

Estudios ópticos de películas semiconductoras ternarias de $Zn_xCd_{1-x}Se$ crecidas por CSVT

A. ESCAMILLA-ESQUIVEL, J. ORTIZ-LÓPEZ, AND G. CONTRERAS-PUENTE

*Departamento de Física
Escuela Superior de Física y Matemáticas
Instituto Politécnico Nacional
U. P. "A.L.M.", 07738 México, D.F., México*

O. ZELAYA-ANGEL

*Departamento de Física
Centro de Investigación y de Estudios Avanzados
Instituto Politécnico Nacional
Apartado Postal 14-749 México, D.F., México*

Recibido el 6 de junio de 1995; aceptado el 1 de abril de 1997

RESUMEN. Películas policristalinas de $Zn_xCd_{1-x}Se$ fueron crecidas por la técnica de transporte de vapor en espaciado cercano (CSVT) y estudiadas mediante difracción de rayos X, absorción óptica, microscopía electrónica de barrido, espectroscopía Raman y fotoluminiscencia. Nuestros estudios muestran que se ha obtenido la fase cúbica (zincblenda) para $x \geq 0.7$, fases mezcladas para $0.4 < x < 0.7$ y la fase wurzita (hexagonal) para $x \leq 0.4$. Los estudios Raman que realizamos confirman lo anterior y adicionalmente se observa un comportamiento vibracional intermedio entre los comportamientos unimodal y bimodal óptico, es decir, observamos los modos de impureza de Zn en CdSe y los modos de impureza de Cd en ZnSe, además de la presencia de modos LO y TO en todo el rango de concentraciones.

RESUMEN. $Zn_xCd_{1-x}Se$ polycrystalline thin films grown by closed Spaced vapor Transport (CSVT) were studied by X-Ray diffraction, optical absorption spectroscopy, scanning electron microscopy, Raman spectroscopy and photoluminescence. Our studies show that the structure is cubic (zincblend) for $x \geq 0.7$, hexagonal (wurtzite) for $x \leq 0.4$ and for the intermediate range $0.4 < x < 0.7$ both phases coexist. Raman spectroscopy confirms these results and in addition an intermediate vibrational behavior is observed in which impurity modes of Cd in ZnSe and Zn in CdSe evolve along with LO and TO phonons throughout the mixture.

PACS: 68.55; 78.66.Hf

1. INTRODUCCIÓN

En la literatura se reporta un escaso número de estudios en compuestos semiconductores ternarios del tipo $A_xB_{1-x}C$ obtenidos a partir de los binarios AC y BC con distinta estructura cristalina, en comparación con aquellos que tienen la misma estructura, debido a que en cierto intervalo de valores de la concentración x , coexisten las dos fases cristalinas.

TABLA I. Valores de la concentración x , del tamaño de grano y del espesor de las películas crecidas.

	Concentración [x]	Tamaño de grano [μm]	Espesor [μm]
CdSe	0.00	19.9	203.2
	0.40	14.0	106.6
	0.71	16.2	122.5
	0.75	12.0	101.2
	0.78	13.6	128.6
	0.83	21.3	141.3
ZnSe	1.00	3.3	95.3

Estos cambios de estructura cristalina ocurren por lo general en un intervalo de valores de la concentración relativa de la mezcla catiónica, en el cual es posible encontrar fases del compuesto ternario con una y otra estructura cristalina, definiéndose finalmente las estructuras cristalinas de cada uno de los respectivos compuestos binarios para todos los demás valores de x . No por esto deja de ser interesante estudiar el compuesto ternario $\text{Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Se}$. Se ha reportado recientemente [1] que es posible crecer este compuesto estabilizado en la fase cúbica zincblenda para $0 \leq x \leq 1$, utilizando para ello substratos de GaAs y la técnica de epitaxia por haces moleculares. Independientemente de la forma en que este compuesto sea crecido, presenta propiedades físicas básicas interesantes, debido fundamentalmente a la posibilidad de modular y controlar muchas de estas como una función de la concentración relativa de los cationes, lo cual nos permite prever la utilidad de éste compuesto semiconductor ternario en el diseño de heteroestructuras y en dispositivos optoelectrónicos operando en frecuencias no convencionales, tal como los diodos láser cuya emisión en los 490 nm ha sido reportado recientemente por Neumark *et al.* [2]. En el presente trabajo reportamos el estudio experimental de propiedades estructurales, electrónicas y vibracionales de este compuesto, para lo cual se han usado películas crecidas por la técnica de transporte de vapor en espaciado cercano (CSVT) [3].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El compuesto ternario se preparó a partir de distintas mezclas de ZnSe y CdSe en polvo de alta pureza, para obtener las concentraciones x en el intervalo $0 \leq x \leq 1$. Se ensayaron seis diferentes concentraciones en peso, $x = 0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8$ y 1 . Las temperaturas de la fuente y substrato fueron de 900°C y 650°C respectivamente. Como substrato se empleó vidrio Corning 7059 y se utilizó gas Ar como medio de transporte a una presión de 70 mtorr. Los parámetros de red se determinaron por difracción de rayos X en un difractómetro Siemens 500, utilizando la línea $K - \alpha$ del cobre ($\lambda = 1.541 \text{ \AA}$), empleando geometría convencional. La estequiometría final se determinó por microanálisis con equipo Noran acoplado a un microscopio de barrido Perkin Elmer PHI595. El tamaño

