

Caracterización de heteroestructuras de AlGaAs con capas submicrónicas (10^{-1} - 10^{-2} μm) obtenidas por epitaxia desde fase líquida

E. Purón, J. García y A. Serra, Instituto de Materiales y Reactivos para la Electrónica, Universidad de La Habana

RESUMEN

En el trabajo se presentan los métodos para conocer el contenido de aluminio y los espesores de capa de una estructura multicapa sobre la base de AlGaAs/GaAs con zona activa submicrónica (10^{-1} - 10^{-2} μm). Se utilizaron las técnicas de microscopía electrónica de barrido (SEM) y la espectroscopía de doble cristal (DC) para el análisis de dicha estructura, esta última para obtener el contenido de aluminio.

ABSTRACT

Methods for characterizing Al content and layers thickness of a multilayer device with submicronic active layer in AlGaAs/GaAs are presented. Scanning Electron Microscope (SEM) and Double Crystal (DC) techniques were used for the characterization of the samples. The Al content was determined by Double-Crystal techniques.

Las características de una serie de dispositivos semiconductores han mejorado notablemente debido a la obtención de heteroestructuras con capas epitaxiales submicrónicas. Así por ejemplo, se han obtenido por epitaxia de haces moleculares (MBE) y por epitaxia desde fase gaseosa utilizando

compuestos organometálicos (MOCVD) capas con gran reproducibilidad de heteroestructuras de AlGaAs con espesores menores de 10^{-1} μm [1,2]. Heteroestructuras en el sistema GaInAsP con espesores entre 10^{-1} - 10^{-2} μm obtenidas por epitaxia desde fase líquida (LPE) han sido reportadas en [3,4].

Para crecer con precisión la heteroestructura de AlGaAs para obtener láser de confinamiento separado con espesor de capa activa entre 10^{-1} - 10^{-2} μm se utilizó el método en el cual el fundido permanece sobre el sustrato durante el crecimiento de la multicapa y la composición de la fase líquida se cambia usando una parte del fundido de obtención de la estructura para forzar el desplazamiento del fundido anterior en un bote de tipo pistón [5]. En este método una capa fina del fundido precedente (2 en la Figura 1) permanece cerca de la superficie del sustrato (1 en la Figura 1) cuando una porción de la mezcla es remplazada por otra.

Dado que la distribución de composición en la fase líquida se hace de forma secuencial por difusión, debe cristalizar una capa de transición con espesor tal, que depende de la sobresaturación en el fundido y del contenido de Al del fundido siguiente. Durante el proceso de crecimiento la temperatura varía entre 550 - 400 °C. Las posibilidades de utilizar el método de LPE a bajas temperaturas para fabricar láser de heterojuntura en el sistema de AlGaAs con confinamiento separado (LCS) se demuestra en [6], donde tales láser son obtenidos con región activa 0,02 μm y con densidad de corriente umbral de 230 A/cm² (300 °K) en muestras de cuatro caras clivadas.

Para obtener las estructuras antes mencionadas con espesores entre 0,01 - 0,02 μm de espesor de capa activa, la capa de transición debe ser menor de 0,005 μm , esto se asegura por ejemplo, retirando el sustrato de la solución y después mojando con otro nuevo fundido. De esta forma fueron producidos los láser reportados en [3,4]. Sin embargo, esto no puede ser utilizado para la obtención de los LCS en el sistema AlGaAs a causa de la presencia de una capa de óxido en la superficie del fundido y en la capa, de ahí que en este caso el bote de pistón tenga ventajas determinantes. En [7] se reporta que para $T < 550$ °C es posible fabricar heteroestructuras de AlGaAs con espesores de capa menores de 100 - 200 Å.

Para estudiar la distribución de la composición en los LCS con espesor de capa activa submicrónica obtenida por LPE a bajas temperaturas ($T < 550$ °C) se fabricaron estructuras multicapas con un espesor total de 0,2 - 0,3 μm .

