



**CENTRO DE INVESTIGACIÓN EN CIENCIA APLICADA Y TECNOLOGÍA AVANZADA  
INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL**

**PROGRAMA DE TECNOLOGÍA AVANZADA**

***ESTUDIO DE LOS MECANISMOS DE COMPENSACIÓN EN  
PELÍCULAS EPITAXIALES DE SEMICONDUCTORES III-V POR  
TÉCNICAS ÓPTICAS Y ELÉCTRICAS.***

***Tesis que presenta:  
Ing. María Alicia Ramírez Cruz***

***Para obtener el grado de:  
MAESTRO EN TECNOLOGÍA AVANZADA***





**INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL**  
**SECRETARIA DE INVESTIGACION POSGRADO**

**CARTA CESION DE DERECHOS**

En la Ciudad de México el día 18 del mes Noviembre del año 2005, el la que suscribe C. Maria Alicia Ramírez Cruz alumna del Programa de Tecnología Avanzada con numero de registro A030194, adscrito a PTA, manifiesta que es autor (A) intelectual del presente trabajo de Tesis bajo la dirección de: Dr. José Luis Herrera Pérez. Y cede los derechos de del trabajo intitulado "Estudio de los mecanismos de compensación en películas epitaxiales de semiconductores III-V por técnicas ópticas y eléctricas", al instituto politécnico nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, graficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del autor y/o director del trabajo. Este puede ser contenido escribiendo a la siguiente dirección. alirc141@ipn.com. Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.

  
Nombre y firma



**INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL  
SECRETARIA DE INVESTIGACION Y POSGRADO**

**ACTA DE REVISION DE TESIS**

En la Ciudad de México, D.F. siendo las 11:00 horas del día 24 del mes de noviembre del 2005 se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de Tesis designada por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de CICATA-IPN para examinar la tesis de grado titulada: **"ESTUDIO DE LOS MECANISMOS DE COMPENSACION EN PELICULAS EPITAXIALES DE SEMICONDUCTORES III-V POR TECNICAS OPTICAS Y ELECTRICAS"**.

Presentada por el alumna:

**RAMIREZ**

**CRUZ**

**MARIA ALICIA**

Apellido paterno

materno

nombre(s)

Con registro: 

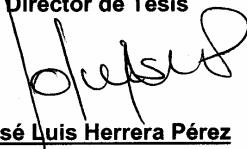
A	0	3	0	1	9	4
---	---	---	---	---	---	---

aspirante al grado de: **MAESTRIA EN TECNOLOGIA AVANZADA**

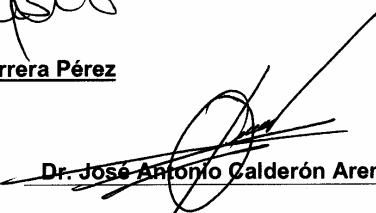
Después de intercambiar opiniones los miembros de la Comisión manifestaron **SU APROBACION DE LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.

**LA COMISION REVISORA**

**El Director de Tesis**

  
**Dr. José Luis Herrera Pérez**

  
**Dr. José Oscar Zarate Corona**

  
**Dr. José Antonio Calderón Arenas**

  
**Dr. José Luis Jiménez Pérez**

  
**Dr. Miguel Angel Aguilar Frutis**

**EL PRESIDENTE DEL COLEGIO**

  
**Dr. José Antonio Irán Díaz Góngora**

  
**CENTRO DE INVESTIGACION  
EN CIENCIA APLICADA Y  
AVANZADA**

***Dedico esta tesis a esos seres extraordinarios, mis padres:***

***Rodolfo Ramírez Hernández y  
Eulalia Cruz de Ramírez***

***A mis hermanos:***

***Irene***

***Angélica***

***Miguel Ángel***

***Georgina***

***A mi familia y amigos***

*Agradezco el ser parte del Instituto Politécnico Nacional asimismo el pertenecer al Centro de Investigación en Ciencia Aplicada y Tecnología Avanzada para así obtener el grado de Maestro en Ciencias.*

