



Evaluación de la calidad estructural de películas delgadas de AlN con adición de oxígeno

MANUEL GARCÍA MÉNDEZ***, SANTOS MORALES RODRÍGUEZ**, JAVIER RUIZ TELLO**

Ciencia y tecnología de las películas delgadas

La tecnología de las películas delgadas es quizá una de las artes más antiguas y simultáneamente una de las ciencias más actuales. El arte de los recubrimientos data de la edad de los metales. Se tienen registros de que hace 4,000 años, aproximadamente, los egipcios practicaban el chapeado de oro. Estatuas, coronas y sarcófagos chapeados fueron forjados tan hábilmente que aún en nuestros días se conservan casi intactos. Actualmente, la tecnología de las películas delgadas está presente en la industria electrónica, opto-electrónica, magnética, en la industria petroquímica y en el campo relativamente nuevo de los sensores de gases. En los últimos diez años, con el advenimiento de la nanotecnología, los sistemas nanoestructurados en películas delgadas se han posicionado de manera importante como vector de desarrollo de nuevos componentes de ultralarga integración, que van desde prototipos en fase experimental hasta dispositivos con aplicación en diversas áreas de la cada vez más demandante sociedad tecnológica actual.

Las industrias basadas en la tecnología de películas delgadas necesitan invertir en un plazo casi inmediato para satisfacer las necesidades del mercado. Sin embargo, el progreso en este campo a mediano y largo plazo está directamente relacionado con la investigación científica a nivel básico, e involucra técnicas experimentales de caracterización y análisis, así como de modelos teóricos apoyados con poder de cómputo, que nos permitan entender el comportamiento de la materia a nivel de átomos y moléculas para la predicción de propiedades y que, en su defecto, deriven en futuras aplicaciones. Dicho de otra manera, en las películas delgadas se manifiesta el binomio *ciencia básica-aplicación tecnológica*.

Sistema de películas delgadas de AlN

La familia de semiconductores *III-V* ha sido objeto de un gran interés, debido sus potenciales aplicaciones en áreas tan diversas de la tecnología,

* Centro de Investigación en Ciencias Físico-Matemáticas (CICFIM), Facultad de Ciencias Físico-Matemáticas, UANL.
mgarcia@fcfm.uanl.mx

** Centro de Innovación, Investigación y Desarrollo en Ingeniería y Tecnología, UANL.

*** FIME de la UAC, Miniclova, Coah., México.

como fotónica, recubrimientos duros, electrodos transparentes, catálisis, por mencionar algunas.¹

Entre los compuestos que pueden surgir combinando elementos de los grupos III y V se encuentra el nitruro de aluminio (AlN). El AlN es un compuesto que cristaliza en una estructura cúbica (tipo zinc blenda) o hexagonal (tipo würtzita). Esta última fase es la más común, y posee propiedades más interesantes en términos de aplicaciones tecnológicas. El AlN hexagonal posee una alta conductividad térmica ($260 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$, tipo metálica), un ancho de banda directo ($E_g = 5.9\text{-}6.2 \text{ eV}$), alta temperatura de fusión (2400°C) y alta velocidad acústica.^{2,7}

Nanoestructurado en película delgada, el AlN encuentra aplicaciones como componente de dispositivos electrónicos y electro-ópticos. Por sus propiedades aislantes, el AlN se utiliza como electrodo (*gate*) en circuitos de ultralarga integración (ULSI, por sus siglas en inglés: *Ultra large Scale Integration*). Por sus propiedades piezoeléctricas, se utiliza en dispositivos acústicos de banda ancha de alta frecuencia (GHz).⁸ Para efectos de aplicaciones, las propiedades microestructurales (tamaño de grano, interfaz) y morfología superficial (rugosidad/homogeneidad) de la película de AlN influyen directamente en el desempeño del material como dieléctrico o piezoeléctrico.

