков С.К. ИК-спектроскопия имплантированного углеродом (100)Si // Известия МОН РК – НАН РК, серия физ.-мат. – №6. – 2002. – С. 68–72.
40. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Жариков С.К. LO-фононы и их применение к анализу имплантированных углеродом слоев кремния // Известия МОН РК – НАН РК, серия физ.-мат. – №2. – 2002. – С. 88–93.
41. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б. Исследование типа проводимости кристаллитов кремния и карбида кремния в имплантированных углеродом слоях Si // Известия МОН РК – НАН РК, серия физ.-мат. – 1999. – 2. С. 20–24.
42. Дмитриева Е.А., Мухамедшина Д.М., Мить К.А., Бейсенханов Н.Б. Модификация наноструктурированных пленок оксида олова плазменной обработкой // Ядерная и радиационная физика: Материалы 6-ой междунар. конф. – 4–7 июня 2007. – Доклады в 3-х т. – Алматы: ИЯФ НЯЦ РК. – 2008. – Т.2 – 557 с.

43. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б. Выращивание углеродных пленок на поверхности кремния осаждением масс-сепарированных низкоэнергетических ионов С // Известия МОН РК – НАН РК, серия физ.-мат. – 1998. – 6. – С. 69–72.
44. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Мить К.А., Дмитриева Е.А., Валитова И.В. Структурный анализ имплантированных углеродом слоев кремния // Ядер.и рад. физ.: Мат.6-й межд.конф.– 2007. – Докл. 3 т.– Алматы: ИЯФ НЯЦ РК. – 2008. Т.2 – 557 с.
45. Нусупов К.Х., Бейсенханов Н.Б., Мить К.А., Глазман В.Б., Амреева З.М., Омарова З.Б. Синтез тонких слоев карбида кремния методами ионно-лучевого распыления и ионной имплантации // Материалы 10-й межд.конф. “Физика твердого тела». – 2008. – Караганды, Казахстан. – Изд-во КарГУ. – 2008. – С.257–259.
46. Дмитриева Е.А., Мухамедшина Д.М., Мить К.А., Бейсенханов Н.Б. Изготовление и физические свойства наноразмерных пленок оксида олова // Доклады II Межд. науч.-практ.конф. ЖАС ҒАЛЫМ – 2007. – Тараз, 2007. – Т. 10. – С. 58–65.
47. Tokmoldin C.D, Beisenkhanov N.B., Takenov M.J., Aimagambetov A.B. Investigation of thin  $\text{SnO}_x$  films on a glass substrate prepared by magnetron sputtering // Proc. of 2d Eurasian Conf. “Nucl.Science and its Application”.– 2002.– Almaty, Kazakhstan.– Presentations V.II “Radiation physics of solid state”.– Almaty.– 2003.– P.127–131.
48. Грицкова Е.В., Дмитриева Е.А., Мить К.А., Мухамедшина Д.М., Бейсенханов Н.Б. Исследование структуры поверхности и свойств пленок оксидов олова и цинка, синтезированных золь-гель методом // Ядерная и радиац.физика: Матер. 6-ой межд. конф.– 4–7 июня 2007.– Докл. в 3-х т.– Алматы: ИЯФ НЯЦ РК.– 2008.– Т.2.– 557 с.
49. Карапатницкий И.А., Бейсенханов Н.Б., Мить К.А., Мухамедшина Д.М. Структурные свойства тонких пленок оксида олова на поликоре // 3-я Межд.конф. «Ядерная и радиационная физика». – Алматы, Казахстан. – 2001. – С.360–361
50. Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Ovcharenko I.V., Amreeva Z.M., Tnyshtykbaiev K.B. The structure investigation of thin silicon layers of both high and low concentration of the implanted carbon // Proc. of 2nd Eur.Conf. “Nuclear Science and its Application”.– 2002.–Almaty, Kazakhstan.–V.II “Rad. Phys. of solid state”.– 2003.– P.291–298.
51. Nussupov K.Kh., Beisenkhanov N.B., Ovcharenko I.V., Amreeva Z.M., Kazdaev X.R. The structure investigation of thin silicon layers implanted by carbon ions with energy 40 keV. // Proc.of 2nd Eur.Conf. “Nuclear Science and its Application”. - 2002. – Almaty, Kazakhstan. – Vol. II “Radiation physics of solid state”. – Almaty. – 2003. - P. 299-305.