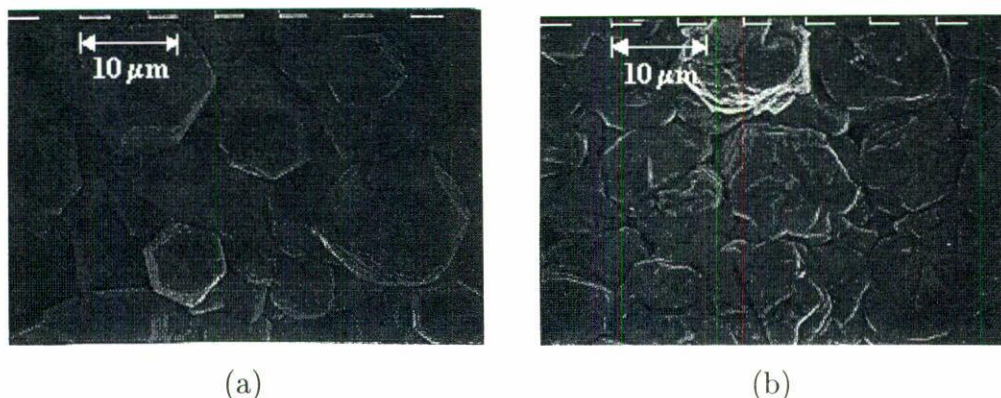


FIGURA 1. (a) Microfotografía correspondiente a la muestra $Zn_{0.75}Cd_{0.25}Se$. (b) Microfotografía correspondiente a la muestra $Zn_{0.83}Cd_{0.17}Se$.

de grano se obtuvo a través de un muestreo estadístico realizado sobre microfotografías tomadas por el mismo microscopio electrónico. Las mediciones de parámetros de red, estequiometría, brecha prohibida de energía, fotoluminiscencia y modos vibracionales se realizaron sobre las películas tal y como fueron crecidas, es decir, sin hacer tratamiento alguno sobre ellas. La brecha prohibida de energía (E_g) se determinó en la región de máxima pendiente de los espectros de absorción óptica tomados en un espectrofotómetro Perkin Elmer, $\lambda 2(UV/VIS)$, en el intervalo de 300 nm a 1100 nm. Los espectros Raman fueron adquiridos utilizando un doble monocromador, SPEX 1403. Las muestras fueron excitadas con radiación monocromática generada en láseres de Ar^+ y He-Ne. La detección de los espectros se realizó con electrónica de conteo de fotones convencional. Las mediciones de fotoluminiscencia fueron realizadas a temperatura ambiente y con el mismo espectrómetro.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. MICROANÁLISIS Y MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

De los estudios de microanálisis, determinamos el contenido en peso atómico de Zn y Cd en las películas crecidas (lo cual se muestra en la Tabla I) donde x es la concentración de Zn.

Asimismo, el microanálisis nos permitió determinar que la composición de cada una de las películas crecidas es uniforme dentro de un intervalo de $\pm 5\%$, por lo que los valores de concentración mostrados en la Tabla I corresponden al análisis puntual en la región central de la película. También se tomaron microfotografías de las películas depositadas, de donde se determinó el tamaño de grano promedio que también mostramos en la Tabla I. Las Figs. 1a y 1b muestran dos microfotografías tomadas a las películas.

