

Producción de películas delgadas de $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ con estructura cúbica para $0 \leq x \leq 1$

M. Zapata-Torres^a, F. Chale-Lara^a, R. Castro-Rodríguez^b, O. Calzadilla Amaya^c,
M. Meléndez-Lira^d y J.L. Peña^b

^aCICATA –IPN. Altamira,

Km. 14.5 carretera Tampico-puerto Altamira, Altamira, 89600 Tamaulipas

^bDepartamento de Física Aplicada, CINVESTAV-IPN, Unidad Mérida,

Apartado Postal 73 Cordemex, Mérida Yuc., 97310, México

^cIMRE-Facultad de Física, Universidad de la Habana,

San Lázaro y I. Vedado 10400, Ciudad de la Habana, Cuba

^dDepartamento de Física, CINVESTAV-IPN,

Apartado Postal 14-740, 07000, D.F., México

Recibido el 10 de octubre de 2003; aceptado el 19 de mayo de 2004

El sistema CdS/CdTe posee un gran potencial en la producción de sistemas fotovoltaicos de alta eficiencia, dado que aún se está muy lejos de alcanzar la eficiencia de 30 %, predicha teóricamente. Una de las limitaciones para aumentar la eficiencia de esta heteroestructura es la diferencia en estructura cristalográfica del CdTe y CdS, cúbica y hexagonal, respectivamente. Adicionalmente, la presencia de una región con composición gradual en la interfaz CdS/CdTe limita la uniformidad del campo eléctrico interfacial necesario para tener una separación de carga eficiente. Para tener un mejor conocimiento de la aleación CdSTe y eventualmente aportar resultados para incrementar la eficiencia actual hemos crecido películas delgadas de $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ sobre sustratos de vidrio utilizando la técnica de transporte de vapor en espacio reducido combinada con evaporación libre (CSVT-FE, por sus siglas en inglés) usando la coevaporación de CdTe y CdS. La incorporación del S fue controlada por medio de la temperatura de la fuente de CdS. Las muestras fueron caracterizadas utilizando difracción de rayos X, espectroscopías de análisis de la dispersión de energía de los rayos X y de transmisión óptica. Se encontró que las muestras tienen una estructura cúbica, para $0 \leq x \leq 1$, con el parámetro de red siguiendo la aproximación de cristal virtual. El ancho de banda prohibida tiene un comportamiento cuadrático con el contenido de azufre, similar al reportado en la literatura. El comportamiento del ancho de la banda prohibida no fue afectado por la estructura cúbica de las películas $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$.

Descriptores: Películas de CdSTe; celdas solares II-VI.

The CdS/CdTe heterostructure has great potential for the production of photovoltaic systems with more efficiency. One of the limitations to increase the efficiency is the difference in the crystal structure of CdTe and CdS that are cubic and hexagonal. Additionally, the presence of a region with gradual composition in the interfacial CdS/CdTe limits the uniformity of the interfacial electric field necessary to have an efficient separation of charge. To have a better knowledge of CdSTe alloy and eventually report results that increase the actual efficiency we have grown thin films of $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ on glass substrate using the close spaced vapor transport combined with free evaporation technique (CSVT-FE) using the coevaporation of CdTe and CdS. The incorporation of the S was controlled by means of the CdS source temperature. The samples were characterized using X-ray diffraction, energy dispersive X-ray spectroscopy and optical transmission. It was found that the samples have a cubic structure, for $0 \leq x \leq 1$, with their lattice parameter following the approach of virtual crystal. The forbidden band gap has a similar behavior to the one reported in the literature without showing changes due to the cubic structure for the whole range of compositions.

Keywords: CdSTe films; solar cell II-VI.

PACS: 73.61.A; 78.66.B; 61.66.D

1. Introducción

La conversión fotovoltaica de energía solar es una de las alternativas más atractivas para la generación de energía eléctrica. Un sistema muy promisorio está basado en la heteroestructura CdS/CdTe, hasta ahora la eficiencia más alta obtenida es 16.1 % [1], con lo cual la eficiencia predicha de alrededor del 30 % [2], aún está lejos de obtenerse. En una celda solar, al igual que para cualquier dispositivo en el que está involucrado el transporte de portadores de carga, la interfaz determina su eficiencia. En el caso de la heteroestructura CdTe/CdS la diferencia en la estructura cristalográfica del CdTe y del CdS juegan un papel importante en la generación de defectos en la

interfaz, debido no sólo a la diferencia en los parámetros de red de ambos compuestos, sino también a que la estructura del CdTe es cúbica, mientras que la de CdS es hexagonal.

