

CONDUCTIVIDAD ELECTRICA, ESTRUCTURA Y COMPOSICION DE PELICULAS

DELGADAS DE CdSbTe

O. Alvarez Fregoso¹, F. Sánchez Sinencio², J.G. Mendoza Alvarez²
O. Zelaya², M. Farias³ y L. Cota Araiza³

¹Instituto de Investigación en Materiales, UNAM, México, D.F.

²Departamento de Física, Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del IPN. Apdo. Postal 14/740, México, D.F.

³Laboratorio de Ensenada/IFUNAM, Ensenada, B.C.N. México.

RESUMEN

Usando la técnica "r.f. sputtering" se crecieron películas delgadas de CdSbTe usando como blanco una pastilla de CdTe con área A_0 de 5cm^2 , sobre la que se colocó una placa de Sb, con área A_x , que varió entre 0.08 y 1.25cm^2 . Espectros Auger muestran que el contenido de Sb crece con A_x , mientras que el porcentaje de Cd y Te decrece. Difracción de rayos X muestra que para concentraciones de Sb menores al 20%, las películas crecen en una estructura cúbica con orientación preferencial en la dirección (111). Al incrementarse la concentración de Sb por arriba del 30%, se amorfiza la película. La conductividad eléctrica se midió en función de la temperatura en el intervalo 25-150°C.

INTRODUCCION

Las películas delgadas de compuestos ternarios han cobrado importancia en la actualidad por sus propiedades electro-ópticas, las cuales tienen gran aplicación en la fabricación de dispositivos ópticos, acústicos, electro-ópticos y electrónicos; construidos completamente de películas delgadas. Variando la concentración relativa de los elementos se obtienen anchos de banda prohibida en un espectro continuo de valores, desde muy delgados (<1eV) hasta los muy anchos (>3eV), permitiendo intervalos de transmisión óptica desde el cercano infrarrojo hasta UV. Dichas propiedades están siendo usadas en el desarrollo de dispositivos tales como moduladores óptico-acústicos, electro-ópticos, filtros ópticos, switches y celdas solares fotovoltaicas (1-4).

En este trabajo presentamos las propiedades estructurales y de transporte electrónico de películas delgadas de CdSbTe. Las películas fueron crecidas empleando la técnica de sputtering y en donde la concentración de Sb se varió en el intervalo 0-60%, determinado por espectroscopía de electrones Auger (AES). Las propiedades estructurales y de transporte se estudian en función de la concentración de Sb en las películas.

DETALLES EXPERIMENTALES.

Empleando la técnica R.F. sputtering se depositaron películas delgadas de CdTe usando como blanco una pastilla de CdTe (99.999%

pureza) de 5cm^2 de área (A_0) sobre la cual se colocaron piezas de antimonio metálico (99.999% pureza) en diferentes áreas $A_x = (0.016, 0.040, 0.078, 0.15, 0.18, 0.25)A_0$, y nos referiremos a ellas como, A_1, \dots, A_6 respectivamente. El gas empleado fue argón a una presión de trabajo de 5mTorr. La temperatura de sustrato fue de 50°C y la potencia aplicada 100 watts. Los sustratos empleados fueron de vidrio Corning 7059. La estructura cristalina fue analizada empleando un difractómetro de rayos X marca Siemens modelo D500 con un blanco de cobre ($\text{CuK}\alpha$).

El contenido de antimonio, cadmio y telurio en las muestras se determinó por Espectroscopía de Electrones Auger, utilizando un sistema PHI 560/ESCA-SAM, con el cañón de electrones a 3 KeV y una corriente de 2.5µA. Las transiciones Auger se determinaron después de una limpieza superficial con iones de argón de 0.5 KeV a una densidad de corriente de $J = 12\mu\text{A}/\text{cm}^2$. Los contaminantes encontrados en la superficie fueron: Cl, C, O y S, considerados contaminantes superficiales normales en una gran mayoría de materiales, los cuales se redujeron a niveles de ruido dentro del volumen. La resistividad eléctrica se midió por el método de dos electrodos a temperatura ambiente ($T=25^\circ\text{C}$) y en vacío ($\sim 10\text{mTorr}$).

El error en la medición de parámetros de red es el del difractómetro de rayos X, que opera con un error porcentual de 0.001%. El error en la medición de concentraciones con el sistema Auger es el del nivel de ruido $\sim 1\%$, ya hecha la corrección por sensibilidad respecto a cada elemento en particular. El error introducido en la medición de resistividad es del orden

del tamaño de los puntos de datos en las gráficas respectivas.

ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 1 se indican las concentraciones en porcentaje de Cd, Te y Sb. Nótese que para CdTe puro se tiene 47% Cd y 53% Te, lo cual es consecuencia de la sensibilidad del equipo respecto a cada elemento y que se consideró posteriormente en el cálculo de la concentración real del Sb. Se observa que el antimonio crece monótonicamente, mientras que el cadmio y el telurio decrecen. Se puede inferir de aquí, que el antimonio sustituye tanto al cadmio como al telurio dentro de la red del CdTe.

