

ПРИРОДА ИЗЛУЧАТЕЛЬНЫХ ЦЕНТРОВ В ПЛЕНКАХ
ТЕЛЛУРИДА КАДМИЯ

Институт физики полупроводников НАН Украины им. В.Е.Лашкарева,
пр. Науки,45, Киев, 03028, Украина;
Кыргызский национальный университет им. Ж.Баласагына, ул. Т.Абдымомунова 328,
Бишкек, 720033, Кыргызская Республика

Введение. Оптические и электронные свойства полупроводников $A^{II}B^{VI}$, таких как твердые растворы $Cd_{1-x}Zn_xTe$ ($0 \leq x \leq 0,1$), определяются в основном технологическими методами и параметрами технологического процесса. В настоящее время технологический потенциал позволяет широко использовать монокристаллы и пленки $Cd_{1-x}Zn_xTe$ в качестве датчиков ионизационного излучения и активных составляющих солнечных элементов. Не смотря на то, что основная задача тонкопленочной технологии сегодня переместилась из лабораторной области в область серийного производства высокоэффективных солнечных элементов с относительно стабильными во времени параметрами, проблемы в достижении теоретического предела преобразования солнечной энергии остаются не решенными и находятся в области физики дефектов, новой инженерии преобразователей и новых технологических подходов.

В данной работе предложена технология получения одного из компонентов солнечных преобразователей $Cd_{1-x}Zn_xTe$ в основе которой лежит распыление исходного материала лазерным излучением и осаждение слоев в условиях со значительной степенью отклонения от равновесных. Слои осаждались на подложки различного типа – монокристаллические (BaF_2 , NaF , LiF , $InSb$, $GaAs$, Si), металлические (Mo), керамические (ситалл) и аморфные (полиимид). Одной из основных задач являлось исследование возможности перспективного использования лазерных методов распыления многокомпонентных полупроводниковых источников с низкой энергией диссоциации (атомизации), которая для твердых растворов теллуридов кадмия меньше 1 эВ. В традиционных технологических тонкопленочных методах эта проблема является серьезным препятствием для получения каскадных фотовольтаических преобразователей на основе соединений A^2B^6 группы из за невозможности прецизионного управления составом в процессе роста или осаждения активных составляющих солнечных элементов нарушения.

Эксперимент.

Пленки $Cd_{1-x}Zn_xTe$ выращивались в вакууме 10^{-7} - 10^{-6} торр. из монокристаллических пластин с заданной концентрацией цинка. Для устранения splashing эффекта и реализации конгруэнтного испарения применялась геометрия X-Y сканирования сфокусированного ИК-лазерного пучка. Кроме того спектральная область лазерного излучения преднамеренно выбиралась значительно ниже края собственного поглощения $Cd_{1-x}Zn_xTe$. Дискретность и время распыления в каждой точке источника задавалось и управлялось компьютером, для чего было разработано программное обеспечение. Температура подложек контролировалась в процессе роста и не превышала $150^{\circ}C$.

Спектры низкотемпературной фотолюминесценции (НФЛ) пленок исследовались и на сколах плоскостей (110) монокристаллических источников при температуре жидкого гелия (4.2 К). Возбуждение осуществлялось аргоновым или He-Ne лазерами на длине волны $\lambda=488.0$ и $\lambda=632.0$ нм, соответственно. Излучение анализировалось решеточным монохроматором МДР-23.

Главное внимание было уделено исследованию поведения линий НФЛ в трех характерных спектральных областях люминесценции – связанного экситона (на

нейтральном акцепторе A^0X и на нейтральном доноре D^0X), донорно-акцепторной эмиссии (DA) и низкоэнергетичной области (A или D центры). Спектры НФЛ в этой области исследовались во многих работах и в них достаточно хорошо изучено влияние термического отжига, собственных дефектов и примесей на их поведение.

Результаты эксперимента.