El perfil de esta estructura se muestra en la Figura 2 obtenida por microscopía de barrido en un Jeol JSM-50A Scanning Microscope, donde puede verse el espesor de las capas, pero este método se sabe que es preciso para capas mayores que 10^{-1} μm . Para estudiar heteroestructuras con capas de espesores entre 10^{-1} - 10^{-2} μm se utiliza un método que mide la razón de la

diferencia en la fotoemisión de electrones en las discontinuidades o salto en la absorción de Rayos X [8], así en la Figura 3 se muestra la distribución de la concentración de AlAs sobre el espesor de una multicapa con una región de gap estrecho de GaAs de 150 Å. El mínimo espesor para la capa de transición en estas estructuras es de 30 - 40 Å.

Con las técnicas anteriores se ha podido determinar el espesor de las capas crecidas pero no su contenido de Al, para ello se empleó la difracción de Rayos X con el empleo de la técnica del doble cristal.

Puesto que el AlAs y GaAs tienen parámetros de red muy semejantes, estos han sido considerados como materiales ideales para heteroepitaxia.

Cuando se crecen capas epitaxiales de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ sobre un sustrato de GaAs, la red de estas está deformada debido a la no correspondencia entre los parámetros de dichas redes, como se muestra esquemáticamente en la Figura 4. Aquí a_c^\perp y a_c^\parallel son los parámetros de la red de la capa epitaxial perpendicular y paralela a la superficie del sustrato. Entonces las variaciones Δa_c^\parallel (donde $\Delta a_c^\parallel = a_c^\parallel - a_s^\parallel$) y Δa_c^\perp (donde $\Delta a_c^\perp = a_c^\perp - a_s^\perp$) pueden ser obtenidas de la relación de tetragonalidad mostrada para la red de la capa dada en [10] como sigue:

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{1}{h^2 + k^2 + l^2} \left[(h^2 + k^2) \frac{\Delta a_c^\parallel}{a_s} + l^2 \frac{\Delta a_c^\perp}{a_s} \right] \quad (1)$$

donde: (h,k,l) son los índices de Miller de la reflexión en cuestión
 $\Delta d/d$ es la diferencia entre el espacio de la red de la capa y sustrato.

El análisis realizado con el empleo de la técnica de espectrometría a doble cristal se hizo en un equipo con la disposición (+,-), utilizando la reflexión $\text{K}\alpha\text{Cu}$ de los planos (004) de un cristal de Ge libre de dislocaciones.

La gráfica que se muestra en la Figura 5 fue obtenida para reflexiones (004) en la disposición simétrica. En [9] se obtiene que para este caso

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{\Delta \omega}{\tan \theta} \quad (2)$$

donde: $\Delta \omega$ es la diferencia angular entre el pico de la capa y el sustrato, en radianes.

θ es el ángulo de Bragg para la reflexión (004) de la muestra.

De la ecuación (1) y (2) se obtiene para la reflexión (004)

$$\frac{\Delta a_c^\perp}{a_s} = \frac{\Delta \omega}{\tan \theta}$$

Los resultados se presentan en la Tabla 1. Si se tiene en cuenta que para el $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ se reporta como comportamiento característico que $(\Delta a_{\perp} / a_s) \gg (\Delta a_{\parallel} / a_s)$ [10], se puede suponer que las dos capas epitaxiales están deformadas tetragonalmente debido a las tensiones en la interfase, reduciendo casi a cero las dislocaciones de no correspondencia.

Para encontrar el por ciento de Al de cada capa es necesario encontrar un valor $\Delta a/a$ relajado que de acuerdo con [11] para el GaAs es

$$(\Delta a/a)_{\text{relaj}} = -0,526 (\Delta a_c^{\perp} / a_s)$$

Aplicando la ley de Vegard para estos valores calculados se pudo encontrar el por ciento de Al de cada capa. Los resultados se muestran en la Tabla 1.