Por otra parte, la presencia de átomos de oxígeno dentro de la red de AlN puede inducir en la película modificaciones importantes en su conductividad eléctrica y térmica, en sus propiedades ópticas y sus características piezoeléctricas.^{9,10} La introducción de átomos de oxígeno en la red modifica las propiedades del material, situándolas entre las del AlN y las del óxido de aluminio (Al_2O_3).^{9,11} Si se combinan las ventajas de ambos compuestos (AlN y Al_2O_3), las películas delgadas de oxinitruro de silicio (AlNO) se utilizan como recubrimientos anticorrosivos, recubrimientos ópticos o componentes en microelectrónica, entre otras aplicaciones.^{12,13}

Existen diversas técnicas experimentales para el depósito (condiciones iniciales) y crecimiento

(formación del material) de AlN y AlNO en película delgada, entre las cuales se encuentran el depósito por vapor químico (CVD, por sus siglas en inglés: *Chemical Vapor Deposition*),¹⁴⁻¹⁶ epitaxia de haces moleculares (MBE, por sus siglas en inglés: *Molecular Beam Epitaxy*),^{17,18} depósito asistido por gas de iones (*ion beam assisted deposition*)^{19,20} y la erosión iónica reactiva por magnetron (*reactive magnetron sputtering*). Entre todas ellas, la erosión iónica reactiva es una técnica con la que se obtiene un crecimiento policristalino y altamente direccional de películas de AlN, en condiciones de baja temperatura (de temperatura ambiente a $\leq 200^\circ\text{C}$) y sobre áreas extensas de sustrato (magnitud de cm^2), con propiedades similares a las que se pueden obtener si se emplearan CVD (técnica que requiere altas temperaturas y, en algunos casos, empleo de gases tóxicos o inflamables) y MBE (técnica muy precisa, pero muy costosa y no escalable a nivel industrial).²¹⁻²⁴ Además, el empleo de altas temperaturas, en un sustrato durante el depósito, es completamente incompatible para la incorporación de películas delgadas de AlN como componentes de dispositivos electrónicos.

En un proceso de erosión iónica reactiva, las moléculas de un gas reactivo se combinan con los átomos erosionados ("expulsados") de un blanco metálico, y así se forma un compuesto en película delgada sobre un sustrato. Con erosión iónica reactiva se preparan películas metálicas y cerámicas con un alto grado de homogeneidad a temperaturas bajas de sustrato. Las condiciones de depósito como temperatura del sustrato, presión de trabajo, flujo de gases, ángulo de incidencia de los iones y voltaje de descarga son parámetros experimentales con una influencia directa en las propiedades finales que presenten las películas.²⁵

Al ser las películas delgadas de AlN y AlNO objeto de un considerable interés en función de las múltiples aplicaciones que poseen, en este trabajo se presentan resultados experimentales derivados del análisis de las propiedades estructurales y eléctricas que se obtuvieron de películas delgadas de nitruro de aluminio, tanto "puras" (AlN)

como "oxidadas" (AlNO), en el que a estas últimas se les agregó oxígeno durante su proceso de depósito. Las películas se crecieron con la técnica de erosión iónica reactiva. De los resultados se propone una explicación acerca de la influencia del oxígeno en el modo de crecimiento del depósito en términos de nanoestructura y homogeneidad.

Las propiedades cristalinas se estudiaron con mediciones de difracción de rayos X. La calidad del depósito (homogeneidad en espesor) se evaluó con espectroscopia UV-Visible.

Experimental

Síntesis de las películas

El equipo experimental para el depósito y crecimiento de películas delgadas se ubica en las instalaciones del Laboratorio de Nanociencias y Nanotecnología de la FCFM de la UANL, y está conformado por una cámara de pírex conectada a un sistema de alto vacío. El alto vacío, que se produce con un sistema de bomba mecánica y turbomolecular, alcanza valores de $\approx 1 \times 10^{-6}$ Torr.

Dentro de la cámara, la distancia entre el magnetrón (en el que se coloca el blanco) y portasustratos se mantiene fija en 5 cm. El portasustratos lleva integrado un calefactor (hasta 600°C) conectado a un medidor de temperatura. Justo arriba del magnetrón, está posicionado un obturador manual que puede impedir o permitir a voluntad del operador la llegada de partículas al sustrato. El magnetrón, conectado a una fuente externa que suministra el voltaje (volts), provee mediciones de la corriente sobre el blanco (amperes) y la potencia (watts).

Por medio de una válvula se inyectan los gases dentro de la cámara (gases de alta pureza de Ar, N₂ y O₂, 99.999%). El flujo de cada gas se controla con rotámetros individuales. En la figura 1 se incluye un diagrama esquemático de la cámara de vacío.

