

## CARACTERIZACIÓN DE CAPAS DE GaAs/Si CECIDAS POR EL MÉTODO CONFORME

A.M. Ardila<sup>1</sup>, O. Martínez<sup>2</sup>, J. Jiménez<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Grupo de Física Aplicada, Depto. de Física, Universidad Nacional, Sede Bogotá*

<sup>2</sup> *Física de la Materia Condensada, Facultad de Ciencias, Universidad de Valladolid, Valladolid, 47011, España*

(Recibido 20 de Sep.2005; Aceptado 23 de Enr.2006; Publicado 28 de Abr. 2006)

### RESUMEN

El crecimiento conforme de capas de GaAs consiste en un crecimiento epitaxial lateral confinado del material III-V sobre un sustrato de silicio, usando semillas orientadas de GaAs. El crecimiento vertical es controlado por una máscara dieléctrica que sobresale sobre una cavidad obtenida por ataque químico. Los estudios ópticos de las estructuras de GaAs así obtenidas, fueron realizados por espectroscopia micro-Raman ( $\mu$ R) y cathodoluminiscencia (CL). Estas técnicas revelaron variaciones locales de la intensidad de la luminiscencia en forma de rayas paralelas y perpendiculares a la semilla de GaAs. El análisis morfológico complementario fue realizado usando interferometría óptica en el modo de contraste de fase. Se sugiere que inhomogeneidades locales de la tensión pueden desempeñar un papel importante en la formación de estados de mitad de banda, responsables de las variaciones locales de la intensidad de la luminiscencia. El autodopado también fue revelado por los espectros de CL y del  $\mu$ -R.

**Palabras Clave:** Crecimiento conforme, GaAs, micro-Raman, cathodoluminiscencia.

### ABSTRACT

Conformal growth of GaAs consists of a confined lateral selective epitaxy of the III-V material on a silicon substrate from GaAs oriented seeds, the vertical growth being stopped by an overhanging dielectric mask. Optical studies of the GaAs conformal structures were carried out by micro-Raman ( $\mu$ -R) spectroscopy and cathodoluminescence (CL). CL revealed local variations of the luminescence intensity in the form of stripes both parallel and perpendicular to the GaAs seed. Complementary morphological analysis was performed using optical interferometry in the phase stepping microscopy mode. It is suggested that local tensile stress inhomogeneities may play an important role in the formation of mid-gap states responsible for the local variations of the luminescence intensity. Autodoping was also revealed by CL and  $\mu$ -R spectra.

**Keywords:** Conformal growth, GaAs, micro-Raman, cathodoluminescence.

### 1. Introducción

Hay un interés grande en el crecimiento de las capas de GaAs de alta calidad sobre sustratos de silicio para integrar el alto rendimiento del GaAs con la avanzada tecnología de integración que tiene el silicio. Sin embargo, la obtención de capas epitaxiales libres de defectos está asociada a algunos problemas, debidos a la diferencia grande que presentan los parámetros de red del silicio y GaAs (4%) y la diferencia en los coeficientes de la expansión térmica (55%), así como la dificultad de crecer un semiconductor polar sobre uno no polar. Los

defectos cristalinos, concentrados sobre todo en la parte interna de las capas cerca de la interfaz GaAs/Si, puede alcanzar concentraciones de hasta  $10^8 \text{ cm}^{-2}$  [1]. Así pues, la densidad de defectos tiene que ser reducida en varios órdenes de magnitud ( $< 10^5 \text{ cm}^{-2}$ ) para que este sistema pueda ser usado en dispositivos comerciales.

A continuación se presenta un análisis de las características ópticas de capas conforme de GaAs. Los resultados presentados demuestran una reducción fuerte de los defectos.

## 2. Procedimiento experimental

Las muestras fueron preparadas por un procedimiento propuesto por Pribat et al. [2], sobre sustratos de silicio desorientados  $2^\circ$  del plano (001). El método consiste en un crecimiento epitaxial lateral confinado entre la superficie del sustrato y una capa superior dieléctrica que bloquea el crecimiento vertical y la propagación de defectos desde la semilla que se orienta lateralmente. Este método de crecimiento fue llamado conforme y las capas crecidas, capas conforme. La figura 1 muestra un esquema del proceso de producción de las capas por el método conforme. La tasa de crecimiento lateral fue  $8 \mu\text{m/h}$  a  $730^\circ\text{C}$ .