Una representación esquemática del dispositivo donde se presenta la distribución de las capas heteroepitaxiales haciéndose referencia al contenido de Al se muestra en la Figura 6.

De lo anterior se ve que se obtuvieron estructuras multicapas por el método de epitaxia líquida con zona activa de espesor submicrónico ($10^{-1} - 10^{-2} \mu\text{m}$) y que se han caracterizado en cuanto a espesor y contenido de aluminio utilizando microscopía de barrido y la técnica de espectroscopía de doble cristal, ya que el contenido de aluminio no fue posible determinarlo con microscopía de sonda ya que ella no es sensible cuando de capas tan finas se trata.

Este trabajo ha sido posible gracias a los convenios de colaboración con el Instituto Físico Químico IOFFE de Leningrado.

Tabla. I

RESULTADOS OBTENIDOS A PARTIR DE LAS MEDICIONES SOBRE LA CURVA DE LA FIGURA 5.

CAPA	$\Delta\omega$	$\left(\frac{\Delta a_c^{\perp}}{a}\right)_s$	$\left(\frac{\Delta a_c^{\perp}}{a}\right)_{\text{RELAX}}$	X (%)
I	219''	1.63×10^3	8.60×10^4	61
II	59''	4.46×10^4	2.34×10^4	16

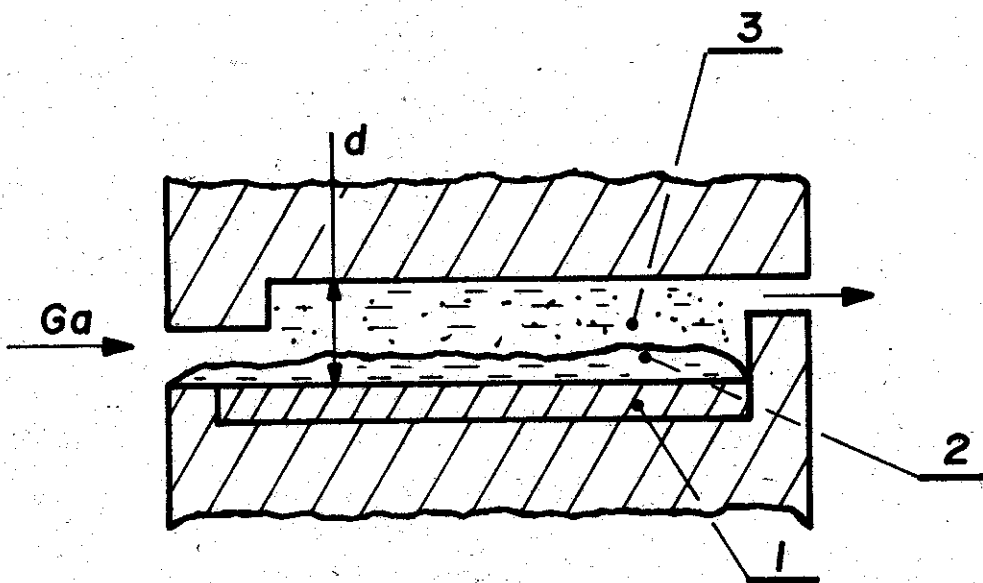


FIG. 1 - DIAGRAMA ESQUEMATICO DE LAS POSICIONES RELATIVAS DEL SUSTRATO (1) FUNDIDO REMANENTE (2) Y FUNDIDO QUE REEMPLAZA (3).

