

Caracterización de Películas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ sin Impurificar Crecidas por MOCVD

J. Díaz-Reyes¹

CICATA-IPN, Unidad Puebla

Acatlán 63, Col. La Paz, Puebla, Pue. C. P. 72160. México.

M Galván-Galván, R. Castillo-Ojeda, R. Peña Sierra y A. Escobosa-Chavarria

CINVESTAV-IPN, Depto. de Ing. Eléctrica, SEES

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

Uno de los mayores problemas en el crecimiento de películas epitaxiales de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ por MOCVD es la incorporación de carbono y oxígeno como impurezas residuales. Pequeñas concentraciones de oxígeno degradan notablemente sus propiedades eléctricas y ópticas de las epicalas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$; de ahí la importancia de eliminar o reducir su concentración al mínimo. En este trabajo presentamos los resultados obtenidos en el crecimiento y caracterización de películas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. Las películas se crecieron en un sistema MOCVD, empleando arsénico metálico como fuente de arsénico y como precursores de galio y aluminio los compuestos metal orgánicos trimetil galio (TMGa) y trimetil aluminio (TMAI), respectivamente. El arsénico fue introducido por difusión en la zona de crecimiento usando una fuente de arsénico sólido. Las películas se caracterizaron utilizando Efecto Hall, fotoluminiscencia (FL) a 10 K, espectroscopia de iones secundarios (SIMS). Mediante la técnica de Efecto Hall se determinó que las muestras eran tipo n con una concentración de portadores alrededor de $1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ y una movilidad de electrones de $2200 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{seg}$. Utilizando espectroscopia de iones secundarios (SIMS), se determinaron los perfiles de concentración de los principales componentes así como de las impurezas, encontrando la presencia de silicio, carbono y oxígeno en las películas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. La concentración de silicio es de $1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$, valor similar al de la concentración de portadores determinado por mediciones de van der Pauw. La respuesta de fotoluminiscencia a 10K de la muestras esta fuertemente dependiente de la temperatura de crecimiento. Temperaturas de crecimiento más altas que 750°C fueron necesarias para detectar una señal de fotoluminiscencia razonable. La presencia de oxígeno en las películas parece estar relacionada con la baja respuesta de FL que proporcionan las películas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$.

The most serious difficulty on the growing of $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ epilayers by Metal-Organic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) is the incorporation of the carbon and oxygen as residual impurities. These elements in minute concentrations produce strong deleterious effects on the optical and electrical characteristics of the $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ epilayers. Therefore, it is very important to identify the possible sources of the impurities and to control their incorporation in the epilayers during the growth process. In this work we report results on the growth and characterization of $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ epitaxial layers. The layers were grown in a metallic-arsenic-based-MOCVD system. The gallium and aluminum precursors were trimethyl gallium (TMGa) and trimethylaluminum (TMAI), respectively. The arsenic was introduced by diffusion on the growth zone using a metallic arsenic source. The layers were characterized using Hall Effect, photoluminescence (PL) to 10 K, photoreflectance (PR) to 300 K, secondary ions mass spectroscopy (SIMS). The $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ epilayers resulted n-type with an electron concentration of $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ and a corresponding carrier mobility of about $2200 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$. The studies of the chemical composition by SIMS exhibit the presence of silicon, carbon and oxygen as the main impurities. The silicon concentration of around $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, is very close to the carrier concentration determined by the van der Pauw measurements. The 10 K photoluminescence response of the samples is strongly dependent on the growth temperature. Growth temperatures higher than 750°C were necessary for detecting a reasonable photoluminescence signal. The residual oxygen detected on the samples could be responsible of the weak photoluminescence signal of the $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ layers.

Palabras Clave: Propiedades ópticas y eléctricas de semiconductores; crecimiento de semiconductores III-V; fotoluminiscencia; Efecto Hall; AlGaAs; SIMS

PACS: 81.05.Ea; 81.15.Gh; 78.55.Cr

¹ E-mail: jdiazr2001@yahoo.com, Tel. (222) 2 49 85 40, Fax (222) 2 49 85 40.