En estas microfotografías se puede observar que al variar la concentración x , algunas de las caras de los granos exhiben diferentes formas, incluso para el compuesto $Zn_{0.75}Cd_{0.25}Se$ se puede observar que la mayoría de los granos tienen morfología hexago-

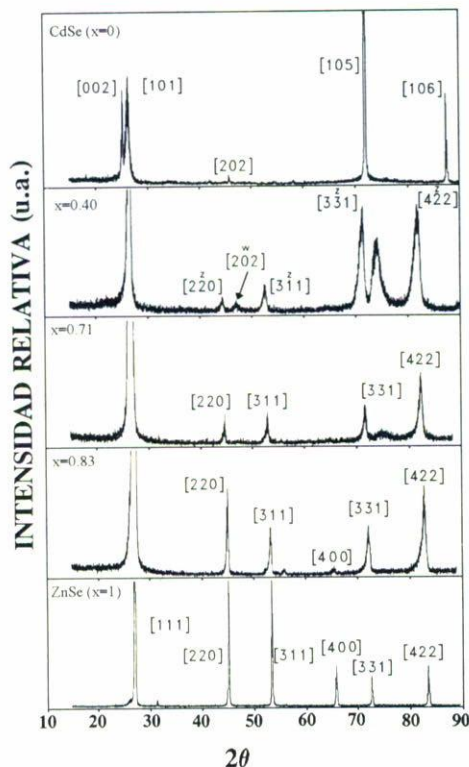


FIGURA 2. Espectros de difracción de rayos X de películas delgadas de $Zn_xCd_{1-x}Se$.

nal. Dado que los compuestos con estructura zincblenda (así como los de estructura tipo diamante) tienden a formar cristales con hábitos en la forma de un octaedro truncado [4], en los que las caras hexagonales corresponden a la dirección [111], la microfotografía da indicios de la simetría cúbica de este compuesto con ésta orientación preferencial, lo que se confirma más adelante con los resultados de difracción de rayos X.

3.2. DIFRACCIÓN DE RAYOS X

En la Fig. 2 se muestra una serie de difractogramas del sistema $Zn_xCd_{1-x}Se$. El difractograma correspondiente a la película de ZnSe (espectro inferior), muestra un crecimiento preferencial en la dirección [111], y en adición a este se observan los picos correspondientes a las direcciones [220], [311], [400], [331] y [422]. Esta estructura corresponde a la fase cúbica zincblenda (stilleita) del ZnSe. Para concentraciones intermedias, conforme disminuimos x desde 1, se observa un ensanchamiento en el pico [111], así como de los picos de las orientaciones [220] y [311]. Todas las concentraciones intermedias muestran también la presencia mayoritaria de la fase cúbica, sin embargo, conforme disminuye la concentración x podemos observar la aparición de nuevas estructuras y la desaparición gradual de otras, hasta que en el difractograma correspondiente a $x = 0.40$, se puede observar la coexistencia de picos correspondientes tanto a la fase zincblenda como a la

TABLA II. Parámetros de red obtenidos para cada una de las concentraciones x .

Concentración [x]	Parámetro de red [Å]	Sistema
0.00	$a = 4.299$ $c = 7.010$	hex
0.40	$a = 4.464$ $c = 6.975$	hex
0.71	$a = 5.785$	cub
0.75	$a = 5.738$	cub
0.78	$a = 5.696$	cub
0.83	$a = 5.693$	cub
1.00	$a = 5.698$ $a = 5.675$	cub

wurzita, lo que nos sugiere una mezcla de fases. Los índices de Miller se encuentran acompañados de una z para los que corresponden a la fase cúbica (zincblenda) y con una w para los que corresponden a la fase hexagonal (wurzita). En general, para $x \neq 0$ o $x \neq 1$, se puede apreciar un ensanchamiento en los picos de difracción, lo cual puede deberse a esfuerzos mecánicos debido a las diferencias en parámetros de red, tamaño de grano pequeño o fluctuaciones en la aleación de las películas. Este comportamiento concuerda en parte con lo obtenido por Samarth *et al.* [5], quienes reportan que esta aleación se encuentra en la fase zincblenda cuando $x \geq 0.7$, en la fase hexagonal cuando $x \leq 0.5$ y en fases mezcladas cuando $0.5 < x < 0.7$. Nuestros resultados, por otro lado, indican que el intervalo de fases mezcladas es de $0.4 < x < 0.7$. Los parámetros de red de las películas se calcularon utilizando este resultado, los cuales se muestran en la Tabla II.