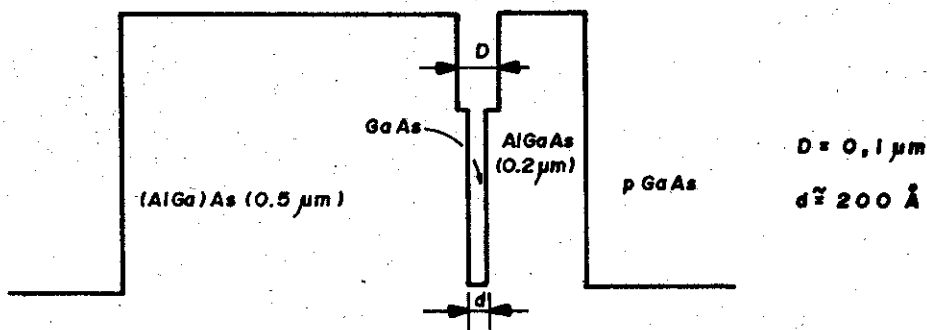
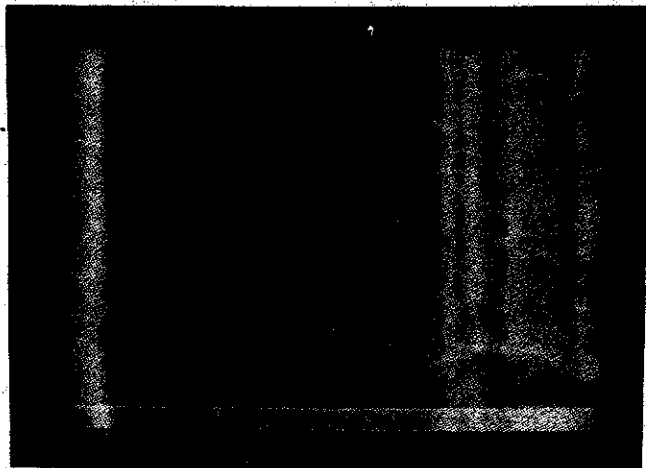


FIG. 2 - PERFIL Y FOTOGRAFIA SCANNING (x50000) DEL LCS DONDE SE PUEDE MEDIR EL ESPESOR DE CAPA DE LA ZONA ACTIVA ($d \sim 200 \text{ \AA}$) OBTENIDA EN UN MICROSCOPIO Jeol JSM 50 A SCANNING MICROSCOPE. MUESTRA ATACADA.