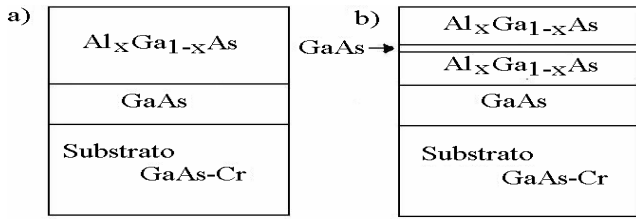


Figura 1. Estructura de las muestras de AlGaAs/GaAs utilizadas en la caracterización eléctrica, óptica y de composición química por SIMS.

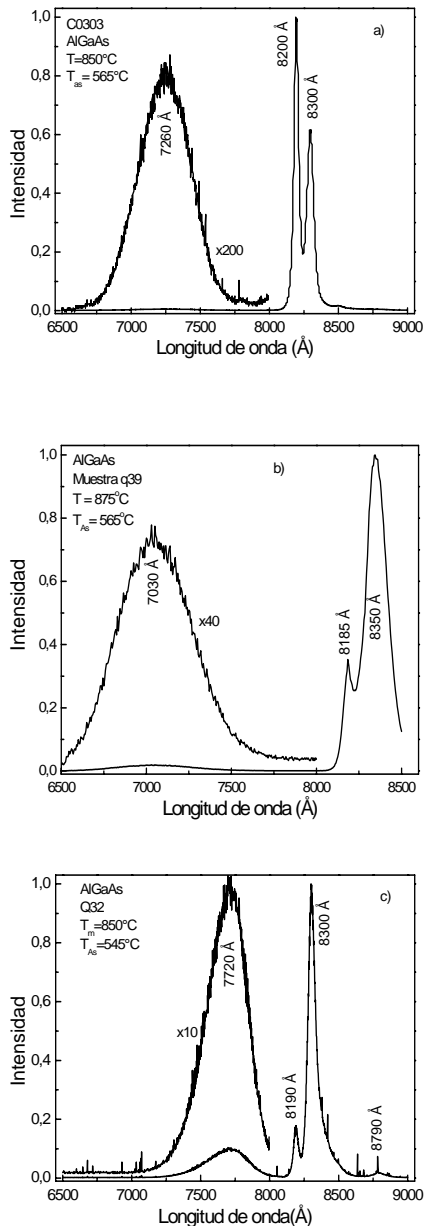


Figura 2. Espectros de fotoluminiscencia a 10 K. En las muestras (a) y (b) varía la temperatura de sustrato a temperatura de arsénico constante. En las muestras (a) y (c) varía la temperatura de arsénico y la temperatura de muestra es constante.

1. Introducción

Una de las premisas para la producción de dispositivos optoelectrónicos, es sin lugar a duda la obtención de materiales de calidad suficiente para fabricar los dispositivos con las características deseadas. El sistema $Al_xGa_{1-x}As/GaAs$ ha demostrado ser uno de los más útiles debido a la gran variedad de aplicaciones. Las películas epitaxiales de estos materiales se usan en la elaboración de diodos láser, detectores de campo magnético, dispositivos electroluminiscentes, transistores de alta movilidad, y dispositivos modernos con superredes, etc.

Aún cuando sobre la aleación de $Al_xGa_{1-x}As$ se han publicado un gran número de artículos, en el crecimiento de películas epitaxiales se presentan importantes dificultades debido a la gran reactividad química del aluminio. El aluminio forma enlaces fuertes con el oxígeno favoreciendo su incorporación. El oxígeno introduce centros de recombinación no radiativos que deterioran las propiedades ópticas del $Al_xGa_{1-x}As$. Otra impureza igualmente nociva es el carbono, el cual degrada la movilidad de los portadores de carga. Debido a lo anterior, la identificación de las fuentes que introducen estas impurezas, así como el control de su concentración a niveles bajos se hace muy importante.