3.3. ABSORCIÓN ÓPTICA

Un espectro de absorción típico se muestra en la Fig. 3, el cual corresponde a $x = 0.4$, es decir, el compuesto $\text{Zn}_{0.4}\text{Cd}_{0.6}\text{Se}$. Si ajustamos por mínimos cuadrados la región de máxima pendiente en el canto de absorción, a una expresión de la forma [6]

$$(\alpha h\nu)^2 \propto (h\nu - E_g),$$

se obtienen directamente los valores de E_g .

La Fig. 4 nos muestra a E_g en función de la concentración x . En esta gráfica se puede observar que los datos se pueden ajustar razonablemente a una función cuadrática cuya concavidad esté dirigida hacia arriba, es decir, tiene un curvamiento óptico positivo y exhibe un mínimo para una concentración x intermedia.

Del ajuste por mínimos cuadrados a un comportamiento como el que se describe en la aproximación del cristal virtual [7], se observa una dependencia cuadrática dada por

$$E_g(\text{eV}) = 1.76 + 0.82x - Cx(1 - x),$$

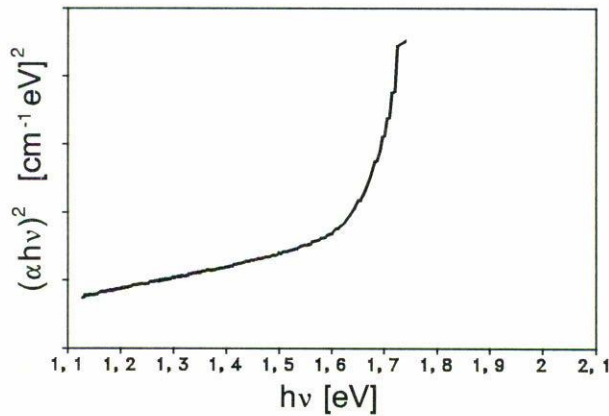


FIGURA 3. Espectro de absorción para el compuesto $\text{Zn}_{0.40}\text{Cd}_{0.60}\text{Se}$.

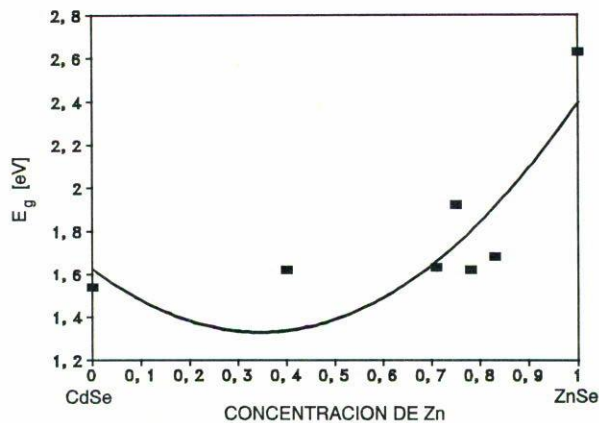


FIGURA 4. Dependencia de E_g en función de la concentración.

donde $C = 2.53 \pm 0.05$ es el parámetro de curvamiento y exhibe un mínimo de $E_{g(\text{min})} = 1.48$ eV para $x = 0.35$. Con esto verificamos que la dependencia de la brecha prohibida de energía E_g con respecto a la concentración x sigue un comportamiento como lo predice la aproximación del cristal virtual [7]. Esta dependencia ya ha sido observada para otro tipo de materiales, tales como $\text{ZnSe}_x\text{Te}_{1-x}$, y que ha sido ya reportado por A. Aydinli *et al.* [8]

3.4. FOTOLUMINISCENCIA

La Fig. 5 muestra los espectros de fotoluminiscencia a temperatura ambiente tomados a las películas crecidas. En este conjunto de espectros se utilizó la línea de 457.9 nm del láser de Ar^+ como línea de excitación.

Como puede observarse, todos los espectros muestran dos bandas, una más energética, que se distingue por su intensidad y su ancho medio de centésimas de eV, la cual está

TABLA III. Energía de las bandas E mostradas en la Fig. 5.