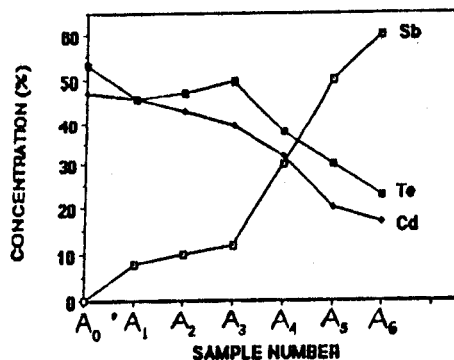


Fig. 1. Porcentajes de Cd, Te y Sb en las películas de CdSbTe medidos por espectroscopía Auger.

En la figura 2 se ilustra el patrón de rayos X para las diferentes muestras. Comparando el patrón del CdTe puro (A₀) con A₁, A₂ y A₃, se observa claramente una estructura cúbica orientada en la dirección (1 1 1). Las películas de CdTe puro presentan un patrón de difracción que corresponde a un parámetro de red $a_0 = 6.508 \text{ \AA}$, mientras que para un monocristal $a_0 = 6.481 \text{ \AA}$, indicando que la película contiene esfuerzos internos. La diferencia es de 0.40%. Las muestras policristalinas de CdSbTe presentan un parámetro de red $a_0 = 6.536 \text{ \AA}$, que es 0.85% mayor que el del CdTe monocristalino y 0.4% mayor que el de las películas de CdTe. El efecto del antimonio para A₄, A₅ y A₆ consiste en amorfizar la estructura.

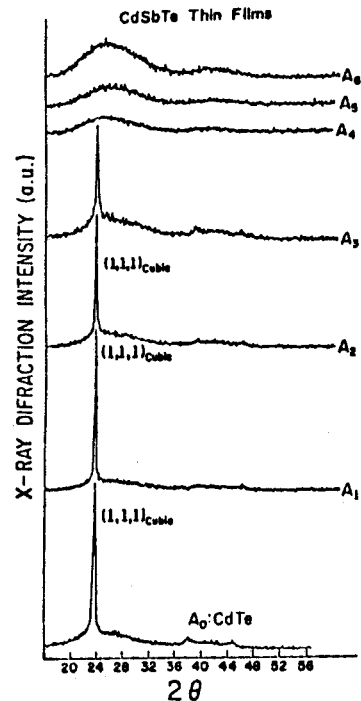


Fig. 2. Patrones de difracción de rayos X mostrando la estructura cúbica para las muestras A₀, ..., A₃; y una fase amorfa para las muestras A₄, A₅ y A₆.

En la figura 3 se ilustra el comportamiento de la resistividad en función de la concentración de antimonio. La muestra de CdTe puro es la más resistiva, $\rho = 9.78 \times 10^8 \Omega \text{ cm}$. El efecto del antimonio en A₁, A₂ y A₃ consiste en reducir en tres órdenes de magnitud la resistividad. El porcentaje de Sb que realmente actúa como impurificador activo no se ha determinado, sin embargo, es claro su efecto en la resistividad. Para A₄, ρ se incrementa respecto a A₃ en un orden de magnitud debido a la amorfización de la estructura cristalina, de conformidad con el hecho que se hace infinita para un material completamente amorfo. No obstante, a causa de la gran concentración de Sb, para A₅ y A₆ la resistividad disminuye aún más que en A₁, A₂ y A₃, hasta $\rho = 1.8 \times 10^2 \Omega \text{ cm}$ en A₆, y que puede ser originado por conducción a través de impurezas como en a-Ge y a-Si dopados con Sb (5).

Se midió la conductividad en función de la temperatura en el intervalo de 25 a 150°C, encontrándose un proceso de conducción térmicamente activado del tipo $\sigma = \sigma_0 \exp(-E_a/kT)$ para las muestras A₀, A₁, A₂ y A₃. Siendo E_a la

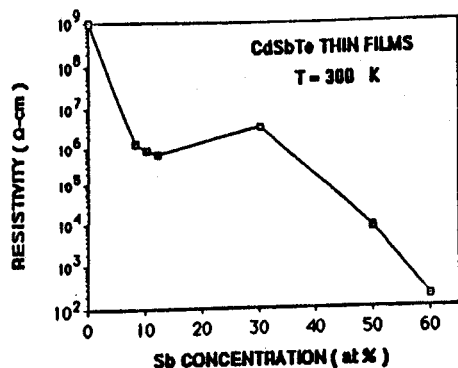


Fig. 3. Dependencia de la resistividad en función de la concentración de Sb, medida a temperatura ambiente.

energía de activación del proceso de conducción. Para las muestras A4, A5 y A6 el comportamiento fue $\sigma' = \sigma_0' \exp(\gamma/k) \exp(-E_a/kT)$ donde γ es el coeficiente de temperatura y E_a es la energía de activación de los estados extendidos (5-7). $\sigma_0' \exp(\gamma/k) \sim (10^3-10^5)$ normalmente y $\sim (10^2-10^{-1})$ para una gran densidad de estados en la brecha de energías prohibidas.