En este trabajo se reportan los resultados del estudio para identificar las impurezas residuales así como las fuentes que las introducen durante el crecimiento de películas de $Al_xGa_{1-x}As$ por Depósito de Vapores Químicos de metalorgánicos (MOCVD), usando una fuente de arsénico sólido como precursor.

2. Procedimiento experimental

Las películas epitaxiales de $Al_xGa_{1-x}As$ se crecieron en un sistema MOCVD. El sistema opera a presión atmosférica y sus características generales se han reportado anteriormente [1]. Este sistema emplea una fuente de arsénico metálico en lugar de arsina, aunque esta característica que lo hace seguro en su operación la ausencia de hidrógeno atómico, que aporta la arsina, de su descomposición, en los sistemas convencionales, introduce algunas características importantes como se verá mas adelante. La temperatura de crecimiento se obtiene con un sistema formado por 4 lámparas de halógeno de 500 Watts y con un controlador de temperatura de tipo PID. Como gas portador se utilizó hidrógeno a un flujo de 8 lts/min. El hidrógeno se purificó por difusión a través de una celda de Paladio-Plata (Ag-Pd). Las películas se crecieron sobre sustratos semiaislantes de GaAs(100) impurificados con cromo, o de conductividad tipo n impurificados con silicio. Pevio al crecimiento, los sustratos se prepararon utilizando un procedimiento normal de limpieza. Los precursores para galio y aluminio fueron trimetilgalio (TMGa) y trimetilaluminio (TMAI), respectivamente, y para el arsénico se uso arsénico metálico de 7N de pureza [1]. Se exploró el rango de temperaturas de crecimiento de 650 a 950 °C. Las

Tabla 1. Características eléctricas en películas epitaxiales de $Al_xGa_{1-x}As$ para distintas temperaturas de crecimiento (T_m) y en la fuente de arsénico (T_{As}).

Muestra	T_m (°C)	T_{As} (°C)	Flujo ($\mu\text{mol}/\text{min}$)	Espesor (μm)	N_{300} (cm^{-3})	μ_{300} ($\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$)	N_{77} (cm^{-3})	μ_{77} ($\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$)	Resistividad ($\Omega\text{-cm}$)
1169	750	570	-----	2.48	1.34×10^{17}	538	2.30×10^{17}	1265	0.086
258	750	570	-----	2.48	2.33×10^{16}	876	1.68×10^{17}	1023	0.03
1235	800	570	9.0	0.83	2.20×10^{17}	943	2.30×10^{17}	1265	0.02
126	820	585	15.0	0.91	1.40×10^{16}	1718	5.60×10^{15}	1807	0.03
1173	850	570	9.0	2.98	4.20×10^{17}	1272	3.90×10^{17}	1173	0.01
59	860	570			3.5×10^{15}	1386	6.3×10^{15}	2654	
57	870	570	9.0	0.48	1.70×10^{16}	2290	1.68×10^{16}	2921	0.06
Q39	875	565	7.0	0.5	7.30×10^{16}	1421	8.68×10^{16}	3212	0.06

mediciones de los parámetros eléctricos se realizaron utilizando el método de Hall - van der Pauw [2].

Las muestras que se utilizaron para este trabajo tienen la estructura que se ilustra en la Fig. 1, en todos los casos tanto el material ternario como la capa colchón de GaAs se crecieron a la misma temperatura. La estructura de la Fig. 1(a) corresponde a muestras de $Al_xGa_{1-x}As$ preparadas para realizar mediciones eléctricas. El esquema de Fig. 1(b) corresponde a muestras elaboradas para el estudio de las impurezas en las distintas películas e interfaces. La composición química se determinó por espectroscopia de iones secundarios (SIMS).