Concentración [x]	Energía [eV]
0.00	1.75
0.40	2.27
0.71	2.46
0.75	2.54
0.78	2.64
0.83	2.58
1.00	2.66

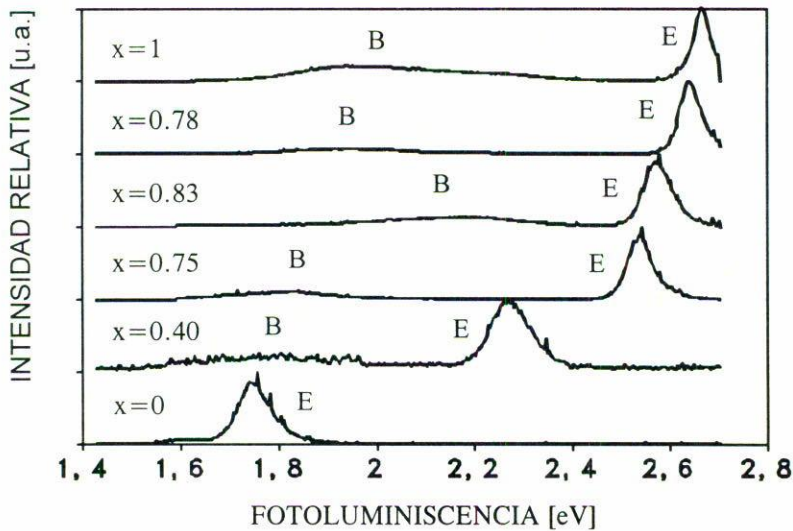


FIGURA 5. Espectros de fotoluminiscencia tomados a temperatura ambiente.

señalada con la letra E , y una menos energética, de menor intensidad y bastante mas ancha (0.4 eV), que hemos señalado con la letra B . La banda E la atribuimos a dos procesos: la recombinación radiativa del excitón ligado a un centro rasante, cuya naturaleza no ha sido identificada en este trabajo, más la recombinación radiativa banda-banda de pares electrón-hueco [9, 10]. También puede observarse que la energía de la banda E va aumentando conforme lo hace la concentración x de Zn. La Tabla III muestra el máximo de esta banda para cada una de las películas.

La Fig. 6, es una gráfica de la energía de la banda E contra la concentración x , que nos muestra que la dependencia del máximo con respecto a la concentración es cuadrática, como sucede con el cambio de la brecha prohibida de energía (E_g) con la concentración, aunque con distinta curvatura en ambos casos. Esto puede atribuirse probablemente a que la banda E constituida por los procesos banda-banda más la del excitón ligado tienen un comportamiento distinto a E_g . El estudio detallado de esta banda E será objeto de

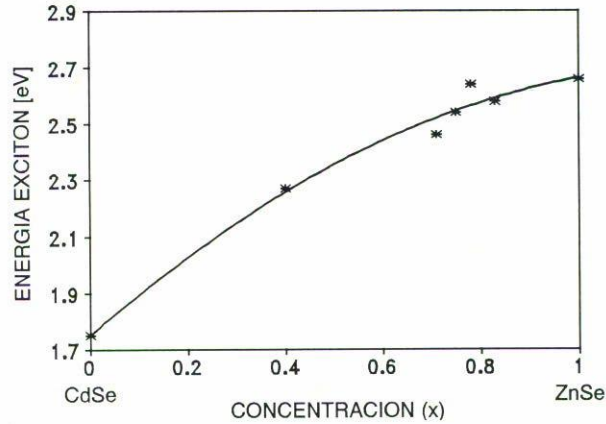


FIGURA 6. Gráfica que muestra la dependencia del máximo de la banda de fotoluminiscencia más energética de la Fig. 5.

un futuro análisis. Esta curva fue ajustada a una ecuación cuadrática, obteniéndose que la dependencia del pico E_x en función de la concentración x está dada por

$$E_x = 1.752 + 0.913x + 0.59x(1 - x)$$

donde $C = 0.59$ es el parámetro de curvamiento. Es importante notar que el valor de la constante $A = 1.752$ eV es la energía correspondiente a la concentración $x = 0$, es decir al CdSe, el valor reportado en la literatura para esa constante A es de 1.755 eV medido por Sobolev *et al.* [5] a temperatura ambiente por medio de la técnica de reflectancia. El valor de $E_x = 2.66$ eV que corresponde a la concentración $x = 1$, es decir para el ZnSe, se aproxima al valor de $E_x = 2.70$ eV reportado por Ebina *et al.* [6], lo cual muestra un excelente acuerdo con lo reportado en la literatura.