La figura 4 muestra la variación de la energía de activación del proceso de conducción en función de la concentración de antimonio. La

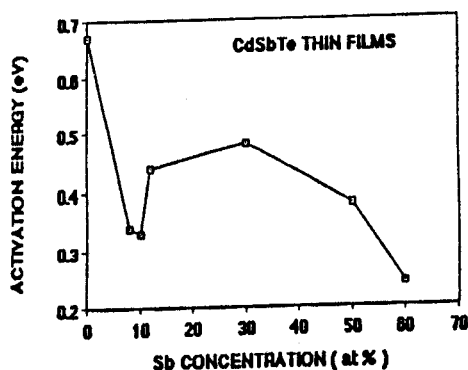


Fig. 4. Variación de la energía de activación para el proceso de conducción en función de la concentración de Sb.

muestra de CdTe presenta una $E_a = 0.67$ eV para la región de más alta temperatura (80-150°C), indicando conducción intrínseca con un ancho de banda prohibida de 1.34 eV. Para A1 y A2, $E_a = 0.34$ eV, reflejando que el Sb está efectivamente impurificando el CdTe. Para A3 E_a se incrementa a 0.44 eV, lo cual podría ser originado por mecanismos de difusión vía átomos de Sb a esa temperatura y/o a fronteras de grano con diferentes alturas de barrera con respecto a los de A1 y A2 (8,9). Para muestras amorfas, la energía de activación decrece de 0.48 eV a 0.24 eV indicando una dependencia con el contenido de Sb que introduce estados de conducción en la matriz amorfa (10-12). Encontramos valores para $\sigma_0' \exp_1(\gamma/k)$ de 4.5×10^1 , 3.0×10^2 y $7.3 \times 10^1 \Omega^{-1} \text{cm}$ para A4, A5 y A6 respectivamente.

CONCLUSIONES

Hemos presentado los resultados iniciales sobre la estructura, composición y propiedades eléctricas de películas de CdSbTe y su dependencia con la concentración de Sb en el intervalo 0-60%. Del análisis cuantitativo Auger hemos demostrado el comportamiento anfotérico del Sb al sustituir con la misma proporción al Cd y al Te en la red del CdTe. Empleando difracción de rayos X encontramos que hasta aproximadamente una concentración del 12% de Sb las películas son policristalinas, creciendo en la fase cúbica con una fuerte orientación preferencial en la dirección (111). Para concentraciones en el intervalo 12-60%, se muestra un patrón semejante al de un material amorfo, evidenciando el efecto del Sb en la amorfización de la red del CdTe.

Finalmente, medidas de resistividad eléctrica a temperatura ambiente y como función de la temperatura muestran que en todos los casos la resistividad es siempre menor que la resistividad del CdTe, por efecto de la introducción del Sb. Se determinó que la resistividad es térmicamente activada, obedeciendo un comportamiento $\sigma = \sigma_0 \exp(-E_a/kT)$ para A1, A2 y A3 y $\sigma' = \sigma_0' \exp(\gamma/k) \exp(-E_a/kT)$ para A4, A5 y A6.

REFERENCIAS

1. R.G. Goodchild, O.H. Hughes, S.A. López-Rivera and J.C. Woolley, *Can. J. Phys.* **60**, 1096 (1982).
2. A. Miller, A. MacKinnon and D. Weaire, *Solid State Physics*, **36**, 119 (1981).
3. B. Pamplin, T. Kiyosawa, and K. Masumoto, *Prog. Cryst. Growth and Charact.* **1**, 331 (1979).
4. A.L. Gentile, *Prog. Cryst. Growth and Charact.* **10**, 241 (1984).
5. Nguyen Van Dong and Tran Quoc Hai, *J. Non-Cryst. Solids* **35-36**, 351 (1980).

6. Tran Tri Nang, Masashiro Okuda, Tatsuhiko Matsushita, Shigeaki Yokuta and Akio Susuki, Jap.J.Appl.Phys. **15**,849 (1976).
7. N.F.Mott and C.A.Davis, "Electronic Processes in Non Crystalline Solids", Clarendon Press, Oxford (1971), p.339.
8. T.L.Kamins, J.Appl.Phys. **42**,4357 (1971).
9. J.Y.W.Seto, J.Appl.Phys. **46**,5247 (1975)
10. P.Nagels, M.Rotti and S.Vikhrov, J. Phys. Colloque C4, Supp. No.10, **42**,907 (1981).
11. C.Wood, L.R.Gilbert, R.Muller and C.M.Garner, J.Vac.Sci. and Technol. **10**,739 (1973).
12. N.F. Mott, Phil.Mag. **37**,127 (1978).