Otro factor que ha sido asociado con la eficiencia limitada de la celda solar CdTe/CdS es la existencia de una composición gradual en la interfaz CdS-CdTe producida por un proceso de difusión durante su producción [3]. Entonces, un entendimiento completo de las propiedades del compuesto ternario $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ es requerido para determinar las limitaciones que influyen en la eficiencia relacionadas con el proceso de difusión.

Este compuesto ternario ha sido crecido en el intervalo $0 \leq x \leq 1$ por diversas técnicas. Santana-Aranda *et al.* [4] re-

portaron el crecimiento de películas delgadas de $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ utilizando serigrafía. Jacome *et al.* [5] crecieron películas policristalinas de $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ utilizando la técnica de sublimación en espacio cerrado (CSS, por sus siglas en inglés). Utilizando la técnica de coevaporación fueron crecidas películas de $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ por Bonnet [6]. Las películas producidas y estudiadas en las referencias anteriores siguieron un comportamiento estructural similar al reportado por Lane *et al.* [7]. La técnica de transporte de vapor en espacio reducido combinada con evaporación libre (CSVT-FE por sus siglas en inglés) es un método conveniente para el crecimiento de materiales ternarios, debido a que es posible controlar en forma independiente las temperaturas de diferentes compuestos, permitiendo tener compuestos con diferente composición [8]. Es una técnica que puede operarse a presión atmosférica empleando un gas inerte y usando temperaturas moderadas; su operación es simple y las películas obtenidas son compactas.

En este trabajo reportamos el crecimiento de películas de $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$, para $0 \leq x \leq 1$, utilizando la técnica CSVT-FE, usando como parámetros de crecimiento las temperaturas de las fuentes de los materiales coevaporados. Las muestras se caracterizaron utilizando difracción de rayos X, espectroscopías de análisis de la dispersión de la energía de los rayos X y transmisión óptica. Los resultados muestran que todas las películas tuvieron una estructura cúbica, el parámetro de red varió de acuerdo con la aproximación de cristal virtual, también conocida como la ley de Vegard, el ancho de banda prohibida varía de acuerdo con lo reportado por Bonnet *et al.* [6].

2. Detalles experimentales

Las películas fueron crecidas en un sistema de evaporación al vacío, evacuado por una bomba difusora con una trampa de nitrógeno líquido, capaz de obtener una presión final de 10^{-6} Torr. La presión en la cámara de crecimiento durante la evaporación fue mantenida por debajo de 10^{-5} Torr. En la Fig. 1 se presenta un esquema del sistema de crecimiento. Los materiales utilizados en la coevaporación fueron CdTe polvo 99.99 % at. y CdS 99.999 % at. marca Balzers. Como sustrato fue utilizado vidrio Corning 7059, el cual está libre de sodio. La fuente del CdTe fue mantenida a 500°C durante el proceso de crecimiento, mientras la fuente de CdS fue variada entre 500°C y 700°C , en incrementos de 25°C , con el objetivo de tener diferentes concentraciones de S. Adicionalmente se creció una película de CdTe y una de CdS. Para todas las composiciones se mantuvo la temperatura del sustrato fija a 400°C y el tiempo de crecimiento en 10 minutos. La temperatura del sustrato fue elegida para evitar el depósito de los elementos que forman los compuestos (Cd, S y Te), que a la temperatura elegida se reevaporan. Las temperaturas de las fuentes de evaporación controlan la composición y la razón de crecimiento. El espesor de las muestras se determinó con un perfilómetro Mitutoyo. Las mediciones de difracción de rayos X fueron realizadas en un difractómetro Siemens D5000 con un ánodo de cobre, las condiciones de medición fueron: 40 KV, 35 mA,