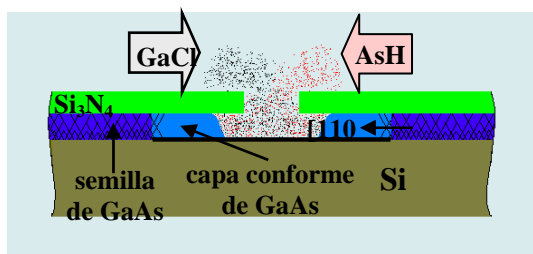


Figura No.1. Principio esquemático del crecimiento conforme.

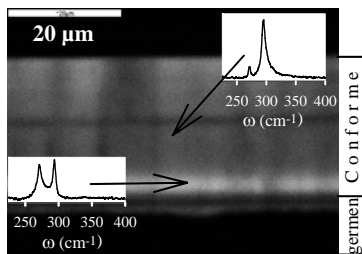
Los espectros micro-Raman ( $\mu\text{-R}$ ) fueron obtenidos con un espectrómetro Raman Dilor que usa un laser de  $\text{Ar}^+$  ( $\lambda = 514.5 \text{ nm}$ ) en geometría de retrodispersión. La catodoluminiscencia (CL) se realizó en un sistema Oxford mono-CL2. Las medidas fueron realizadas a temperatura ambiente y de nitrógeno líquido.

## 3. Resultados y Discusión

Los espectros Raman obtenidos en las capas exhiben varios comportamientos. Entre estos espectros, se distinguen los que cumplen las reglas de selección de simetría, es decir un fonón LO intenso y un modo TO débil, como se ve en la figura 2 (espectro superior derecho), y aquellos para los cuales las reglas de selección se violan localmente (espectro inferior izquierdo). La presencia de dopantes en concentraciones altas ( $\geq 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) conduce a la observación de un modo fuerte LOPC en la misma frecuencia del modo TO [3]. Aunque estas capas no fueron dopadas intencionalmente, se comprobó que la banda brillante cerca de la semilla corresponde a una región dopada según lo deducido de la naturaleza del modo LOPC observado. El hecho que el dopado afecta solamente esta banda estrecha cerca de la semilla sugiere la presencia de autodopado probablemente producida por la difusión de silicio, posible en esa región por la presencia de dislocaciones en la interfaz germen/capa conforme.

La frecuencia del fonón LO en la capa conforme es menor con respecto a la semilla, lo cual significa que toda la capa conforme está bajo mayor tensión extensible biaxial que la semi-

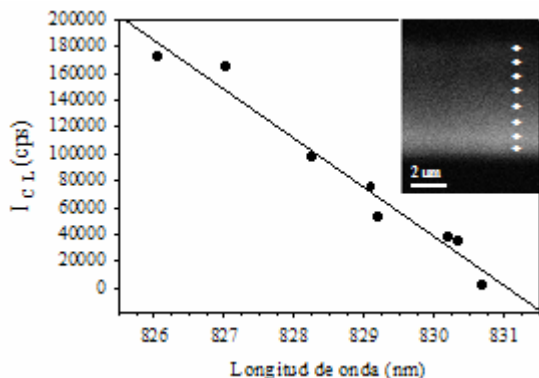
lla. Esto se explica si se considera que la capa semilla presenta una alta densidad de defectos cristalinos, que absorben parcialmente la tensión, mientras que la capa conforme acomoda el desajuste reticular. El cambio de la frecuencia del fonón LO, inducido por la tensión, es  $0.391 \text{ cm}^{-1} / \text{kbar}$  [4]. También, se encontró que las regiones con luminiscencia atenuada están bajo tensión extensible biaxial mayor que las regiones brillantes de las capas. Los espectros locales de CL revelaron una correlación entre la longitud de onda máxima y la intensidad de la luminiscencia. La longitud de onda máxima se desplaza al azul en las regiones de mayor intensidad de luminiscencia, como se muestra en la figura 3, demostrando una dependencia lineal entre la tensión (relacionada con  $\lambda_{\text{máximo}}$ ), y la intensidad de luminiscencia.



**Figura No.2.** Imagen de CL y espectros de Raman obtenidos a lo largo de la dirección del crecimiento de la capa conforme. Se observa un modo LOPC en la región brillante de CL, cerca de la semilla.