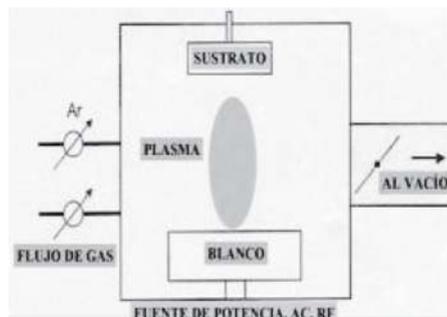


Fig. 1. Diagrama esquemático de un sistema de depósito de películas delgadas por erosión iónica reactiva.

Un disco de aluminio (1" de diámetro, 1/8" de espesor, 99.99 % de pureza) se utilizó como blanco. Las películas se depositaron en sustratos portaobjetos de vidrio sometidos previamente a limpieza ultrasónica en un baño de acetona. Previo al depósito se efectúa vacío a una presión base de $\approx 10^{-6}$ Torr con el calefactor activado a 100°C, para efectos de limpieza de la cámara (degasificar). Posteriormente se introduce el gas argón y se aplica el voltaje de descarga para generar el plasma (Ar⁺) durante 20 min a una presión de trabajo de ≈ 10 mTorr (20 sccm de flujo) para limpieza del blanco. Toda esta parte del proceso se realizó con el obturador colocado entre blanco-sustrato. Al término del procedimiento de limpieza cámara-blanco se inicia el proceso de depósito. Para el crecimiento de películas de AlN se introduce en la cámara una mezcla de Ar y N₂ como gases reactivos. Para el crecimiento de películas de AlNO se introduce una mezcla de Ar y N₂ y O₂. Las muestras se depositaron utilizando flujos de 20 sccm para Ar, 1 sccm para N₂ y 1 sccm para O₂. La temperatura se aplicó durante el proceso de depósito.

Se crecieron dos películas de AlN (15 min de tiempo de depósito, etiquetadas como M1 y M2) y dos de AlN oxidado (10 min de tiempo de depósito, etiquetadas como M3 y M4).

Caracterización de las películas

Las propiedades estructurales de las películas se analizaron con un equipo de difracción de rayos X Philips X'Pert de ánodo de cobre, radiación

$K\alpha$, $\lambda=1.54 \text{ \AA}$. Se tomaron mediciones de alta resolución $\theta/2\theta$ (geometría Bragg-Brentano), con un tamaño de paso de 0.005° . La homogeneidad y espesor óptico de las películas se evaluó por medio de curvas de transmitancia obtenidas con un espectrómetro UV-Visible marca Perkin Elmer 350.

Resultados y discusión

En la tabla I se incluyen las condiciones experimentales de depósito para obtener las películas delgadas de AlN y AlNO. En la última columna (derecha) se incluye también el espesor óptico calculado. En la figura 2 se despliegan los difractogramas, mientras que en la tabla II se incluyen los parámetros de red "a", "c" y el diámetro estimado de tamaño de grano "L", en unidades de Angstroms (donde $1 \text{ \AA}=1 \times 10^{-10} \text{ m}$).

Tabla I. Condiciones experimentales utilizadas para el depósito de las películas delgadas de AlN y AlNO.

	Película-C@tiempo	V (Volts)	P (Watts)	Espesor (nm)
M1	AlN-TA@15 min	360	120	980
M2	AlN-100°C@15 min	360	130	970
M3	AlNO-TA@10 min	360	190	820
M4	AlNO-120°C@10 min	360	185	940

Los análisis de rayos X confirmaron que las películas cristalizaron en una estructura tipo würtzita. Con esta información, los difractogramas se procesaron con un programa de software para obtener los parámetros de red "a" y "c", correspondientes a cada muestra, partiendo de la base de datos JCPDS (archivo pdf # 00-025-1133, $c=4.97 \text{ \AA}$, $a=3.11 \text{ \AA}$).²⁶

Utilizando la fórmula de Bragg:

$$2d_{hkl} \sin\theta = n\lambda,$$

y la fórmula para la distancia entre planos (para una red hexagonal):

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2}$$

donde λ es la longitud de onda de los rayos X; θ es el ángulo en el cual se difractan los rayos; n es el orden de la difracción, y d_{hkl} es la distancia entre cada grupo de planos atómicos con índices (hkl). Se introducen al programa los planos (hkl), con su respectivo ángulo θ , extraídos directamente de cada difractograma. Con estos datos se procede a calcular los parámetros de red "a" y "c", utilizando un análisis de correlación múltiple de optimización por mínimos cuadrados.