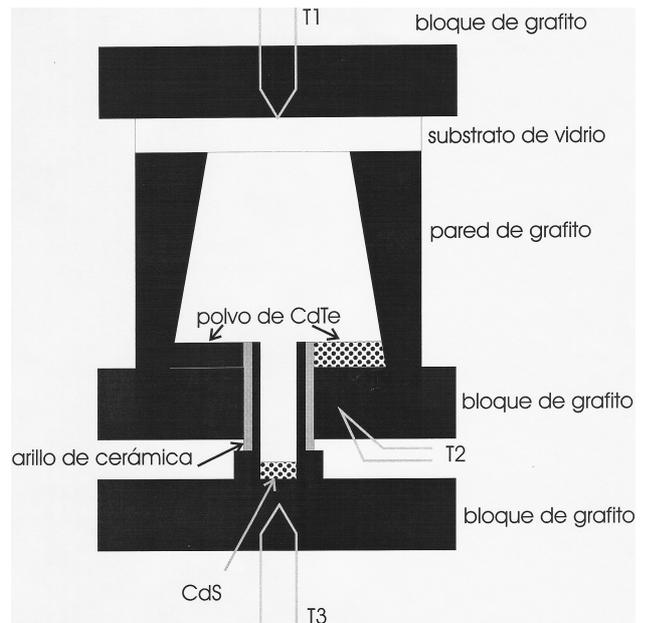


FIGURA 1. Esquema del sistema de crecimiento.

paso de 0.02° y una velocidad de $2^\circ/\text{min}$. Las concentraciones elementales fueron determinadas utilizando la espectroscopía de análisis de la dispersión de energía de los rayos X (EDAX, por sus siglas en inglés). Se utilizó un voltaje de 10 kV, un tiempo de medición de 180 sec., y 4 iteraciones por medición. Las mediciones de transmisión óptica fueron realizadas en un espectrofotómetro de ultravioleta a visible marca Perkin-Elmer modelo Lambda 40.

3. Resultados y discusión

Las películas que se obtuvieron fueron policristalinas, con espesor uniforme alrededor de $25 \mu\text{m}$ y una fuerte adherencia al sustrato. En la Fig. 2 podemos observar los difractogramas de rayos X (DRX) de las muestras M500, M550, M600, M650 y M700, corresponden a muestras crecidas con las temperaturas de la fuente de CdS de 500°C , 550°C , 600°C , 650°C y 700°C . Para determinar la posición de los picos (en cada uno de los difractogramas), se ajustó cada uno de ellos a una función pseudo-voight [la cual es una combinación de las funciones gaussiana (G) y lorentziana (L) de la forma: $\eta L + (1-\eta)G$, siendo η el parámetro de mezclado]. Debido a que los difractogramas son distintos a los reportados en la literatura, se procedió a realizar la indexación. Ésta es un proceso en el cual a partir de las posiciones de los picos de difracción se pretende encontrar la celda unitaria del cristal. Con la ayuda de un análisis computacional se han creado diversas aplicaciones para la cristalografía y se han empleado métodos de ensayo y error como una aproximación a la solución del problema de la indexación. El planteamiento asume un sistema cristalino y utiliza ángulos bajos, altos espaciamentos en la distancia entre las capas atómicas de un cristal, para proporcionar los valores de ensayo, los cuales se prueban de manera exhaustiva contra los otros datos en el sistema que emplea

TABLA I. Resultados obtenidos de los programas Treor y Celref.

Muestra	Parámetro de red TREOR	Figura de Mérito	Parámetro de red Celref	σ
M500	6.4718	24	6.4722	0.0008
M525	6.4590	43	6.4593	0.0006
M550	6.4170	29	6.4191	0.0008
M575	6.2970	48	5.2967	0.0006
M600	6.0386	37	6.0378	0.0008
M625	5.9226	28	5.9218	0.0008
M650	5.8763	25	5.8759	0.0006
M675	5.8617	42	5.8612	0.006
M700	5.8260	32	5.8268	0.0006