3.5. ESPECTROS RAMAN VIBRACIONALES

Los sistemas semiconductores ternarios clasificados de acuerdo a sus frecuencias vibracionales ópticas, pueden ser de tres tipos: sistemas mostrando comportamiento unimodal, sistemas con comportamiento bimodal y sistemas con comportamiento intermedio. Como ejemplo típico del primer caso es el ternario $\text{ZnSe}_x\text{Te}_{1-x}$ donde para todo x se observa un solo modo óptico longitudinal LO y uno transversal TO. Como ejemplo del segundo caso se tiene el ternario $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ que muestra tanto los modos longitudinal LO y transversal TO óptico de GaAs como los modos LO y TO correspondientes al AlAs. Cada uno de estos modos dependen de la composición x . Como ejemplo del tercer caso podemos citar el compuesto $\text{Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Se}$ crecido por la técnica de epitaxia por haz molecular (MBE) [1], cuya fase es cúbica sobre todo el intervalo de composición $0 < x < 1$. En este caso, sólo se observan los modos LO y TO más el modo de impureza.

Las Figs. 7a y 7b muestran espectros Raman típicos tomados a temperatura ambiente a las películas indicadas. El espectro Raman mostrado en la Fig. 7a fue excitado con un láser de He-Ne ($\lambda = 632.8$ nm). El otro espectro (Fig. 7b), fué excitado con un

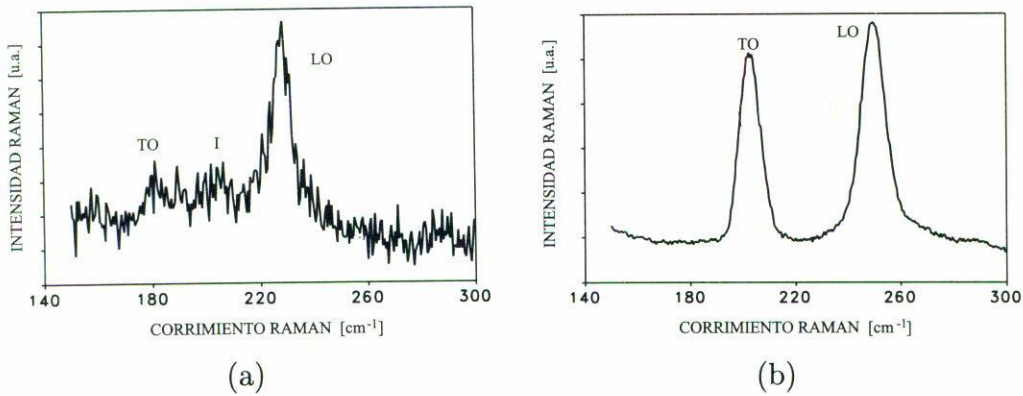


FIGURA 7. (a) Dispersión Raman de la película delgada Zn_{0.40}Cd_{0.60}Se. (b) Dispersión Raman de la película delgada ZnSe.

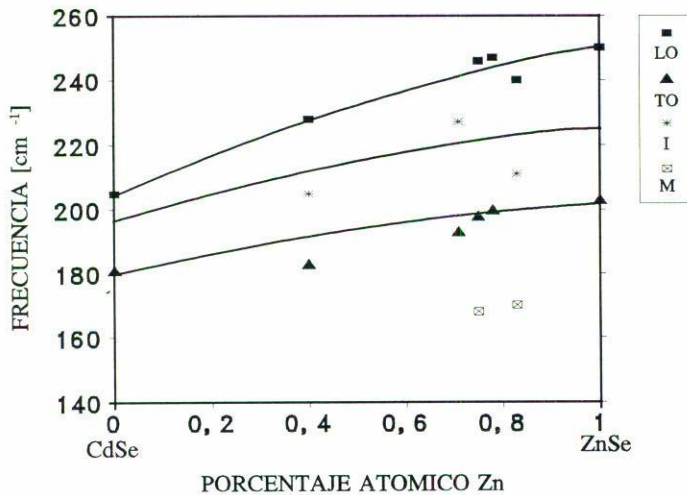


FIGURA 8. Variación de los modos LO y TO con el porcentaje atómico de Zn.

láser de Ar^+ , con la línea de longitud de onda $\lambda = 457.9$ nm. Cabe aclarar que debido a que la brecha prohibida de energía E_g varía en forma cuadrática con la concentración, tal como observamos en los estudios de absorción óptica, no fue posible obtener los espectros Raman en todos los casos bajo condiciones de resonancia. Esto se debe a que para detectar los fonones ópticos en $q = 0$ con buena intensidad, es necesario que la línea de emisión del láser sea cercana al valor de la brecha prohibida de energía, lo cual resulta ser una limitación técnica, ya que el espectro de emisión discreto del láser de Ar no siempre nos permite trabajar en resonancia.