Las mediciones de fotoluminiscencia (FL) se realizaron con un monocromador de doble rejilla de la marca SPEX modelo 1406, y un amplificador lock-in marca PAR 124. Como fuente de excitación se utilizó un láser de He-Ne con emisión en $\lambda = 632.8 \text{ nm}$ y 20 mW de potencia nominal. Las mediciones de FL se realizaron a 10 K usando un crióstato de ciclo cerrado de He.

3. Mediciones eléctricas.

En la Tabla 1 se presentan las temperaturas de crecimiento y las características eléctricas de las películas epitaxiales de $Al_xGa_{1-x}As$. Como se observa en la Tabla la conductividad de las películas fue tipo n. No todas las muestras crecidas en el rango de temperaturas entre 650 a 950 °C, pudieron ser caracterizadas eléctricamente. Para temperaturas menores a 750 °C las muestras presentaron alta resistividad, dificultando con ello la colocación de contactos óhmicos y por consiguiente su caracterización eléctrica. Para el rango de temperaturas de 650 a 800 °C la superficie de las películas posee las mejores características morfológicas, adicionalmente la conductividad de las capas aumenta permitiendo la colocación de contactos óhmicos necesarios para hacer mediciones por efecto Hall. De estas mediciones, que se resumen en la Tabla 1, se puede observar que el rango de concentración de electrones obtenido para estas muestras es de 10^{16} a 10^{18} cm^{-3} , similar al reportado en sistemas MOCVD que utilizan arsina. La movilidad de electrones del conjunto de muestras, de ~ 1000 y $\sim 3000 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{seg}$, indica que las películas poseen un alto grado de compensación [3].

La alta resistividad que se obtiene en muestras crecidas a temperaturas menores a 750 °C parece estar relacionada

con la presencia de oxígeno [4,5], hipótesis que se corrobora con los resultados de la caracterización por SIMS y confirmadas por IR, como se verá posteriormente. De acuerdo a distintos autores [4,6], el oxígeno en $Al_{1-x}Ga_xAs$ introduce niveles de energía que actúan como centros de dispersión, y reducen la conductividad eléctrica. Tomando como referencia la temperatura de crecimiento (T_m), en la Tabla 1 se puede advertir un ligero incremento en la movilidad de los electrones al aumentar la temperatura de crecimiento, este comportamiento es acorde con la disminución en la incorporación de oxígeno debido al aumento en la temperatura de crecimiento [3,5]. Es importante destacar, que el aumento en la temperatura de crecimiento suele incrementar la concentración de vacancias de arsénico y en general a incrementar los defectos cristalinos deteriorando la calidad de las películas.

En nuestros experimentos no se observaron efectos importantes al aumentar la presión de arsénico durante el crecimiento de las películas. La aparente insensibilidad a la relación V/III puede deberse a la alta concentración de portadores que se observa en las muestras. Algunos autores han demostrado que el crecimiento de $Al_xGa_{1-x}As$ en una atmósfera rica en arsénico disminuye la concentración de impurezas, sin embargo, esa condición reduce la movilidad superficial del Ga y Al deteriorando la morfología superficial de las películas [6,7].

4. Caracterización por fotoluminiscencia.

En concordancia con las mediciones eléctricas, las películas de $Al_xGa_{1-x}As$ crecidas a temperaturas menores a 750 °C presentan una señal de FL muy débil. Resultados similares han sido reportados para películas crecidas por MOCVD o MBE. Este comportamiento se relaciona a la presencia de centros de recombinación no radiativos debidos a impurezas residuales, en especial de oxígeno [8]. En el sistema de crecimiento que utilizamos se observa que para obtener una señal de FL apreciable, la temperatura mínima de crecimiento debe ser mayor a 780 °C. En sistemas MOCVD que utilizan arsina se indica una temperatura crítica de $\approx 580 \text{ °C}$ [9]. En el caso que nos ocupa, debe señalarse que al utilizar arsénico sólido como fuente de arsénico, se espera una mayor concentración de carbono en las películas por falta del hidrógeno atómico que se genera por la descomposición de la arsina.