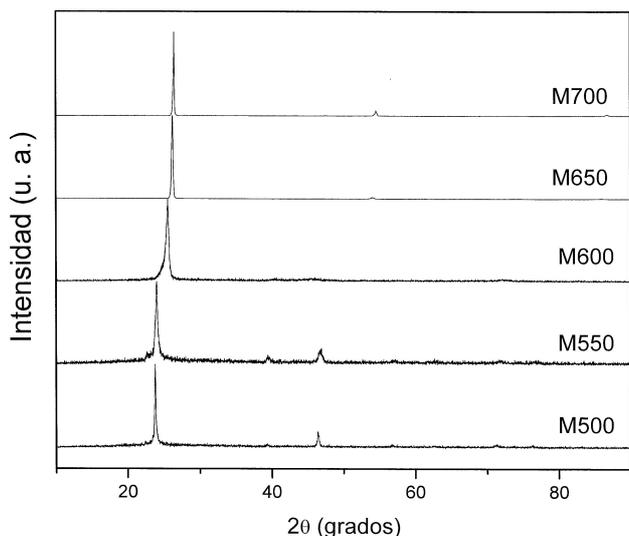


FIGURA 2. Diffractogramas de DRX representativos de la serie de muestras.

todos los multiplicadores integrales permitidos por la simetría del sistema cristalino. La indexación de los patrones de difracción fue realizada utilizando el programa TREOR [9], a partir del cual se determinó el tipo de celda y el parámetro de red. Existen numerosos criterios para la cuantificación de la concordancia entre la posición de los picos experimentales y los ensayados. La mayoría de los criterios minimiza, de alguna manera, las discrepancias entre las líneas experimentales y las calculadas. Un criterio frecuentemente utilizado es la figura de mérito, la cual fue propuesta por De Wolf [10]. Este criterio suma todas las discrepancias en las posiciones de los picos, después de asignar los picos calculados más cercanos a los picos experimentales. Una vez obtenidos los parámetros de red de la celda unitaria, se procede a hacer un refinamiento de los mismos, de tal manera que se obtengan nuevos valores en los cuales la dispersión entre los picos experimentales y calculados sean menores. En nuestro caso, el parámetro de red fue refinado utilizando el programa Celref. En la Tabla I se presenta el parámetro de red obtenido al hacer la indexación utilizando el programa TREOR con su correspondiente figura de mérito, que de acuerdo con la Ref. 10 el valor debe

de ser mayor que 20, nos proporciona un resultado adecuado. Así mismo, se presenta el parámetro de red después de que fue refinado utilizando el programa Celref, con su correspondiente dispersión entre los picos experimentales y calculados. De acuerdo con los cálculos anteriores podemos afirmar que todas las muestras tuvieron una estructura cristalográfica cúbica del tipo zincblenda.

En los sistemas cúbicos el parámetro de red y el seno del ángulo de difracción son inversamente proporcionales. Como la función seno es creciente para $0 \leq \theta \leq 90^\circ$, un aumento de la posición del pico de difracción implicará una disminución del parámetro de red. En la Fig. 2 podemos observar que el pico más intenso, que corresponde al plano (111), se va desplazando hacia ángulos mayores, indicando un decrecimiento del parámetro de red a medida que va aumentando la temperatura de la fuente de CdS. Para las muestras M500 y M550 podemos observar picos en 39° y 47° , los cuales corresponderían a los planos (200) y (311); en las muestras M600, M650 y M700 no aparecen estos picos debido a la fuerte orientación que presentaron las películas. Si en las películas M650 y M700 se hiciera un cambio de escala aparecerían estos picos. En las muestras M650 y M700 aparece un pico centrado 55° ; este pico correspondería al plano (222).

La expresión exacta para la intensidad de los picos de difracción está dada por

$$I = |F_{hkl}|^2 p \left(\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\text{sen}^2 \theta * \cos \theta} \right) e^{-2M},$$

en donde $|F_{hkl}|^2$ es el modulo del factor de estructura al cuadrado, siendo

$$F_{hkl} = \sum_1^N f_n e^{2\pi i(hu_n + kv_n + lw_n)},$$

donde N se extiende sobre todos los N átomos de la celda unitaria, f_n es el factor de dispersión del átomo n, p es el factor de multiplicidad del pico,

$$\left(\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\text{sen}^2 \theta * \cos \theta} \right)$$

es el factor de polarización de Lorentz y e^{-2M} es el factor de temperatura

En una primera aproximación podemos asumir que los átomos sustitutos se sitúan en el mismo lugar en la celda unitaria que los átomos originales con las constantes de red de acuerdo a la ley de Vegard. Entonces es sencillo calcular el factor de estructura promedio, debido a que el factor de estructura es lineal con respecto a los átomos individuales. Esto significa que solamente tendremos el promedio de los factores de dispersión atómica:

$$f_n = (1 - x)f_{n,orig} + x f_{n,subst},$$

donde $f_{n,orig}$ y $f_{n,subst}$ son los factores de dispersión atómicos del átomo original y del sustituto y x es la concentración del sustituto.