*Agradezco a todas las personas que me han ayudado en este trabajo de investigación por el apoyo brindado especialmente aquellos que se encontraron cerca del proyecto de investigación, gracias; por todo; sin ellos no se hubiera concluido el proyecto.*

*Al Cinvestav Departamento de Física por las facilidades otorgadas durante mi estancia para la realización de este proyecto.*

*Al Cinvestav Departamento de Eléctrica durante mi estancia en las instalaciones prestadas.*

*En forma muy especial al Dr. Ramón Peña Sierra por su apoyo, asesoría y paciencia agradecer el tiempo dedicado a mi formación como estudiante, no queda no obstante que agradecer todo lo dejó enseñado en este periodo de formación.*

*También agradezco al Director de tesis al Dr. José Luís Herrera su valiosa colaboración ya que sin él no se hubieran arrojado resultados en esta investigación, agradezco su apoyo, comentarios y sugerencias por la conclusión de la tesis.*

*Al Dr. Carlos Vázquez le agradezco su invaluable asesoría, la constancia del maestro, la seguridad transmitida en mi proyecto de investigación, el perfil de estudiante y la visión para mantenerme en momento perfecto para no desfallecer; fue un pilar en mi formación, mil gracias por su apoyo entusiasmo para mi es un ejemplo de maestro a seguir.*

*Al Dr. Joel Díaz Reyes le agradezco particularmente su ayuda en la publicación de artículos para obtener el grado de Maestro en Ciencias. Sin él no hubiera podido conocer el mundo donde se desarrolla parte de la investigación, ni haberme formado en un área de investigación muy hermosa y desconocida para mi, mil gracias por eso.*

*Al Dr. Gregorio Julio Mendoza Álvarez le agradezco el facilitarme los medios para hacer uso de sus instalaciones durante mi estancia.*

*A la Dra. Irene Ramírez Cruz por facilitarme los medios para hacer posible el cursar el postgrado por su entusiasmos y dedicación, por su ejemplo a seguir, por la dedicación brindada durante la maestría.*

*Al Dr. Antonio Calderón Arenas por su colaboración para concluir este postgrado.*

***Finalmente agradezco:***

*Al la Ing. Ma. Georgina Ramírez Cruz por su apoyo en redacción para el término de esta tesis.*

*A la Ing. Blanca Leal Zendejas por su apoyo técnico en uso de laboratorio de Fotoreflectancia.*

*Al Ing. Miguel Galván Arellano, por su apoyo técnico en el uso del equipo para realizar mediciones de Hall, en crecimiento de películas por MOCVD en esta tesis.*

*Al Ing. Miguel Avendaño Ibarra por su apoyo técnico en fotoluminiscencia para el término de esta tesis.*

*Al Ing. Aurelio Espíritu Saldaña por su apoyo técnico software para el término de esta tesis.*

*Al Ing. J. Ricardo Pérez Sánchez por su apoyo técnico software para el término de esta tesis.*

*Al personal administrativo muy personalmente a Sra. Leticia Cardona .*

## Resumen

Este trabajo está enfocado a estudiar las propiedades ópticas y eléctricas de los semiconductores de GaAlAs (crecido por la técnica de MOCVD<sup>[7,8]</sup>), nos enfocamos a estudiar el papel que juegan las impurezas y ver las alteraciones que producen en sus propiedades ópticas y eléctricas.

En este trabajo estudiaremos películas formadas con materiales  $Al_xGa_{1-x}As/GaAs$ , crecidas por MOCVD sus mecanismos de compensación que pueden verse afectados por la presencia de impurezas o campo eléctricos entre otros factores, sus características ópticas dando como resultado sus defectos, analizamos la influencia de los defectos nativos y de las impurezas residuales en sus características eléctricas y ópticas.

Para estudiar las propiedades eléctricas usamos la técnica de Hall que permite el análisis de cantidades como la movilidad y concentración de portadores, permite por ello conocer con cierto detalle la calidad de los materiales semiconductores. La medición de movilidad de Hall a diferentes temperaturas permite también identificar la predominancia de los diferentes mecanismos de dispersión, a partir del análisis de su comportamiento.