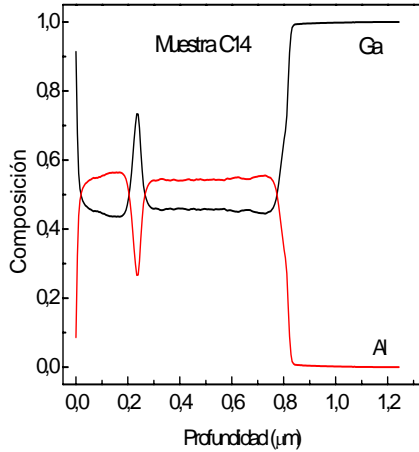


Figura 3. Perfil de concentración de aluminio y galio medido por SIMS para la muestra C14, en cuya estructura se incluye una capa intermedia de GaAs.

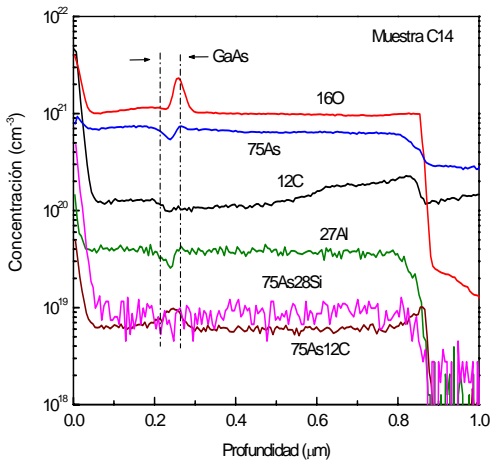


Figura 4. Perfil de concentración de impurezas residuales en la muestra C14 medida por SIMS.

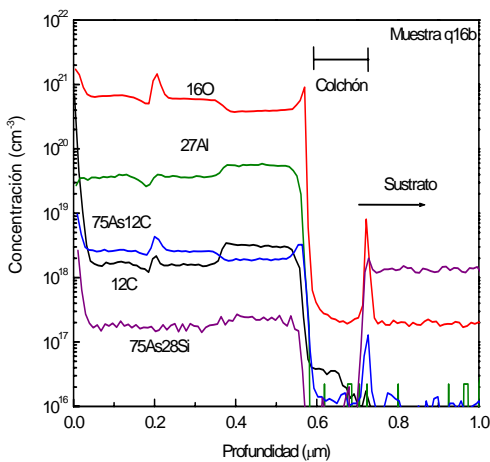


Figura 5. Perfil de concentración de impurezas residuales en la muestra q16 medida por SIMS. Las variaciones de concentración de aluminio en la película durante el crecimiento no redundan en el incremento de oxígeno.

El carbono, como impureza aceptora compensa a las películas de $Al_{1-x}Ga_xAs$ tipo n. Cuando se utilizaron temperaturas de crecimiento mayores de 800 °C la señal de FL mejora notablemente. Las películas epitaxiales con las mejores características eléctricas se obtienen en el rango de temperaturas de crecimiento de 850 a 900 °C. A temperaturas de crecimiento próximas a 950 °C aumenta el número de defectos en la superficie de las películas. A temperaturas mayores a 970°C algunas películas se tornan policristalinas debido a problemas de nucleación en fase homogénea [10].