En la Fig. 3 presentamos cómo varía la intensidad del pico correspondiente a el plano cristalográfico (222) con respecto a la concentración molar de S. Esta intensidad es relativa con respecto al plano (111). En éste podemos apreciar un cambio considerable. Al principio al ir sustituyendo los átomos de Te por los de S, la intensidad va disminuyendo, hasta una concentración molar de aproximadamente 0.1; a partir de ese punto el incremento del pico (222) es muy considerable, el cual aumenta en más de 150 veces su intensidad. De aquí podemos concluir que la intensidad relativa del pico correspondiente a el plano (222), tendrá una variación importante a concentraciones altas de S, de tal manera que podrán ser observadas dentro del DRX. De aquí se desprende la explicación de porqué en la Fig. 2 no se observa el pico correspondiente al plano (222) para las muestras M500, M550 y M600, y porqué sí se observa para las muestras M650 y M700. Esto es debido a que la concentración de S debe de ser la suficiente para que la intensidad del pico sea tal que pueda ser detectado.

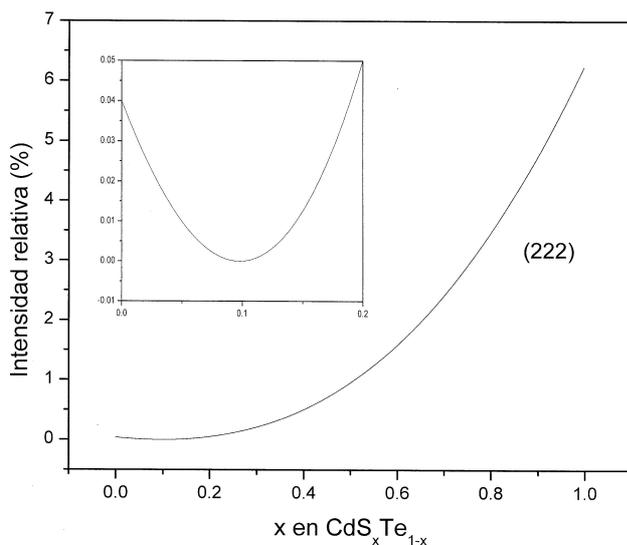


FIGURA 3. Variación de la intensidad del pico correspondiente al plano (222), con respecto a la concentración molar de S.

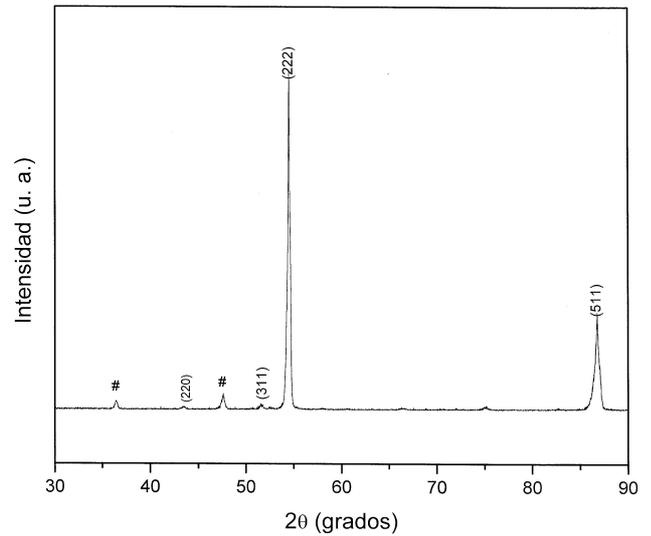


FIGURA 4. Identificación de los picos del difractograma de DRX de la muestra M700.

En la Fig. 4 presentamos la indexación de los picos del DRX de la muestra M700, en la cual se han identificado cada uno de ellos. Se escogió un intervalo en el cual no estuviera el pico correspondiente al plano (111), debido a que la muestra presenta una fuerte orientación, de tal manera que se pudieran apreciar todos los picos presentes en el difractograma. Los picos que no están indexados corresponden a impurezas del material.