Las técnicas ópticas utilizadas en este trabajo fueron: la espectroscopía de fotoluminiscencia a bajas temperaturas (FL) y la fotorreflectancia (FR). La FL nos proporciona información sobre las propiedades ópticas y estructurales, a partir de la información de sus transiciones radiativas. La caracterización a bajas temperaturas, permite definir estas transiciones libres de excitaciones y perturbaciones térmicas. Con la técnica de fotorreflectancia estudiamos la FR energía de la banda prohibida y los campos eléctricos de muestras crecidas con diferentes precursores y en diferentes condiciones experimentales (TEG, AlGaAs, Carbón).

Durante el transcurso de este trabajo se ha hecho un seguimiento de la influencia que ejercen los parámetros de crecimiento en la calidad de las películas obtenidas. Se ha puesto énfasis en la impurificación residual con oxígeno, carbono y silicio, que son las tres impurezas residuales más importantes para los compuestos  $Al_xGa_{1-x}As/GaAs$  en general y para los sistemas de crecimiento MOCVD en particular. El papel determinante que juegan estas tres impurezas se ha puesto de manifiesto, al ir mostrando como se han obtenido primeramente los materiales y posteriormente las estructuras con espesores nanométricos.

Para evaluar las características de las capas y de las estructuras se ha hecho uso de diferentes técnicas de caracterización óptica, y fotoluminiscencia. Con respecto al comportamiento del carbono, la caracterización eléctrica señala que las muestras tipo p tienen una concentración de impurezas medidas por Hall de

$10^{16} \text{cm}^{-3}$  y  $10^{17} \text{cm}^{-3}$ , por lo que si consideramos una la compensación del orden de  $10^{17} \text{cm}^{-3}$  en estas muestras, podemos afirmar que la concentración de carbón activo es del orden de  $10^{17} \text{cm}^{-3}$ . Adicionalmente, se encontró que este se acumula principalmente en la interfaz invertida, favoreciendo el incremento de la rugosidad así como la introducción de niveles aceptores que compiten con la formación de excitones en el interior de la capa de confinamiento deteriorando la respuesta óptica de la estructura. La principal fuente de carbono son los compuestos metalorgánicos. La cinética de crecimiento con  $As_4$  favorece una incorporación mayor de carbono que en el caso del uso de arsina. La fuente mas probable de esta impureza parece ser los compuestos metalorgánicos especialmente el TMGa, sin embargo no se descarta la posibilidad de que parte de este silicio se introduzca durante el crecimiento, por otro tipo de fuentes.

De acuerdo a la caracterización realizada mediante Hall, fotoluminiscencia, el mayor problema en nuestro sistema es el oxígeno. La incorporación de este produce características específicas como elevada resistividad en las muestras crecidas a baja temperatura, deterioro nítido de la superficie, baja eficiencia en la señal de fotoluminiscencia, como mediante la técnica de caracterización que se ha mostrado tanto el oxígeno como el carbono tienden a acumularse en las regiones que conforman las interfaces invertidas de las estructuras.

La rugosidad que produce la presencia de oxígeno esta ligada también a la incorporación de carbón, sin embargo como se ha mencionado la principal fuente de impurificación con carbono esta en la naturaleza de los compuestos precursores y el papel del  $As_4$  en la superficie en crecimiento. La concentración de carbono se podrá disminuir manipulando adecuadamente las condiciones de crecimiento pero no eliminar definitivamente. Es de esperarse que la disminución de los niveles actuales de oxígeno sea suficiente para poder obtener estructuras con las propiedades ópticas adecuadas como para ser utilizados en la elaboración de dispositivos ópticas funcionales que en trabajos futuros primeramente se tendrá que reducir el, nivel de incorporación de esta impureza, lo cual traen aparejado la disminución del grado de rugosidad



## Abstract

This job is been focused in the study of semiconductors GaAlAs is optical and electrical properties, grown by MOCVD<sup>[1,2]</sup> technique. We studied impurities roll and the alteration they produce in it's optic and electric properties.

In this work we study films for med by  $Al_xGa_{1-x}As$  /GaAs materials, grown by MOCVD, its compensation mechanisms can be effected by the presence of impurities and electric fields between many other aspects, it optical characteristics giving all defects as result, we analyzed native defects influence and residual impurities and its own optical characterizations .