Para el estimado del tamaño de grano "L" se utiliza la fórmula de Debye-Scherrer:²⁷

$$L = \frac{K\lambda}{B \cos\theta_b}$$

donde L es el tamaño del cristal (el lado de un cubo o el diámetro equivalente), K es una constante adimensional que varía de 0.89 a 1.39, y depende de la geometría del objeto dispersor ($K=0.94$ para un cristal cúbico tridimensional, $K=1.33$ para un objeto perfectamente esférico),²⁷ B es el ancho a la mitad de la altura (FWHM) de la reflexión más intensa (en radianes), y θ_b es el ángulo a esa reflexión máxima. En nuestro caso se utilizó la reflexión (002) para el cálculo de tamaño de grano, con $K=0.94$.

Tabla II. Valores calculados de los parámetros de red "a" y "c", así como el tamaño de grano "L" para cada muestra (angstroms).

	a	c	c/a	L
M1	3.11	4.99	1.60	21
M2	3.11	4.98	1.60	23
M3	3.13	5.0	1.59	21
M4	3.14	5.0	1.59	20

En la figura 2 se observa que los difractogramas son característicos de AlN en su fase hexagonal. El predominio de la intensidad del plano (002) en $2\theta \approx 35.9^\circ$ indica un crecimiento preferencial en la dirección "c" perpendicular al sustrato. La intensidad del plano (002) es mayor en la M2 que en la M1, que se produce por el efecto de aplicar temperatura.

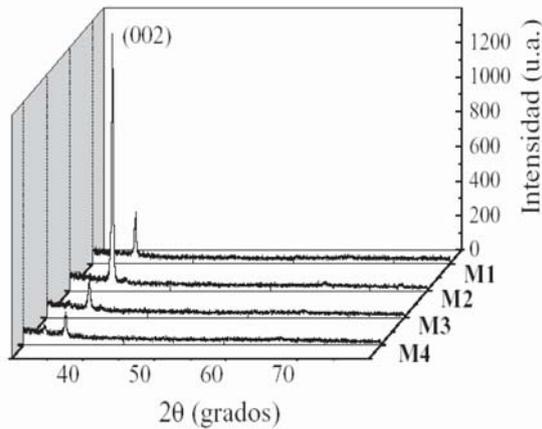


Fig. 2. Patrones de difracción de las películas delgadas depositadas por erosión iónica reactiva. Las muestras cristalizaron en una estructura hexagonal tipo wüurzita. El predominio de la intensidad del plano (002) en $2\theta \approx 35.9^\circ$ indica un crecimiento preferencial en la dirección "c", perpendicular al sustrato.

En las M3 y M4 su intensidad del plano (002) y tamaño de grano son similares, por lo que la temperatura aplicada no produjo un incremento significativo en la calidad cristalina de la M4. Generalmente, un incremento en temperatura le proporciona a los átomos una movilidad extra y así llegan a una posición termodinámicamente más baja en energía para la ocupación de sitios preferenciales en la red. De esta manera, la cristalinidad de la película y tamaño de grano se incrementan. Para el caso de la M3 y M4, el oxígeno extra demeritó su óptimo crecimiento cristalino al inducirse defectos en la película durante el proceso de depósito. En este caso, el oxígeno reacciona con el aluminio para formar óxido de aluminio (Al_2O_3).

Termodinámicamente, es más probable formar Al_2O_3 en una reacción en fase gaseosa, partiendo de $Al+(3/2)O_2$, que de AlN partiendo de $Al+(1/2)N$, porque en este caso $\Delta G(Al_2O_3) = -1480$ KJ/mol, mientras que $\Delta G(AlN) = -253$ KJ/mol.²⁸ Por lo tanto, la presencia de Al_2O_3 en las muestras no debe descartarse, aun cuando puedan estar presentes en dominios de tamaño pequeño, no fácilmente detectables por la técnica de difracción de rayos X.