La composición de las muestras fue calculada a partir de las intensidades de los rayos X utilizando

$$W \% = Z * A * F * I_{medida} / I_{estandar},$$

donde Z, A y F son los parámetros de la matriz de corrección, describiendo los efectos del número atómico, de la absorción y de la fluorescencia, respectivamente. En nuestro caso, como carecemos de los patrones, se utilizó la cuantificación con la intensidad del estándar calculado

En la Tabla II se presentan los resultados de la cuantificación de los elementos presentes en las muestras, el error reportado se determinó tomando en cuenta la resolución del equipo, la incertidumbre asociado con el patrón empleado y la dispersión estadística de los cuatro puntos medidos. En esta tabla se observa cómo se va incrementando la concentración de S, y va disminuyendo la concentración de Te conforme va aumentando la temperatura de la fuente de CdS. Este comportamiento lo tomamos como evidencia de que el Te está sustituyendo al S en la estructura cristalográfica del CdS, por lo que podemos concluir que estamos obteniendo películas de la solución sólida $CdS_x Te_{1-x}$.

Como las estructuras poseen una estructura cristalográfica cúbica, suponemos que en las muestras tenemos una solución sólida, cuyos extremos son el CdTe cúbico (parámetro de red 6.481 Å) y el CdS cúbico (parámetro de red 5.818 Å). En la Fig. 5 presentamos la variación de parámetro de red

(de acuerdo a los resultados obtenidos en la Tabla I), con respecto al contenido de S (calculado a partir de las mediciones de EDAX). Se presentan los puntos experimentales y la línea recta teórica que deberían seguir de acuerdo con la ley de Vegard. Se puede observar que tenemos un ajuste muy bueno entre los puntos teóricos y experimentales. La ligera discordancia puede ser debida a problemas con la cuantificación. Para realizar una correcta cuantificación es necesario obtener las razones de la intensidad de los rayos X usando la intensidad de la muestra y la intensidad del patrón para cada elemento presente. Para realizar una cuantificación más exacta sería necesario contar con patrones de emisión para el compuesto ternario, este trabajo esta en desarrollo.

En la Fig. 6 mostramos los espectros de transmitancia para las muestras M500, M575 y M650, en éstos se puede ver claramente el corrimiento en el borde de absorción con el contenido de azufre y ponen de manifiesto el cambio en el

TABLA II. Concentraciones elementales de las muestras obtenidas por EDAX.

MUESTRA	Cd (% at.)	S (% at.)	Te (% at.)
M_{CdTe}	50 ± 1	-	50 ± 1
M500	52 ± 1	1.4 ± 0.1	47 ± 1
M525	50 ± 1	3.0 ± 0.1	47 ± 1
M550	52 ± 1	5.0 ± 0.1	43 ± 1
M575	51 ± 1	15.1 ± 0.2	34 ± 2
M600	51.07 ± 2	34.5 ± 0.3	15 ± 0.3
M625	50.52 ± 2	43.0 ± 0.4	6 ± 2
M650	51 ± 2	45.5 ± 0.5	4 ± 2
M675	52.11 ± 1	46.2 ± 0.4	1.71 ± 0.4
M700	52 ± 2	47.5 ± 0.2	1.59 ± 0.4
M_{CdS}	50 ± 1	50 ± 1	-

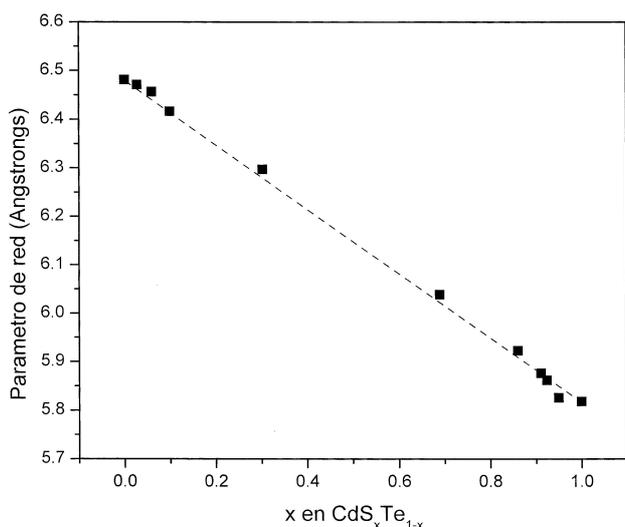


FIGURA 5. Variación del parámetro de red con la concentración de S.