For optical properties study we use Hall technique which allows the analysis of carrier mobility and concentration that is now we know detailed semiconductor quality.

Measure Hall mobility at different temperatures let up identify predominancy of dispersion mechanisms by analysis of the behaibords.

Techniques used for this work were: spectroscopy of photoluminescence at low temperatures (FL) and photorefectance (FR).Photoluminescence give us information of its radioactive transitions. The characterization at low temperature, allow define these transition free of excitations and thermal disturbs. With phothorefectance technique we studied the energy on "band gap" and electric fields on samples grown with different precursors and different experimental conditions (TEG,AlGaAs, Carbon)

During the performance of this work we have done the following of the grown from meters influence on quality of obtained films.

It has bee enphatized on residual impurificaties for  $Al_xGa_{1-x}As$  /GaAs components, oxygen, carbone and silice, normally used for grown system by MOCVD . These there impurities are too important for the grown process and the quality of the materials obtained and also for nanometric thickness structures.

To evaluate characteristics on layers and structures we have used different optical characterization techniques and photoluminescence.

In fact carbone used electric characterization shows sample "p".In relation with carbone, electric characterization shows that samples p have a concentration impurities measured by Hall, of  $10^{16} cm^{-3}$ , that's why if we consider a  $10^{17} cm^{-3}$  compensation on these samples we are sure active carbone concentration is of the order  $10^{17} cm^{-3}$ . Plus, we found this is accumulated meanly on inverted interphase favors, rugosity increase and

acceptor level introduction that compete with excitons formation inside confinement layer damaging optical answer of the structure.

The main source of carbon are metalorganic compounds. Growth quenched with  $As_4$  favors more carbon incorporation than in arsine case.

The most probable source of impurity seems to be metalorganic compound, especially TMGa, however we don't reject the possibility that part of this silice is being introduced during the growth for other kind of sources.

According to characterization made by Hall photoluminescence the biggest problems on our system is oxygen. The incorporation of it produce specific characteristics, like high resistivity on samples grown at low temperature, clear damage surface, low efficiency on photoluminescence signal, that's why with the characterization technique show in this work, oxygen and carbon tend to accumulate themselves on regions formed in inverted interfaces structure.

Rugosity produced by oxygen is linked too with carbon incorporation too with carbon incorporation, however as we have mentioned first impurification source with carbon is on nature of precursors compound and the participation of  $As_4$  on growing surface. Carbon concentration is able to decrease manipulating efficiently growth conditions but never eliminate it. We think that decreasing present oxygen levels would be enough to obtain structures with such as optical properties to be used on functional optical device that in the future we will have to reduce incorporation level of this impurity.

## Prólogo

La industria de las telecomunicaciones se inicia en 1970<sup>[3]</sup> con gran eficiencia en emisores de luz, como láseres de semiconductores, están basados en las heteroestructuras GaAs y GaAlAs<sup>[4,5]</sup> para desarrollar fuentes luminosas con la obtención de los diodos, láseres y detectores de GaAs; esto revolucionó la microelectrónica a dimensiones del orden de micras, permitieron el confinamiento eléctrico y óptico y la fabricación de emisores de luz de alta eficiencia como son los láseres de semiconductores, estos primeros dispositivos se obtuvieron con la técnica de Epitaxia en Fase Líquida (LPE<sup>[6]</sup>).

Con el desarrollo de la fibra óptica de SiO<sub>2</sub> en la década de 1980<sup>[7]</sup>, que permitieron la transmisión de luz con una atenuación tan baja como 0.2dB/Km. en longitudes de onda de 1.55μm, fue necesario desarrollar nuevas fuentes luminosas para esta región del espectro, usando el semiconductor de InP como sustrato, se pudo fabricar aleaciones InGaAsP<sup>[7,8]</sup> permitiendo el desarrollo de láseres en 1.55μm para dar paso a la modernización de los sistemas de comunicaciones ópticas conocidas y que actualmente utilizamos.