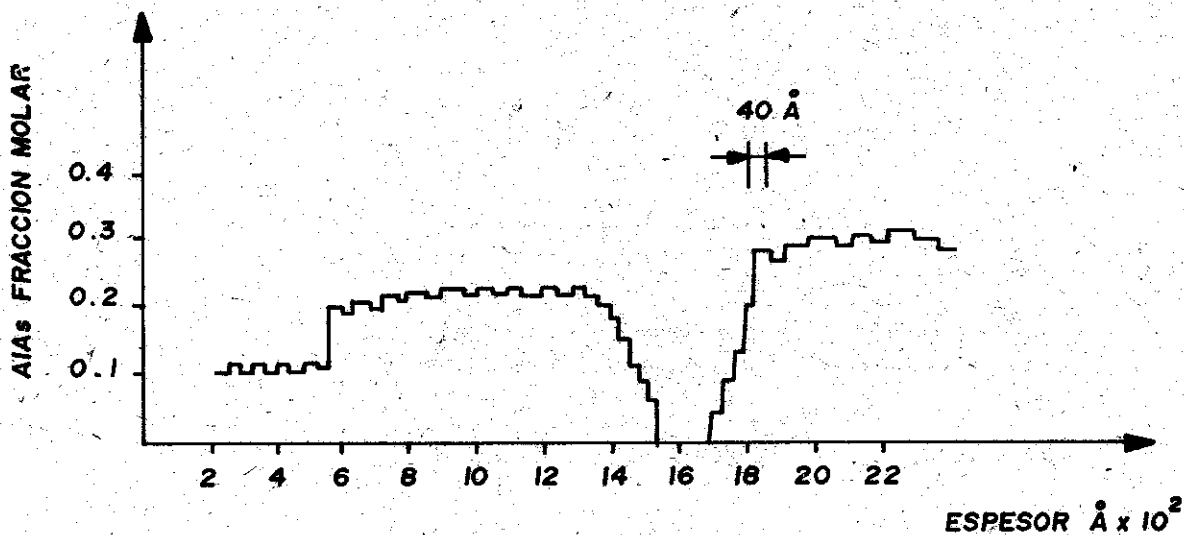


FIG. 3_ MEDICION DE ESPESOR DE CAPA BASADO EN LA RELACION ENTRE LAS DISTINTAS FOTOEMISIONES (Σ) DE LOS ELECTRONES EN EL SALTO DE ÁBSORCION DE LA RADIACION DE R-X [8]

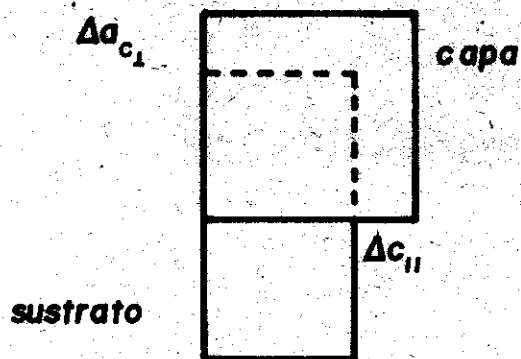


FIG. 4_ REPRESENTACION DE LA DEFORMACION DE LA RED DE LA CAPA CON REFERENCIA AL SUSTRATO.

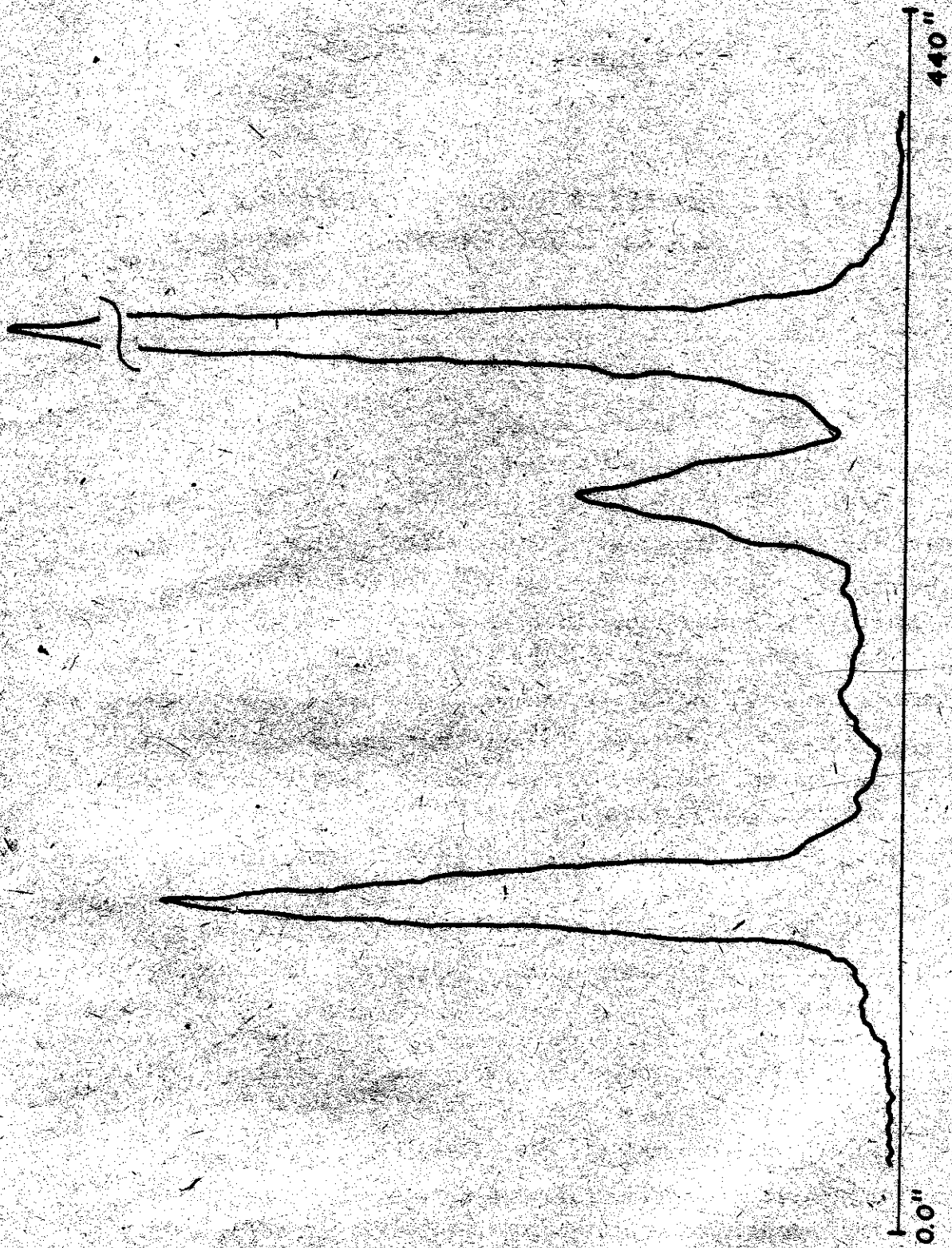
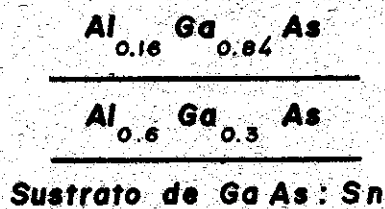