ancho de la energía prohibida. Los espectros de transmisión se han analizado empleando el modelo de transiciones directas entre bandas parabólicas. En la Fig. 7 presentamos cómo varía el ancho de la energía prohibida con la concentración de S en las muestras. A diferencia del comportamiento lineal para el parámetro de red, aquí es claro que tenemos dos regiones: en la primera el ancho de banda prohibida disminuye conforme aumenta la concentración de S, de 1.5 eV para $x=0$ hasta 1.431 eV para $x=0.3$; a partir de esta concentración el valor del ancho de banda prohibida empieza a aumentar hasta obtener el valor asociado al CdS.

El ancho de energía prohibida, E_g , de los compuestos ternarios II-VI puede ser representado como

$$E_g^{AB_{1-x}C_x} = xE_g^{AC} + (1-x)E_g^{AB} - bx(1-x),$$

en la cual x es la concentración molar y b el parámetro de arqueado (que está relacionado en forma principal con la dis-

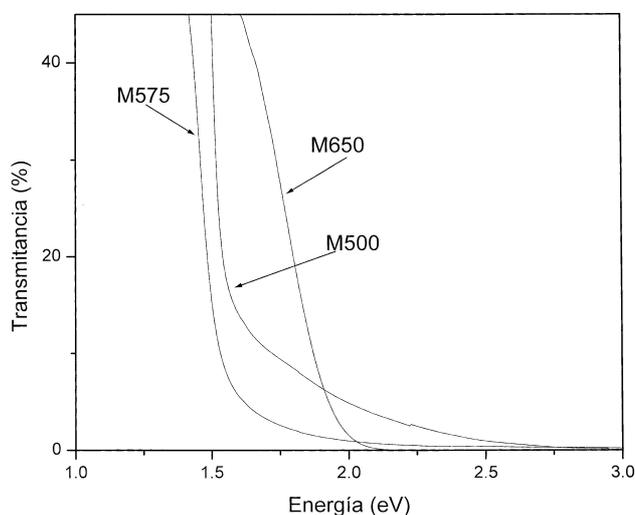


FIGURA 6. Espectro característico de transmisión.

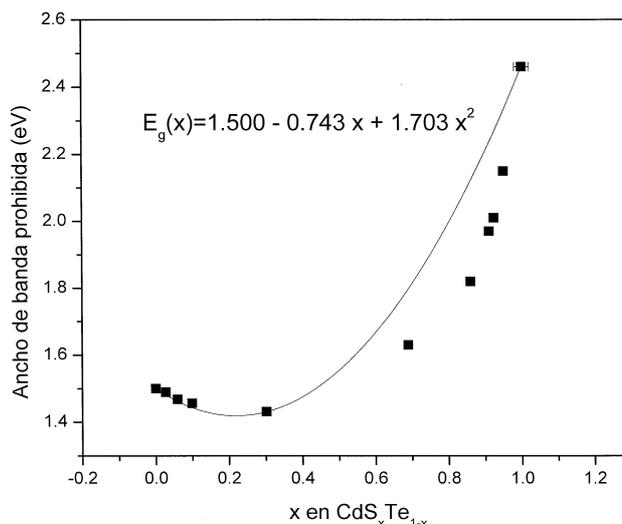


FIGURA 7. Variación del ancho de banda prohibida con la concentración de S.

tribución aleatoria de los átomos de los elementos en la aleación). Ajustando la ecuación anterior a los datos experimentales, obtenemos que

$$E_g = 1.500 - 0.743x + 1.703x^2.$$

El coeficiente del término cuadrático es el parámetro de arqueado, siendo en este caso de 1.703. Este valor es muy similar a 1.69 reportado por Su-Huai Wei *et al.* [11], el cual fue determinado en forma teórica utilizando cálculos de primeros principios.