Las necesidades tecnológicas de tener sistemas cada vez más rápidos y eficientes, ha impulsado el desarrollo de nuevas técnicas de crecimiento de películas y heteroestructuras cristalinas, con un control que llega hasta la manipulación de capa por capa atómica. Se destacan dos técnicas desarrolladas en la década de los 80s: el MOCVD<sup>[1]</sup> y MBE<sup>[9,10]</sup>, en la técnica de depósito en Fase Vapor de Órgano metálicos(MOCVD), los depósitos se realizan a partir de una reacción química altamente diluida de órgano metálicos con aldehídos en una atmósfera de hidrógeno. Con el desarrollo de técnica de ultra alto vacío y precursores monoatómicos de alta pureza fue posible generar haces moleculares (MBE) los cuales incorporados a la superficie de un sustrato con un control átomo por átomo.

Los sustratos usados en la microelectrónica, son semiconductores, estos materiales están formados por arreglos periódicos de átomos formando un cristal. La periodicidad de átomos le dan propiedades ópticas y eléctricas específicas, la fabricación de dispositivos opto electrónicos se basa principalmente en la apelación de películas de diferente composición química que modifican las propiedades ópticas pero que tienen el mismo arreglo periódico con la misma separación atómica, estas películas se llaman epitaxiales.

Conocer como se ordenaron los átomos de las películas es de primordial importancia por que de ello dependen sus propiedades ópticas y eléctricas. La exigencia de calidad y eficiencia son importantes para el desarrollo de nuevos sistemas de telecomunicaciones ópticas, de radares atmosféricos, en la industria aeroespacial y de los nuevos sistemas de control opto electrónicos híbridos.

Este trabajo está enfocado a estudiar las propiedades ópticas y eléctricas de los semiconductores de GaAlAs (crecido por la técnica de MOCVD<sup>[7,8]</sup>, nos enfocamos a estudiar el papel que juegan las impurezas y ver las alteraciones que producen en sus propiedades ópticas y eléctricas.

En este trabajo estudiaremos películas formadas con materiales  $Al_xGa_{1-x}As/GaAs$ , crecidas por MOCVD sus mecanismos de compensación que pueden verse afectados por la presencia de impurezas o campo eléctricos entre otros factores, sus características ópticas dando como resultado sus defectos, analizamos la influencia de los defectos nativos y de las impurezas residuales en sus características eléctricas y ópticas.

Para estudiar las propiedades eléctricas usamos la técnica de Hall que permite el análisis de cantidades como la movilidad y concentración de portadores, permite por ello conocer con cierto detalle la calidad de los materiales semiconductores. La medición de movilidad de Hall a diferentes temperaturas permite también identificar la predominancia de los diferentes mecanismos de dispersión, a partir del análisis de su comportamiento.

Las técnicas ópticas utilizadas en este trabajo fueron: la espectroscopía de fotoluminiscencia a bajas temperaturas (FL) y la fotorreflectancia (FR). La FL nos proporciona información sobre las propiedades ópticas y estructurales, a partir de la información de sus transiciones radiativas. La caracterización a bajas temperaturas, permite definir estas transiciones libres de excitaciones y perturbaciones térmicas. Con la técnica de fotorreflectancia estudiamos la FR energía de la banda prohibida y los campos eléctricos de muestras crecidas con diferentes precursores y en diferentes condiciones experimentales (TEG, AlGaAs, Carbón).

Los **conceptos básicos** para comprensión de este trabajo se presentan en el capítulo I, los temas se han desarrollado con la finalidad de servir de guía. En el capítulo II se dan razón de los **Detalles Experimentales**. Los **Resultados** de la caracterización eléctrica y óptica se presentan en el Capítulo III. En el Capítulo IV finalmente se presentan las **Conclusiones**.

## Objetivo

- 1.- Estudio de los (A) mecanismos de compensación en películas epitaxiales de semiconductores III-V ( GaAlAs/GaAs crecidas por MOCVD).
- 2.- Análisis de la influencia de los (B) defectos nativos y de las impurezas residuales en sus características eléctricas y ópticas (A partir de mediciones de *Fotoluminiscencia, Fotorreflectancia y Efecto Hall*).