En la Fig. 2 se incluyen espectros de FL obtenidos en tres muestras representativas, en ellos pueden observarse ligeros cambios al variar los parámetros de crecimiento más importantes como son la temperatura de crecimiento y la temperatura de la fuente de arsénico. En los espectros de la Fig. 2, se puede apreciar que la señal de FL, correspondiente a la película de $Al_xGa_{1-x}As$ posee un ancho medio a intensidad máxima (FWHM) muy grande. Las señales en 818 y 830 nm, son producidas por la capa colchón de GaAs, correspondientes a transiciones banda-banda y banda-impurezas aceptoras, respectivamente. La intensidad de las señales de FL de las películas de $Al_xGa_{1-x}As$ es 20 veces menor que las de GaAs, considerando una sola temperatura de arsénico, el aumento de la temperatura de crecimiento no parece tener una influencia determinante como se puede ver en los espectros de las Figs. 2 (a) y 2 (b). Aparte de una ligera mejora en la intensidad de FL, se puede notar que el FWHM en ambos casos es de aproximadamente 100 meV, lo que nos dice que no hay cambios en la calidad del material al variar la temperatura de crecimiento permaneciendo constante la temperatura de la fuente de As. El motivo por el que la señal de las películas ternarias es de 100 meV, pensamos que es debido a la combinación de factores tales como la incorporación de impurezas adicionalmente a pequeñas variaciones de la concentración de aluminio a lo largo de la muestra.

Como se observa en las Figs. 2(a) y 2(c), para una temperatura de crecimiento constante (850 °C), al reducir la temperatura del arsénico (una relación V/III menor), el FWHM disminuye a 70 meV. De acuerdo a los espectros de FL las señales de AlGaAs no presentan señales excitónicas, como debería ocurrir en muestras no compensadas. Los valores tan grandes para el FWHM indican un efecto importante de las impurezas residuales [11].

5. Medición de impurezas residuales por SIMS.

Para la determinación de la composición química de las películas de $Al_xGa_{1-x}As$ se crecieron varias estructuras. Las estructuras se crecieron en condiciones similares a las que se emplearon para la caracterización eléctrica y óptica, pero se agregó una capa intermedia de GaAs para examinar el comportamiento de carbono y oxígeno en las interfaces. La intención de la capa intermedia del GaAs fue evitar la influencia de las superficies expuestas a la atmósfera. En la Fig. 3 se presenta el perfil de composición para aluminio y

galio obtenido por SIMS para la muestra C14, esta fue crecida a 850°C con la fuente de arsénico a 567°C. De las mediciones de FL, la concentración estimada de aluminio en las capas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ es de $x = 0.25$.

En la Fig. 3 se advierte que el espesor total de la estructura C14 es de 0.8 μm y la capa intermedia de GaAs es de aproximadamente una décima de micrómetro. En la región intermedia, correspondiente a la capa intermedia de GaAs, idealmente la concentración de aluminio debería ser cero. La alta concentración remanente de aluminio que se observa, tanto como la pendiente en la curva de composición se debe al pequeño espesor de la capa de GaAs y a la técnica de medición. En la Fig. 4 se presentan los perfiles de concentración de SIMS para las impurezas detectadas en la misma muestra. Las impurezas principales son silicio, carbono y oxígeno. A continuación se hace una discusión del comportamiento que se observó para las impurezas detectadas en las películas.

5.1. Comportamiento del Silicio

En los espectros SIMS la concentración de silicio en las películas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ siempre se mantuvo por encima del nivel de detección. En el caso de la muestra C14 el sustrato empleado fue semiaislante impurificado con cromo, dentro del cual la concentración de silicio está por abajo del nivel de detección. En las regiones de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ la concentración de silicio adquiere un nivel aproximadamente constante como se puede observar en la Fig. 4. En contraste al caso anterior, en la Fig. 5 se presenta el espectro SIMS para la muestra q16, crecida en un sustrato impurificado con silicio. El sustrato presenta una concentración de silicio de $\sim 1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, valor similar al de la concentración en los sustratos de GaAs. En la región de la capa colchón la concentración de silicio se reduce hasta al límite de detección para silicio. En las capas de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, la concentración de silicio alcanza una concentración ligeramente mayor a $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. De acuerdo a lo observado en las muestras C14 y q16, la fuente de contaminación de silicio es el precursor de aluminio (TMAI). Por las mediciones de efecto Hall y por el comportamiento de silicio como impureza donadora, se puede concluir que el silicio es el que determina el tipo de conductividad en las películas. Aunque el silicio es del grupo IV y podría actuar también como impureza aceptora, en el crecimiento de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ en fase vapor, se ha demostrado que introduce un solo nivel donador. Como se observa en la Tabla 1, la concentración de portadores medida por efecto Hall corresponde aproximadamente a la concentración de silicio medida por SIMS y la temperatura de crecimiento no afecta en gran medida la concentración final de silicio.