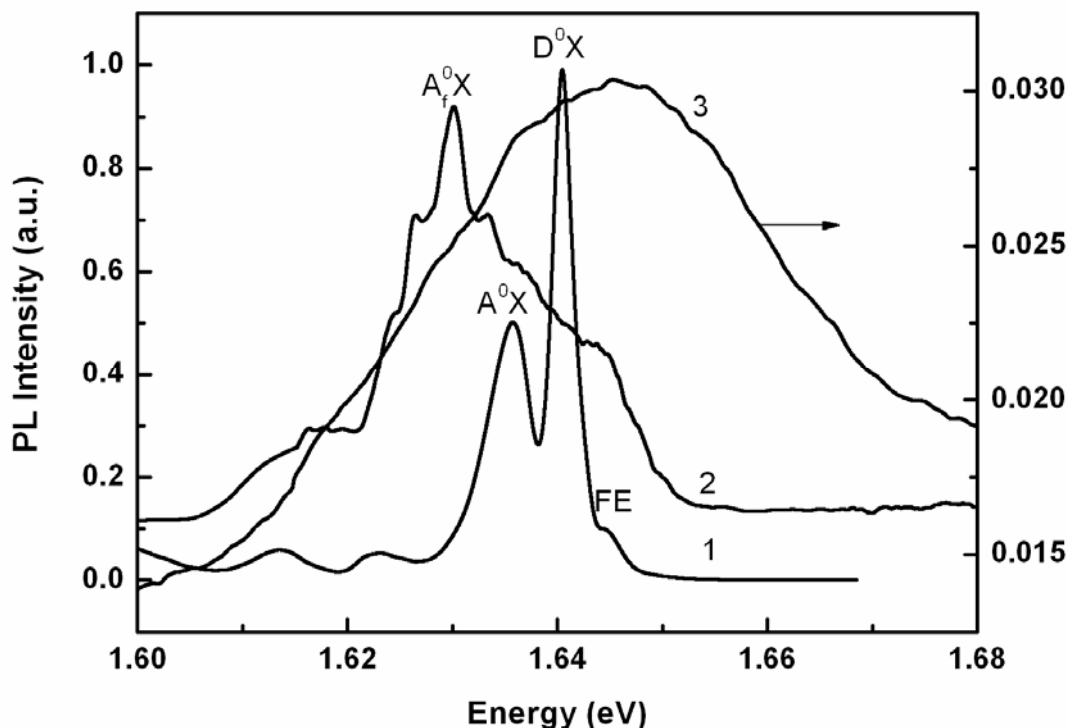
Исследование низкотемпературной фотолюминесценции показало, что процесс распыления источника происходит практически конгруэнтно и состав пленок на всех подложках соответствует составу мишени в широкой области плотностей мощности лазерного излучения на источнике. Температура подложки при этом не влияет на состав пленок. С другой стороны, технологические условия роста определяли морфологию, и как следствие оптические и электрофизические свойства, выращенных пленок.

Детальные исследования фотолюминесценции проводились в спектральной области 1.3 - 1.7 эВ при температуре 4.2К. Всем пленкам характерно наличие экситонной области сложной структуры и разной интенсивности в зависимости от совершенства слоев (Фиг.1).