## Índice de contenido

	<b>Pág.</b>
<b>Prólogo</b> .....	vii
<b>Resumen</b> .....	iii
<b>Abstract</b> .....	v
<b>Objetivo</b> .....	ix
 <b>Capítulo I: Introducción</b>	
1.1. Películas epitaxiales de GaAs y GaAlAs y sus aplicaciones.....	1
1.2. Propiedades físicas químicas GaAs y GaAlAs.....	2
1.2.1. Estructuras de bandas de energía del GaAs y GaAlAs .....	2
1.2.2. Propiedades eléctricas y ópticas del GaAs y GaAlAs.....	4
1.3. Métodos de crecimiento de películas epitaxiales de GaAs y GaAlAs por MOCVD.....	5
1.3.1. Crecimiento de películas epitaxiales de GaAs y GaAlAs por MOCVD.....	7
 <b>Capítulo II: Métodos de caracterización utilizados.</b>	
2.1. Caracterización eléctrica por el método de van der Pauw.....	9
2.1.1. Descripción general de los principios de la técnica de van der Pauw.....	10
2.1.2. Sistema de medición.....	14
2.1.3. Comportamiento de la movilidad y concentración de portadores en GaAs de alta calidad .....	15
2.1.4. Efecto de la concentración de impurezas.....	16
2.1.5. Efecto de la Temperatura.....	17
2.2. Caracterización por Fotoluminiscencia.....	19
2.2.1. Principios básicos de la técnica de Fotoluminiscencia .....	23
2.2.2. Sistema de medición.....	24
2.2.3. Discusión de la respuesta sobre un espectro típico.....	25
2.2.4. Efecto de la temperatura.....	27
2.2.5. Efecto de la potencia de excitación.....	27
2.3. Caracterización por Fotorreflectancia.....	28
2.3.1. Descripción general de los principios de la técnica.....	28
2.3.2. Sistema de medición.....	29
2.3.3. Discusión de la respuesta sobre un espectro típico.....	30
2.3.4. Efecto del campo eléctrico.....	31
 <b>Capítulo III: Resultados y Discusión</b>	
3.1. Características Eléctricas de las muestras medidas.....	36

3.1.1. Análisis y discusión sobre las características eléctricas.....	37
3.1.2. Películas epitaxiales de GaAs.....	38
3.1.3. Películas epitaxiales de GaAIAs.....	39
3.1.4. Discusión y Conclusiones.....	40
3.2.Resultados de Fotoluminiscencia(FL).....	42
3.2.1. Resultado de fotolumniscencia .....	42
3.2.2. Análisis y discusión de la respuesta de FL en GaAs y GaAIAs .....	45
3.2.3. Discusión y conclusiones.....	46
3.3.Resultados de fotorreflectancia (FR).....	46
3.3.1. Análisis y discusión de la respuesta de FL en GaAs y GaAIAs .....	49
3.3.2. Discusión y Conclusiones.....	50
<b>Capítulo IV. Conclusiones</b>	
4.1.Conclusiones Generales .....	52
4.2.Aportaciones.....	53
Referencias.....	55
Apéndice.....	58

## Índice de ilustraciones

<b>Figura 1.</b> Disposición espacial de la Estructuras zinc blenda.....	2
<b>Figura 2.</b> Ancho de Banda prohibida vs. Constante de red para semiconductores de la familia III-V(adoptadosporTiem, 1988).....	3
<b>Figura 3.</b> Laboratorio del sistema de crecimiento MOCVD.....	7
<b>Figura 4.</b> Sistema de crecimiento MOCVD.....	8
<b>Figura 5.</b> Diagrama de capas de crecimiento por MOCVD.....	8
<b>Figura 6.</b> Muestra geométrico de la plataforma de la medición de Hall:(a) muestra en forma de Barra y (b) muestra en forma de película usando el método de Van Der Pauw. B denota el campo magnético .I estándar para una superficie de la corriente con un V representa el diámetro para la medición del Voltaje de Hall.....	9
<b>Figura 7.</b> Sistema de medición de Hall.....	14
<b>Figura 8.</b> Sistema de medición de Hall laboratorio.....	15
<b>Figura 9.</b> Mecanismos de dispersión calculados por Fletcher and Butcher [16].....	17
<b>Figura 10.</b> Diagrama que representa la transición discreta .....	21
<b>Figura 11.</b> Diagrama que representa la transición discreta.....	22
<b>Figura 12.</b> Diagrama que representa la transición discreta.....	23
<b>Figura 13.</b> Diagrama energético de recombinación con radiación directa a) recombinación con radiación por centros locales de captura (b, c, d).....	24
<b>Figura 14.</b> Sistema de medición de fotoluminiscencia departamento de eléctrica.....	25
<b>Figura 15.</b> Sistema de medición de fotoluminiscencia.....	25
<b>Figura 16.</b> ejemplo de un espectro de fotoluminiscencia.....	26
<b>Figura 17.</b> Sistema de fotorefectancia.....	29
<b>Figura 18.</b> Cambio en la reflectividad en un semiconductor debido a la incidencia luminosa de un láser por fotorefectancia.....	30
<b>Figura 19.</b> Espectros de fotorefectancia tipico.....	30