En la Fig. 7a se observan los modos longitudinal óptico LO localizado en los 228 cm^{-1} y el modo transversal óptico TO localizado en los 183 cm^{-1} , así como un pico adicional I en los 205 cm^{-1} . Conforme aumenta x y con esto la concentración de Zn, empiezan a desplazarse los modos hacia frecuencias más altas. Los picos adicionales los hemos iden-

tificado de la siguiente manera: el pico I se puede identificar como el modo de impureza de Zn en CdSe cuando $x \rightarrow 0$, y como el modo de impureza de Cd en ZnSe cuando $x \rightarrow 1$. Las bandas que se observan en la Fig. 7b, las identificamos como el modo longitudinal óptico LO situado en los 250 cm^{-1} y el modo transversal óptico TO situado en los 203 cm^{-1} correspondientes a la fase del ZnSe. La Fig. 8 muestra las frecuencias de los modos ópticos LO, TO del ZnSe y los LO y TO del CdSe en función de la concentración, es decir, las líneas Raman marcadas como LO y TO pueden asignarse a los fonones LO y TO de CdSe cuando $x \rightarrow 0$ y a los fonones LO y TO de ZnSe cuando $x \rightarrow 1$. Las líneas se trazaron únicamente como guías a la vista y no representan ajuste alguno a los datos experimentales. De la Fig. 8 inferimos que este compuesto ternario pertenece a un sistema con comportamiento intermedio indicado por la aparición de modos de frecuencia intermedia entre los modos LO y TO (asteriscos en la Fig. 8), lo cual está de acuerdo con los estudios Raman efectuados sobre muestras cúbicas crecidas por MBE [1]. En esos estudios, Alonso *et al* proponen que el ternario muestra un comportamiento intermedio, esto es, para concentraciones altas de Cd ($x \rightarrow 0$) se observa únicamente el modo local de impureza en ZnSe y para altas concentraciones de Zn ($x \rightarrow 1$) se observa el modo local de impureza de Zn en CdSe. En la Fig. 8 se observan dos modos de menor frecuencia, los cuales identificamos en los espectros Raman con la letra M y cuyo origen preciso nos es desconocido hasta ahora, aunque podrían provenir del hecho que tengamos señal Raman proveniente de la estructura wurtzita en el compuesto ternario, y en esos puntos particulares, se produce un desdoblamiento de los modos LO y TO.

CONCLUSIONES

Películas delgadas del compuesto $\text{Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Se}$ fueron crecidas por CSVT y caracterizadas mediante diversas técnicas. Los estudios de microanálisis nos permitieron determinar que la concentración x en las películas crecidas no es uniforme, aunque su fluctuación de punto a punto no es muy grande ($\pm 5\%$). Los parámetros de crecimiento empleados nos permitieron obtener películas cuyo tamaño de grano promedio es pequeño, fluctuando entre $21.3 \mu\text{m}$ el más grande correspondiente al compuesto $\text{Zn}_{0.83}\text{Cd}_{0.17}\text{Se}$ y $3.3 \mu\text{m}$ el más pequeño correspondiente al compuesto ZnSe. Las mediciones de difracción de rayos X nos permitieron determinar que en un intervalo de concentración $x \leq 0.7$ las películas se encuentran en la fase zincblenda, para $0.4 < x < 0.7$ hay fases mezcladas y para valores de $x \geq 0.4$ se tiene la fase wurzita, lo cual concuerda parcialmente con lo reportado en la literatura [5]. Las mediciones de absorción óptica nos permitieron medir el ancho de la brecha prohibida de energía E_g . El comportamiento de E_g en función de la concentración se ajusta razonablemente a la aproximación del cristal virtual [7], es decir, es una relación cuadrática, con un parámetro de curvamiento positivo, por lo que existe un valor mínimo de $E_g = 1.48 \text{ eV}$ para una concentración $x = 0.35$. Todas las muestras presentaron luminiscencia a temperatura ambiente, como resultado de una buena calidad cristalina. La banda de luminiscencia de mayor energía, tiene su origen en la recombinación excitónica más el efecto de recombinación banda-banda. Utilizando espectroscopía Raman se observaron los modos longitudinal óptico y transversal óptico para los compuestos extremos ZnSe y CdSe, así como el comportamiento de estos mo-