FIG. 5 - ESPECTRO DE EMISION DE R-X POR LA TECNICA DE DOBLE
CRISTAL..



**FIG. 6_ REPRESENTACION ESQUEMATICA
DE LAS CAPAS HETEROEPITAXIALES.**

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Tsang, W.T.
Appl. Phys. Lett., 40, 217, (1982).
- [2] Kasement, D.; C. Hong; W.B. Patee
Appl. Phys. Lett., 41, 912, (1982).
- [3] Garbuzov, D.; I. Arsentiev; L. Vavilova; A. Tikunov y E. Tulashvich.
Fiz. Tekh. Poluprovdn., 19, 136, (1985).
- [4] Alferov, Zh.; D. Garbuzov; I. Arsentiev y L. Vavilova
Fiz. Tekh. Poluprovdn., 19, 1108, (1985).
- [5] Alferov, Zh.; V. Andreev; S. Konnikov; V. Larionov y B. Pushny
Krist. und Tech., 11, 1013, (1976).
- [6] Alferov, Zh., V. Andreev; O. Iventieva; V. Larionov y V. Rummyantsev
Fiz. Tekh. Poluprovdn., 20, 381, (1986).
- [7] Andreev, V.; O. Iventieva; S. Konnikov; K. Pogrebetskii; E. Puron;
O. Sulima y N. Faleev
Sov. Tech. Phys. Lett., 12, 217, (1986).
- [8] Lantratov, V.; L. Pogrebetskii; I. Tagirov; S. Thoshkov; V. Schemelev y
A. Baubellu
Proceedings of the Fourteenth All-Union Conference on X-Ray and
Electron Spectroscopy (en ruso), Vol. 1, Irkutsk (1984), p. 132.
- [9] Bartels, W.J. y W. Nijman
J. of Crys. Growth, 44, 518, (1978).
- [10] Ishida, L.; I. Matsui; T. Kamejima e I. Sauma
Phys. Stat. Sol. (a), 31, 255, (1975).
- [11] Hornstra, J. y W.J. Bartels
J. of Crys. Growth, 44, 313, (1978).