<b>Figura 20.</b> Movilidad de electrones en función de concentración para películas epitaxiales de GaAs crecidas por MOCVD[51].....	38
<b>Figura 21.</b> Movilidad de huecos en GaAs en función de la concentración de huecos[52] .....	40
<b>Figura 22.</b> Concentración A baja temperatura de Q32 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0 $\mu\text{mol}/\text{min}$ .....	42
<b>Figura 23.</b> A baja temperatura de 288 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0 $\mu\text{mol}/\text{min}$ .....	43
<b>Figura 24.</b> A baja temperatura de M280 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0 $\mu\text{mol}/\text{min}$ .....	43
<b>Figura 25.</b> A baja temperatura de M280 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0 $\mu\text{mol}/\text{min}$ .....	44
<b>Figura 26.</b> A baja temperatura de M280 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0 $\mu\text{mol}/\text{min}$ .....	44
<b>Figura 27.</b> Espectros de fotoreflectancia para películas MG781 AlGaAs.....	47
<b>Figura 28.</b> Espectros de fotoreflectancia para películas TEG884.....	47
<b>Figura 29.</b> Espectros de fotoreflectancia para películas TEG279.....	48
<b>Figura 30.</b> Comparación de 4 espectros de fotoreflectancia para películas de AlGaAs.....	49
<b>Figura 31.</b> Películas epitaxiales de GaAs Tm 650°C, GaAlAs, aproximadamente 100x60 $\mu\text{m}^2$ características morfológicas MOCVD.....	50
<b>Figura 32.</b> Películas epitaxiales de GaAs Tm 650°C, GaAlAs, aproximadamente 100x60 $\mu\text{m}^2$ características morfológicas MOCVD.....	51
<b>Figura 33.</b> Películas epitaxiales de GaAs Tm 650°C, GaAlAs, aproximadamente 100x60 $\mu\text{m}^2$ características morfológicas MOCVD.....	51

## Capítulo I: Introducción

---

---

### 1.1. Películas Epitaxiales de GaAs y AlGaAs y sus aplicaciones.

Los compuestos semiconductores III-V surgieron a finales de los años 60s como una nueva clase de materiales posteriormente en los años 80s los dispositivos ópticos y de alta velocidad surgieron. Los compuestos de estos materiales, poseen una masa efectiva más pequeña que en los semiconductores puros, como el Si o el Ge, consecuentemente poseen una mayor movilidad.

Otras de sus características más relevantes, es la posibilidad de variar su banda prohibida dejando prácticamente intacta a la constante de red. Diversas estructuras empleadas para la fabricación de novedosos dispositivos se han visto altamente favorecidas al hacer un uso eficiente de estas características. De entre los materiales del grupo III-V, el que más se utiliza es el GaAs, y el sistema  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  es de gran importancia debido a que la diferencia en el parámetro de red entre el GaAs y el  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$   $0 \leq x \leq 1$  es muy pequeña (menor a 0.15% a 300K), lo que garantiza la baja concentración de estados de interfase no deseados.