dos para las demás concentraciones. Podemos proponer que el comportamiento de este sistema es intermedio, esto es, muestra un comportamiento entre los sistemas bimodal y unimodal. Este comportamiento intermedio ya había sido propuesto por Alonso *et al.* [1], aunque basado en mediciones sobre películas crecidas por MBE en la fase cúbica para todo el rango de concentraciones.

REFERENCIAS

1. R.G. Alonso, E.K. Suh, A.K. Ramdas, N. Samarth, H. Luo, and J.K. Furdyna, *Phys. Rev. B* **40**, (1989) 3720.
2. Gertrude F. Neumark, Robert M. Park, and James M. DePuydt, *Physics Today* **26** (1994) 26.
3. Thomas C. Anthony, Alan L. Fahrenbruch, and Richard H. Bube, *J. Var. Sci. Technol. A* **2** (1984) 1206.
4. W.A. Harrison, *Electronic Structure and Properties of Solids*, (Dover 1989), p. 230.
5. N. Samarth, H.Luo, J.K. Furdyna, R.G. Alonso, Y.R. Lee, A.K. Ramdas, S.B. Qadri, and N. Otsuka, *Appl. Phys. Lett.* **56** (1990) 1163.
6. R. Swanepoel, *J. Opt. Soc. Am.* **2** (1985) 1399.
7. J.E. Bernard and A. Zunger, *Phys. Rev. B* **36** (1987) 3199.
8. A. Aydinli, G. Contreras-Puente, A. Bhat, A. Compaan, and Alan Chan, *J. Vac. Sci. Technol.* **A9** (1991) 3031.
9. A. Escamilla E., *Crecimiento y Caracterización de Películas Delgadas del Compuesto Semiconductor Ternario $Zn_x Cd_{1-x} Se$* , Tesis de Maestría, ESFM-IPN, (1994).
10. Shionoya S., *Proc. 12th Int. Conf Phys. Semicond.*, Stuttgart, Germany, (1974), 113.
11. V.V. Sobolev, V.I. Donetskina, and E.F. Zagainov, *Sov. Phys. Semicond.* (English Transl.) **12** (1978) 646.
12. A. Ebina, M. Yamamoto, and T. Takahashi, *Phys Rev. B* **6** (1972) 3786.
13. Landolt-Brnstein, *Semiconductors: Physics of II-VI and I-VII Compounds, Semimagnetic Conductors*, (LB Series Springer-Verlag, Berlin, 1982), Vol. 17.
14. Jacques I. Pankove, *Optical Processes in Semiconductors*, (Ed. Dover, 1971).
15. O. Madelung, *Physics of III-V Compounds*, (Wiley, New York, 1964) p. 269.
16. Tablas ASTM, 8-459 y 19-191.
17. R. Swanepoel, *J. Opt. Soc. Am.* **2** (1985) 1339.
18. K.P. O'Donnell and X. Chen, *Appl. Phys. Lett.* **58** (25), (1991) 2924.
19. C. Kittel, *Introducción a la Física del Estado Sólido*, 4ª ed., (Editorial Reverté, 1981).
20. D.C. Harris and M.D. Bertolucci, *Symmetry and Spectroscopy, An Introduction to Vibrational and Electronic Spectroscopy*, (Dover, 1978).
21. D.A. Long, *Raman Spectroscopy*, (Mc Graw Hill, 1977).
22. J.R. Aguilar-Hernández, *Estudio de la Fotoluminiscencia como Función de la Temperatura en Películas Semiconductoras de CdTe Crecidas por la Técnica CSVT*, Tesis de Maestría, E.S.F.M.-I.P.N., (1992).
23. J.M. Ziman, *Principles of the Theory of Solids*, (Cambridge University Press, 1979).
24. J. Aguilar-Hernández, G. Contreras-Puente, J.M. Figueroa-Estrada, and O. Zelaya-Angel, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33** (1994).
25. J. Callaway, *Energy Band Theory*, (Academic Press, New York, 1964).