5.2. El Carbono

En los reportes sobre crecimiento epitaxial de AlGaAs por MOCVD se ha encontrado que las temperaturas de

crecimiento altas ($\sim 850 \text{ }^\circ\text{C}$) propician una mayor incorporación de carbono [12]. En nuestro caso este resultado es importante puesto que corresponde aproximadamente al rango que hemos explorado. Las mediciones por SIMS de la concentración de carbono nos indican un comportamiento relativo de éste. La cantidad precisa de carbono puede diferir ligeramente del obtenido en las mediciones por el carbono que normalmente se encuentra en la cámara de caracterización.

En las Figs. 4 y 5 se observa que el carbono también tiende a acumularse en la primera interfaz (interfaz invertida). El efecto de acumulación de carbono en las interfaces es resultado de la diferencia en la solubilidad del carbono en las películas de GaAs y el $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ [13]. La acumulación de carbono en las interfaces invertidas deteriora las características estructurales de las capas epitaxiales y por ende las propiedades eléctricas.

De acuerdo a las Figs. 4 y 5 la concentración total de carbono es de $2\text{-}3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$. De la concentración total solo una parte es eléctricamente activa y es la que actúa como impureza aceptora. La porción restante son centros de dispersión que reducen aún más la movilidad de los portadores.

5.3. El Oxígeno

En las Figs. 4 y 5 los perfiles de composición muestran un alto contenido de oxígeno en las muestras. Para cuantificar con precisión la cantidad de oxígeno se requiere de un patrón de calibración que no se tiene por el momento. Aún con esta limitación los resultados que se ven en las Figs. 4 y 5 indican que la diferencia en la concentración de oxígeno entre la capa colchón de GaAs y las películas epitaxiales de AlGaAs es de 2 a 3 órdenes de magnitud.

Estudios publicados por otros autores para condiciones de crecimiento similares a las nuestras, indican concentraciones de oxígeno de hasta 10^{20} cm^{-3} o mayores. El comportamiento del oxígeno para las muestras C14 y q16b es muy parecido, en ambos casos se observa un cambio brusco en las regiones límite entre las capas de GaAs y AlGaAs. Este cambio tiene relación con el instante en que se introduce el TMAI para iniciar el crecimiento de la capa de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, de tal forma que la presencia de oxígeno está directamente relacionada a la fuente de aluminio. El origen del oxígeno se relaciona a la presencia de alcoholóxidos como impurezas residuales en TMAI.

La forma en que cambia la concentración de oxígeno en las películas de AlGaAs es particularmente útil para interpretar los resultados de las mediciones SIMS. Por ejemplo en la Fig. 7, se observa que en la región correspondiente a la capa colchón de GaAs, la concentración de oxígeno adquiere un nivel de 10^{17} cm^{-3} . El nivel máximo de oxígeno cuando más deberá ser igual a la solubilidad sólida de oxígeno en GaAs. De tal forma que considerando este valor puede obtenerse el valor máximo de oxígeno existente en las películas.

Como se observa en la Fig. 4 el oxígeno manifiesta una tendencia clara a acumularse en la interfaz invertida

GaAs/Al_xGa_{1-x}As, este resultado es muy importante puesto que el oxígeno además de producir centros de recombinación no radiativos en las capas de GaAs y Al_xGa_{1-x}As, afectará las características estructurales de la interfaz, deteriorando por consecuencia sus propiedades ópticas y eléctricas.