Nuestros resultados para la variación del ancho de energía prohibida en las películas de $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ como función de las concentraciones molares es similar a la reportada en la Ref. 6. Comportamientos similares del ancho de banda prohibida ha sido reportado por Young-Moon Yu *et al.* [12] en películas epitaxiales de compuestos ternarios de $\text{ZnS}_{1-x}\text{Te}_x$ crecidas por epitaxia de paredes calientes. Queremos hacer énfasis en la ausencia de señales asociadas con los compuestos CdTe y CdS en los espectros de difracción de rayos X y transmisión óptica en las muestras con concentraciones nominales diferentes a 0 y 1.

El análisis efectuado en los espectros de difracción de rayos x confirma que todas las películas tuvieron una estructura cúbica, obteniéndose un resultado significativamente diferente al reportado en las Refs. 4 y 7, en las cuales se reporta una mezcla de fases cúbica y hexagonal. La diferencia pudiera ser la técnica de crecimiento, debido a que es conocido que el CdS crecido por evaporación crece en la fase cúbica. McCandless *et al.* [13] reportaron recientemente la inestabilidad de la fase obtenida en muestras de $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$ obtenidas por coevaporación de CdS y CdTe. Actualmente se

está realizando un estudio de la estabilidad de la estructura cristalográfica mediante tratamientos térmicos. Una de nuestras propuestas para resolver el problema de la interdifusión en la interfaz CdTe/CdS sería introducir una capa intermedia $\text{CdS}_{0.95}\text{Te}_{0.05}$ con estructura cúbica, dando lugar a una región con una composición definida. La existencia de esta región ayudaría a evitar la existencia de una región con composición gradual y el campo eléctrico interfacial sería uniforme.

4. Conclusiones

Se crecieron películas delgadas semiconductoras de la solución sólida $\text{CdS}_x\text{Te}_{1-x}$, en el intervalo $0 \leq x \leq 1$, sobre substratos de vidrio Corning utilizando la técnica CSV-T-FE a partir de la coevaporación de CdTe y CdS. Todas las películas tuvieron una estructura cúbica. Se encontró que la variación del parámetro de red con la concentración molar de S sigue la ley de Vegard. El ancho de banda prohibida tiene un comportamiento que puede ser dividido en dos etapas; primero una disminución para $0 \leq x \leq 0.3$ y un posterior aumento para $0.3 \leq x \leq 1$. Estos resultados muestran que la técnica CSV-T-FE es una buena opción para el depósito de películas de compuestos ternarios semiconductores.

Agradecimientos

Agradecemos a Marcela Guerrero, Javier Zapata, Mario Herrera, Oswaldo Gómez y Roberto Sánchez por su asistencia técnica. Este proyecto fue financiado por CGPI-IPN y CONACYT, bajo los proyectos 20020252 y 38444E.

1. T. Aramoto *et al.*, *Jpn. J. Appl. Phys.* **36** (1997) 6304.
2. A. de Vos, J.E. Parrot, P. Baruch y P.T. Landsberg, *12th European Photovoltaic Solar Energy Conference*, Amsterdam (1994) 1315.
3. N. Nakayama *et al.*, *Jpn. J. Appl. Phys.* **19** (1980) 703.
4. M. Santana-Aranda y M. Meléndez-Lira, *Appl. Sur. Sci.* **175** (2001) 538.
5. C. Jacome, M. Florez, Y.G. Gurevich, J. Giraldo y G. Gordillo, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **34** (2001) 1862.
6. D. Bonnet, *Phys. Stat. Sol. (a)* **8** (1970) 913.
7. D.W. Lane, K.D. Rogers, J.D. Painter, D.A. Wood y M.E. Ozsan, *Thin Solid Films* **361-362** (2000) 1.
8. M. Zapata-Torres *et al.*, *Thin Solid Films* **358** (2000) 12.
9. TREOR: a Semi-Exhaustive Trial-and-Error Powder Indexing Program for All Symmetries. Werner, P.-E., Eriksson, L. & Westdahl, M., *J. Appl. Cryst.* **18** (1985) 367.
10. P.M. de Wolff, *J. Appl. Crystallogr* **1** (1968) 108.
11. Su-Huai Wei, S.B. Zhang y A. Zunger, *Journal of applied Physics* **87** (2000) 3.
12. Young-Moon Yu *et al.*, *Applied Surface Science* **182** (2001).
13. B.E. McCandless, G.M. Hanket, D.G. Jensen y R.W. Birkmire, *J. Vac. Sci Technol. A* **20** (2002) 4.