Durante el depósito de las películas de AlN , el oxígeno extra añadido en el proceso también contribuye a oxidar la superficie del blanco. La capa de óxido forma una barrera electrostática que afecta el proceso de expulsión de átomos del blanco al disminuir su energía cinética al incidir en el sustrato: al ser menor la energía cinética de las especies que reaccionan en el sustrato, la cristalinidad del depósito resultante será menor.

Para películas delgadas de AlN depositadas por erosión iónica reactiva, el oxígeno puede introducirse en la red del AlN a través de un mecanismo que involucra un proceso de creación de vacancias.^{8,10,28} En este proceso, el oxígeno sustituye al nitrógeno en el enlace AlN más débil, que está alineado en la dirección "c",²⁸ en que el ingreso del oxígeno está controlado por difusión.^{8,10} Por otra parte, el radio iónico del oxígeno ($r_O = 0.140$ nm) es casi diez veces mayor que el del nitrógeno ($r_N = 0.01-0.02$ nm).²⁹ De esta manera, el oxígeno produce una expansión en la red del AlN , creándose defectos puntuales. A mayor contenido de oxígeno, la densidad de defectos puntuales se incrementa, por lo que el apilamiento hexagonal en la dirección "c" de la película se degrada.¹⁰ De la bibliografía, se reporta que los átomos de Al y O se enlazan en arreglos atómicos octahedrales que conforman defectos planares, usualmente ubicados en los planos $\{001\}$.^{8,10}

En el proceso de depósito de nuestro conjunto de muestras, el oxígeno compite con el nitrógeno para formar cada uno su respectivo compuesto. Por lo tanto, las películas están formadas por una fase principal de AlN , con dominios de Al_2O_3 . La presencia de dominios de óxido induce en la película defectos de apilamiento en la dirección "c". En la M4, la temperatura aplicada pudo favorecer aún más el ingreso por difusión del oxígeno en la red.

La evaluación de la calidad de las películas (homogeneidad del depósito) se llevó a cabo con espectroscopía UV-Visible, a partir de las curvas de transmitancia obtenidas para cada muestra, y que se incluyen en la figura 3.

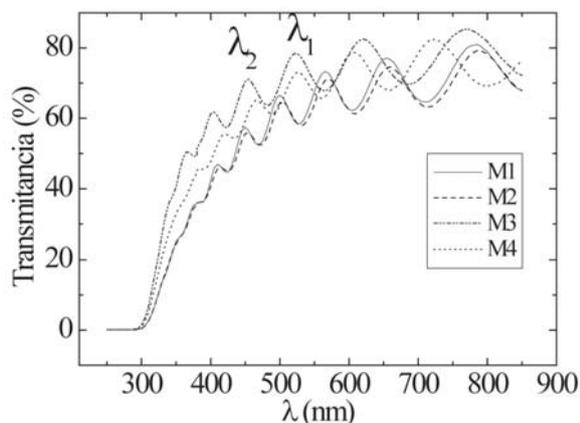


Fig. 3. Curva de transmitancia obtenida por espectroscopía UV-Visible.

De la figura, se observa que todas las curvas presentan oscilaciones. Estas oscilaciones surgen por un efecto de interferencia (reflexiones múltiples) entre la superficie externa de la película y de la interfaz película/sustrato. El número de oscilaciones depende de la diferencia del camino óptico y el espesor. La envolvente de las oscilaciones está relacionada con el índice de refracción.³⁰ De las películas, el hecho de que la transmitancia no llegue a 100% indica que hay una absorción por parte del sustrato. A medida que la absorción aumenta (yendo hacia longitudes de onda más pequeñas) la transmitancia se reduce drásticamente a cero. Si el espesor de la película no es uniforme, los efectos de interferencia no se manifiestan y la curva sería continua. De esta manera, la presencia de oscilaciones es un indicativo de la alta calidad de las películas.³

Las oscilaciones que aparecen por el efecto de interferencia también son útiles para calcular el espesor óptico de la película con la fórmula:

$$d = \frac{1}{2n \left(\frac{1}{\lambda_2} - \frac{1}{\lambda_1} \right)}$$

donde λ_2 y λ_1 son los valores en longitud de onda entre dos mínimos (o máximos) adyacentes en el espectro de transmitancia, y n es el índice de re-

fracción. El número de oscilaciones depende del espesor de la muestra.