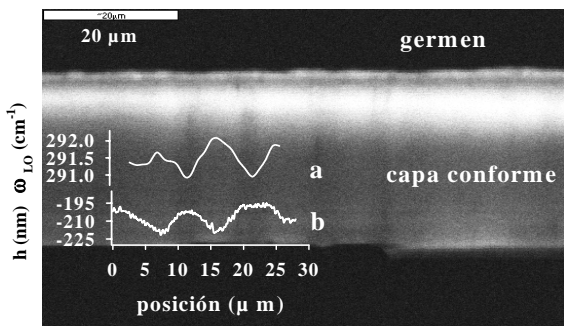
Los resultados obtenidos sugieren que la tensión podría favorecer la formación de defectos nativos debido a la migración de Ga o As bajo el campo de tensión. Los principales centros profundos de recombinación no radiativa en el GaAs se relacionan con antisitios de arsénico,  $\text{As}_{\text{Ga}}$ . Si es así, se puede asumir que la difusión As ocurre hacia las regiones bajo tensión extensible lo que daría lugar a exceso de As, formando defectos del tipo  $\text{As}_{\text{Ga}}$ . Un mecanismo similar fue invocado por Saravanan et al. [5] para explicar el aumento de la intensidad de la luminiscencia en capas de GaAs/Si dopadas con In. Este comportamiento sugiere que la formación de los centros de recombinación no radiativa es causada por la distribución no homogénea de la tensión, con centros no radiativos concentrados sobre todo en las regiones bajo mayor tensión. Es importante precisar que el cociente de las intensidades  $I_{\text{TO}}/I_{\text{LO}}$  es casi constante a través de la capa, lo que demuestra la presencia de morfología regular en la capa.

Finalmente, las capas se atacaron bajo luz para revelar la naturaleza de la distribución de la luminiscencia y detectar la presencia de defectos cristalinos. La morfología revelada se observó por interferometría óptica en el modo de contraste de fase (PSM, por sus siglas en inglés). La topografía muestra un arreglo cuasi-periódico de elevaciones y valles que concuerdan con la distribución cuasi-periódica de la intensidad de la luminiscencia. Las elevaciones corresponden a una menor tasa de ataque (véase el perfil (b) en la figura 4). La misma región fue explorada espectroscopia Raman y CL, cuyos resultados se muestran en la figura 4, donde sobre la imagen de CL aparecen el desplazamiento del fonón LO y el perfil. Se comprueba que los valles corresponden a regiones brillantes de CL y la tensión es mayor en las elevaciones y relajada parcialmente en los valles (ver fonón LO). El hecho que el ataque esté anticorrelacionado con la intensidad de luminiscencia apoya la existencia de estados de mitad de banda en las regiones oscuras, que están bajo tensión extensible biaxial.



**Figura No.3.** Imagen de CL e intensidad  $I_{CL}$  contra  $\lambda_{\text{máximo}}$ .

En resumen, imágenes de CL de capas de GaAs crecidas sobre silicio por el método conforme demuestran una alta intensidad de luminiscencia, debido a una reducción drástica de defectos en dichas capas. El análisis por espectroscopia  $\mu$ -R, espectros de CL y ataque químico, revelará que la presencia de una modulación de la intensidad de luminiscencia puede deberse a la formación de estados de mitad de banda en las regiones bajo tensión interna mayor, que corresponden a zonas oscuras en las imágenes de CL. Se observó que hay autodopado cerca del germen, favorecido probablemente por las dislocaciones que hay en la interfaz germen/capa conforme.



**Figura No.4.** (a) Desplazamiento del fonón LO y (b) perfil. Al fondo, imagen de CL de la capa atacada.

### Referencias

- [1] N. Otsuka, C. Choi, L.A. Kolodziejski, R.L. Gunshor, R. Fischer, C.K. Peng, H. Morkoc, Y. Nakamura, S. Nagakura, J. Vac. Sci. Technol. B4 (1986) 896.
- [2] D. Pribat, B. Gerard, M. Dupuy, P. Legagneux, Appl. Phys. Lett. 60 (1992) 2144.
- [3] H. Pollak, in: J.G. Grasselli, B.J. Bulkin (Eds.), Chemical Analysis Series Vol.114, John Wiley & Sons, 1991 (chapter 6).
- [4] M. Holtz, M. Seon, O. Brafman, R. Manor, D. Fekete, Phys. Rev. B 54 (1996) 8714.
- [5] S. Saravanan, M. Adachi, N. Satoh, T. Soga, T. Jimbo, M. Umeno, Mater. Sci. Eng. B 68 (2000) 166.