Como se puede notar de los resultados presentados, el crecimiento de estructuras con capas múltiples y con interfaces abruptas, está ligado directamente con la posibilidad de fabricar dispositivos con pozos cuánticos. La obtención de interfaces abruptas dependerá de la rapidez con que puede modificarse la composición de las mezclas en los flujos de los precursores. Ésta es una de las limitaciones de los sistemas MOCVD que operan a presión atmosférica.

7. Conclusiones

Se han crecido películas de Al_xGa_{1-x}As utilizando un sistema de MOCVD con arsénico metálico. Se midió la movilidad y concentración de portadores, obteniéndose muestras tipo n con valores de concentración próximos a $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. Las características obtenidas son comparables con las obtenidas en sistemas MOCVD que utilizan arsina. En los estudios de FL realizados en las películas crecidas se obtienen señales con anchos que en promedio son de 100 meV, lo cual indica que existen problemas de alta impurificación residual.

La caracterización con SIMS corrobora los resultados obtenidos por las técnicas de caracterización anteriores, además de que nos proporcionó información sobre la concentración de las impurezas y localización de las mismas. Se determinó el comportamiento del oxígeno y el carbono, impurezas residuales típicas en estructuras de Al_xGa_{1-x}As/GaAs que se crecen por MOCVD. Tanto el carbono como el oxígeno tienden a acumularse en la interface invertida, aunque la incorporación de estas dos impurezas se debe a fenómenos distintos. La fuente natural del carbono son los precursores metalorgánicos y en el caso

del oxígeno concluimos que proviene de la atmósfera de crecimiento, posiblemente de una deficiente purificación del hidrógeno portador. La concentración de silicio medida por SIMS corresponde con la concentración de portadores medida por efecto Hall y el origen de la misma es el precursor de aluminio.

Agradecimientos

Los autores hacemos un amplio reconocimiento al Dr. Paul Eckert por su valiosa colaboración en la determinación e interpretación de los espectros SIMS.

Referencias

- [1] R. Peña-Sierra, J.G. Castro-Zavala and A. Escobosa. J. Cryst. Growth. 107(1991)p.337.
- [2] L.J. Van der Pauw. Phillips Res. Rep. 13(1958)p.1.
- [3] G.B. Stringfellow. J. Cryst. Growth. 53(1981)p.42.
- [4] M.Sakamoto, T.Okada, H.Kawai, Y.Mori and K.Kaneko, Japan. J. Appl. Phys. 23(1984)p.L461.
- [5] H. Kakinuma, M. Mohry and M. Akiyama. Jpn. J. Appl. Phys. 36 (1997)p.23.
- [6] T Nakanisi. J. Cryst. Growth. 68(1984)p.282.
- [7] T. F. Kuech, E.Veuhoff, T. S. Kuan, V. Deline and R. Potemski. J. Cryst. Growth 77(1986) p. 257.
- [8] C. W. Tu, R. C. Miller, B. A. Wilson, P. M. Petroff, T. D. Harris, R. F. Kopf, S. K. Sputz and M. G. Lamont. J. Cryst. Growth 81(1987)p.159.
- [9] G. Wicks, W.I. Wang, C. E. C. Wood, L. F. Eastaman, and L. Rathbun. J. Appl. Phys 52(1981)p.5792.
- [10] Y. W. Shiraki, T. Mishima and M. Morioka. J. Cryst. Growth 81 (1987)p.164.
- [11] W. Feng, F. Chen, W Q. Cheng, Q. Huang, and J.M. Zhou. Appl.Phys.Lett.71(1984).
- [12] Y. W. Shiraki, T. Mishima and M. Morioka. J. Cryst. Growth 81 (1987)p.164.
- [13] T. F. Kuench and D Veuhoff, J. Cryst. Growth, 68 (1984) 148.