En el modelo utilizado para obtener esta fórmula se asume que el sustrato es muy grueso y que la transmitancia es total (sustrato completamente transparente). Detalles de la obtención de la fórmula y su utilización se encuentran en las referencias.^{30,32} El índice de refracción se obtuvo de mediciones elipsométricas efectuadas para una muestra de AlN, y otra de AlN oxidado. Detalles de esta medición se encuentran en las referencias 33 y 34, de nuestra autoría. Por cuestión de accesibilidad, sugerimos sobre todo consultar la referencia 34.

De los análisis realizados, se pudo constatar que el espesor de todas las muestras es uniforme, independientemente de sus propiedades cristalinas.

Conclusiones

Se depositaron películas delgadas de AlN y AlN oxidado por la técnica de erosión iónica reactiva. Con las técnicas de difracción de rayos X y espectroscopía UV-Visible, se analizó el efecto que tiene la adición de oxígeno en las propiedades estructurales de las películas.

Todas las películas cristalizaron en una estructura tipo hexagonal, con crecimiento preferencial en la dirección [001]. La adición de oxígeno genera defectos de apilamiento que tienden a deteriorar la calidad cristalina, produciéndose películas amorfas.

Las películas obtenidas presentan una alta homogeneidad, tanto en las muestras de AlN como en las de AlN oxidado. La influencia del oxígeno en el grado de cristalinidad de la muestra no afecta la homogeneidad en espesor del depósito.

Resumen

En este trabajo se reporta el crecimiento de películas delgadas de nitruro de aluminio (AlN) y nitruro de aluminio oxidado (AlNO) con la técnica de erosión iónica reactiva. Los análisis de difracción de rayos X mostraron que las películas

cristalizaron en una estructura hexagonal tipo wüurzita y crecimiento tipo policristalino preferencial en la dirección 001, perpendicular al sustrato. Por medio de mediciones de transmitancia obtenidas por espectroscopia UV-Visible, se evaluó la calidad de los depósitos. Las oscilaciones que presentan las curvas de transmitancia indican una alta calidad del depósito. Para las muestras de AlNO se encontró que el oxígeno añadido durante el proceso de depósito induce defectos en las películas, volviéndolas amorfas.

Palabras clave: Erosión iónica reactiva, Películas delgadas de AlN, Difracción de rayos X.

Abstract

In the present work, a set of aluminium nitride (AlN) and oxidized AlN (AlNO) thin films were grown with the technique of direct current reactive magnetron sputtering. Thin films crystallized under a wüurzite structure and presented a polycrystalline preferential growth along 001 direction. The quality of films was evaluated through transmission curves obtained from UV-Visible spectroscopy measurements. The oscillations detected in the transmission curves showed that films possess a high quality. It was found that oxygen induces defects, becoming the AlNO films amorphous.

Keywords: Reactive magnetron sputtering, AlN thin films, X-ray diffraction.

Agradecimientos

Este proyecto fue parcialmente financiado por PAICyT /UANL (proyecto clave CE001-09) y PROMEP (clave UACOA-EXB-093). Los autores agradecen al Dr. Miguel Ávalos Borja, del CNyN-UNAM Ensenada, las facilidades otorgadas para el uso del equipo de rayos X, y a Eloísa Aparicio, por su asistencia técnica durante las mediciones.