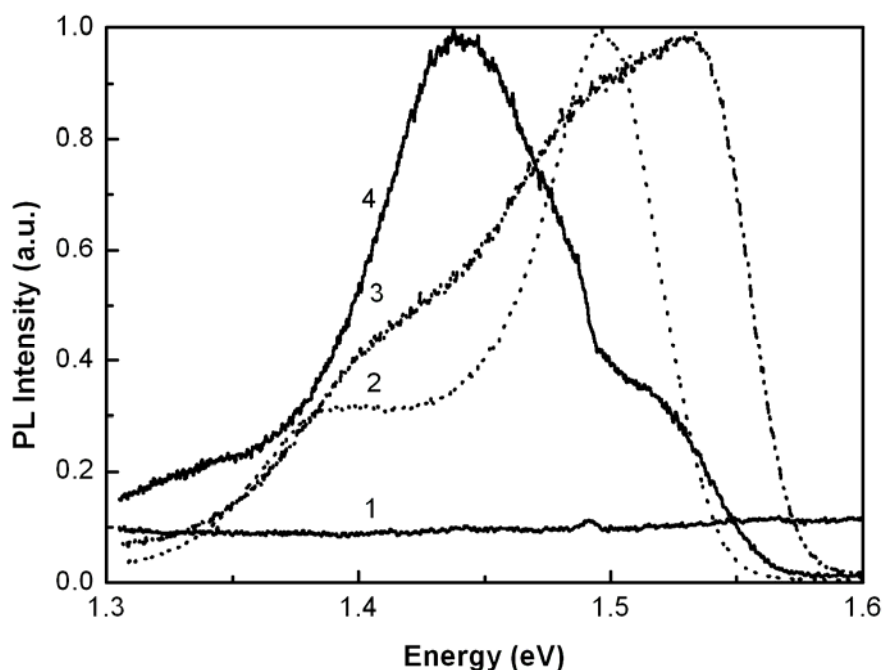
Наиболее интенсивной является экситонная область у пленок, полученных на полупроводниковых подложках. Однако структурирование экситонной полосы наблюдается только на пленках, выращенных на подложках (001) InSb. Форма экситонной полосы в пленках на других подложках уширенная, как и в пленках на подложка (001) GaAs и соответствует мелкодисперсной кристаллической структуре пленок. По положению и интенсивности экситонов на нейтральном акцепторе A^0X и доноре D^0X в исходном кристалле (Фиг.1) и пленке можно судить о том, что концентрация мелких доноров в кристалле выше, чем в пленках $(A^0X/ D^0X)_{кр} < (A^0X/ D^0X)_f$, а также о их различии в ширине запрещенной зоны. В пленках ширина запрещенной зоны ($E_g = 1.6468$ эВ) оказывается меньшей всего на 6 мэВ относительно исходного кристалла ($E_g = 1.6528$ эВ), что является неплохим подтверждением о конгруэнтности испарения мишени-источника лазерным излучением. В действительности такое различие может быть обусловлено многими причинами, к одной из которых относится наличие напряжений в пленке, возникающее в результате несоответствия постоянных решеток. Следует также отметить, что наличие в экситонной спектральной области сложной структуры полос является свидетельством хорошего структурного совершенства выращенных пленок.

На ситалле, полиимиде, Si и экситонная, примесные области излучательной рекомбинации проявляются крайне слабо.

Низкоэнергетическая область спектра – DA+BA (1.5-1.6 эВ) излучение и область А-центров (DAP) (~1.4 эВ), наиболее интенсивно проявляются на диэлектрических подложках и монокристаллической подложке GaAs.



Фиг.1 Экситонная область люминесценции $Cd_{1-x}Zn_xTe$ при температуре $T=4.2K$. 1- исходный кристалл; 2- пленка $Cd_{1-x}Zn_xTe$ на подложке InSb; 3- пленка $Cd_{1-x}Zn_xTe$ на подложке GaAs.



Фиг.2 Спектральная зависимость низкотемпературной люминесценции в области донорно-акцепторных (DA), зона – акцепторных (BA) и донорно-акцепторных пар (DAP) излучательных переходов. 1- $Cd_{1-x}Zn_xTe/InSb$; 2- $Cd_{1-x}Zn_xTe/KBr$; 3- $Cd_{1-x}Zn_xTe/Si$; 4- $Cd_{1-x}Zn_xTe/GaAs$.

На полупроводниковых подложках InSb излучение в этой спектральной области отсутствует. Из рисунка (Фиг.2) видно, что полосы этой спектральной области являются интенсивными и широкими, что затрудняет их интерпретацию с одной стороны, но с другой указывает на наличие дефектов одной и той же природы разной концентрации.

Интенсивная экситонная полоса и отсутствие примесной области в пленках $Cd_{1-x}Zn_xTe/InSb$ объясняется практически идеальным совпадением постоянных решеток и

термических коэффициентов расширения слоя и подложки, в результате чего пленки являются монокристаллическими. Во всех остальных случаях слои $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{Te}$ изменяют свою морфологию от аморфной до поликристаллической с разной величиной кристаллитов. Не исключена также и аморфная фаза на межкристаллитных границах. Поэтому области – DA+BA и DAP излучения обусловлены наличием рекомбинационных каналов межкристаллитных границах разной природы.

Заключение. Метод ИК-лазерного осаждения твердых растворов $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{Te}$ в качестве активных элементов преобразователей солнечной энергии для изготовления последних каскадной архитектуры показал, что полученные пленки обладают достаточно высоким структурным совершенством с составом соответствующим исходному материалу. Возможность получения пленок при более низкой температуре роста относительно традиционных подходов, дает возможность поучать многослойные структуры с заданными свойствами, что является необходимым для решения проблем в реализации высокоэффективных каскадных фотоэлектрических преобразователей.