Referencias

1. H. Morkoç Handbook of Nitride Semiconductors and Devices, Vol. 1: Materials Properties, Physics and Growth, Weinheim Wiley-VCH. 2008.
2. J. Chaudhuri J, L. Nyakiti, R.G. Lee, Z. Gu, J.H. Edgar, J.W. Wen Materials Characterization 58 (2006): 672-679.
3. J. Olivares, S. González-Castilla, M. Clement, A. Sanz-Hervás, L. Vergara, J. Sangrador, E. Iborra Diamond & Related Materials 16 (2007): 1421-1424.
4. J.P. Kar, G. Bose, S. Tuli Vacuum 81 (2006): 494-498.
5. K.H. Chiu, J.H. Chen, H.R. Chen, R.S. Huang Thin Solid Films 515 (2007): 4819-4825.
6. K. Jang, K. Lee, J. Kim, S. Hwang, J. Lee, S.K. Dhungel, S. Jung, J. Yi Mat Sci Semicon Proc 9 (2006): 1137-1141.
7. G.M. Prinz, A. Ladenburger, M. Feneberg, M. Schirra, S.B. Thapa, M. Bickermann, B.M. Epelbaum, F. Scholz, K. Thonke, R. Sauer Superlattices & Microstructures 40 (2006): 513-518.
8. F. Jose, R. Ramaseshan, S. Dash, A.K. Tyagi, B. Raj Journal of Physics D: Applied Physics 43 (2010): 075304-10.
9. K. Jang, S. Jung, J. Lee, K. Lee, J. Kim, H. Son, J. Yi Thin Solid Films 82 (2008): 444-446
10. V. Brien, P. Pigeat Journal of Crystal Growth 310 (2008): 3890-3895.
11. N.J. Ianno, H. Enshashy, R.O. Dillon Surface and Coatings Technology 155 (2002): 130-135
12. W. Xiao, X. Jiang X Journal of Crystal Growth 264 (2004): 165-171.
13. Erlat A G, Henry B M, Ingram J J, Mountain D B, McGuigan A, Howson R P, Grovenor C R M, Briggs G A D and Tsukahara T 2001 Thin Solid Films 388 78-86.
14. A. Sato, K. Azumada, T. Atsumori, K. Hara K Journal of Crystal Growth 298 (2007): 379-382.

15. H. Uchida, M. Yamashita, S. Hanaki, T. Fujimoto Vacuum 80 (2006): 1356-1361.
16. N. Takahashi, Y. Matsumoto, T. Nakamura Journal of Physical and Chemistry of Solids 67 (2006): 665-668.
17. S. Iwata, Y. Nanjo, T. Okuno, S. Kurai, T. Taguchi Journal of Crystal Growth, 301-302 (2007): 461-464.
18. P.D. Brown, M. Fay, N. Bock, M. Marlafeka, T.S. Cheng, S.V. Novikov, C.S. Davis, R.P. Campion, C.T. Foxon Journal of Crystal Growth 234 (2002): 384-390.
19. T. Matsumoto, M. Kiuchi Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 242 (2006): 424-426.
20. K. Lal, A.K. Meikap, S.K. Chattopadhyay, S.K. Chatterjee, P. Ghosh, M. Ghosh, K. Baba, R. Hatada Thin Solid Films 434 (2003): 264-270.
21. Y.Z. You, D. Kim D Thin Solid Films 515 (2007): 2860-2863.
22. J.R. Creighton, G.T. Wang, M.E. Coltrin Journal of Crystal Growth 298 (2007): 2-7.
23. Q.X. Guo, T. Tanaka, M. Nishio, H. Ogawa Vacuum 80 (2006): 716-718.
24. B.H. Hwang, Ch. S. Chen, H.Y. Lu, T. Ch. Hsu Materials Science and Engineering A 325 (2002): 380-388.
25. M. Ohring Materials Science of Thin Films: Deposition and Structure London Academic Press Chapter 4 page 181. 2002.
26. Powder Diffraction File, JCPDS International Centre for Diffraction Data, PA, 1998 (www.icdd.com).
27. A.L. Patterson Physical Review B 56 (1939): 978-982.
28. V. Brien V, P. Pigeat Journal of Crystal Growth 299 (2007): 189-194.
29. W.D. Callister Jr "Materials Science & Engineering: an introduction". 6th edition, Wiley & Sons. 2006.
30. R. Swanepoel, Journal of Physics E: Scientific Instruments 16 (1983):1214-1222.
31. Q.X. Guo, T. Tanaka, M. Nishio, H. Ogawa Vacuum 80 (2006): 716-718.
32. F. Zong, H. Ma, W. Du, J. Ma, X. Zhang, H. Xiao, F. Ji, Ch. Xue Applied Surface Science 252 (2006): 7983-7986.
33. M. García-Méndez, S. Morales-Rodríguez, D.H. Galván, R. Machorro International Journal of Modern Physics B 23 (2009):2233-2251.
34. M. García-Méndez, S. Morales-Rodríguez, R. Machorro, D.H. Galván Ciencia UANL 12-1 (2009): 35-41.

Recibido: 20 de agosto de 2010

Aceptado: 28 de noviembre de 2010