La tecnología desarrollada para obtener silicio de alta perfección cristalina muy alta pureza que lo colocan como el material más puro creado por el hombre. Aunado a su bajo costo. Hace al silicio como la base de la moderna microelectrónica. Se calcula que los dispositivos de silicio que anualmente se fabrican, en el mundo es 10 veces mayor que el número de todos los granos alimenticios juntos (maíz, arroz, trigo, frijol, lenteja, etc).

El silicio en su perfección cristalina y pureza presenta grandes ventajas, que permiten la miniaturización de los dispositivos, por ello, los electrones dentro de este material pueden viajar grandes distancias sin que choquen con átomos ajenos, esto permite el alto desempeño e integración de los dispositivos tales como microprocesadores modernos como el Pentium IV donde 10 millones de compuertas lógicas están colocadas en unos pocos centímetros cuadrados.

Las principales aplicaciones en la actualidad son como microcomponentes electrónicos de RF dedicados a altas frecuencias, sistemas móviles y radares. El rápido desarrollo de radiofrecuencia revolucionó hoy en día las comunicaciones y otros sistemas de trabajo en microondas y milímetros de ondas que facilita en su totalidad nuevos servicios de desarrollo a través de la física fundamental, y materiales tecnológicos desarrollaron modelos optoelectrónicos y dispositivos de diseño de CI basados en GaAs, InP, GaN, SiC otros componentes semiconductores y otros componentes optoelectrónicos emergen nuevas tecnologías con el ancho de banda de los materiales.

## I.2. Propiedades físicas químicas del GaAs y el AlGaAs

La constante de red de GaAs altamente puro a temperatura ambiente es de  $5.65 \text{ \AA}$  a temperatura ambiente, con un incertidumbre de  $1 \times 10^{-6} \text{ \AA}$ .

La absorción intrínseca de la luz en un semiconductor, con fotones existe en varios materiales que presentan propiedades semiconductoras. Como semiconductores elementales podemos citar al silicio y el Germanio, materiales del grupo IV de la tabla periódica de elementos el germanio tiene propiedades similares al Silicio y fue muy popular a mediados de los años 70s.

Las estructuras de zinc-Blenda y wurzita son las dos estructuras cristalinas más comunes de los semiconductores para aplicaciones prácticas. La estructura de la zinc blenda consta de dos estructuras fcc(cúbica centrada en la cara) desplazadas entre si por un cuarto de la diagonal del cuerpo (ver Figura 1 ). La estructura zinblenda no es una red de Bravais por que la celda elemental contiene dos átomos, uno localizado en el origen y el otro en  $(a/4, a/4, a/4)$  donde  $a$  es el lado del cubo.



**Figura 1. Disposición espacial de la estructuras zinc blenda.**

Actualmente el 95% de los dispositivos electrónicos se fabrica con base en Silicio, ya que este material es económico, de gran abundancia y repetimos, ha alcanzado un desarrollo tecnológico sin paralelo. Sin embargo el silicio no puede ser usado como un eficiente emisor de luz porque su estructura de banda es indirecta.

Los dispositivos semiconductores emisores de luz se fabrican en su región activa por un semiconductor compuesto de banda directa, como son el GaAs, el AlAs, el InP o el GaSb etc.

### I.2.1. Estructura de bandas de energía del GaAs y el AlGaAs.

En la Figura 2 se muestra el valor de la banda de energía prohibida en función del parámetro de red para varios compuestos semiconductores del grupo III-V. Los puntos representan compuestos binarios, las líneas compuestos ternarios y las áreas entre las líneas compuestos cuaternarios. Así vemos que GaAs tienen ancho de Banda de 1.43eV y una constante de red de 5.65Å, el AlAs con una constante de red de 5.66Å y un ancho de banda de 2.16eV. De esta manera el compuesto ternario AlGaAs está formado por la combinación de GaAs y AlAs en diferentes proporciones, de tal manera que aumentando el contenido de Al podemos obtener compuestos semiconductores con una banda de energía prohibida que va de 1.43 a 2.16 eV. Es importante recalcar que para estos compuestos el parámetro de red cambia sólo en 0.0081 Å que es  $1.5 \times 10^{-3}$ .

Como semiconductores compuestos podemos citar a la familia de compuestos III-V, la cual comprende a aquellos materiales en los que el 50% son elementos del grupo III de la tabla periódica (Aluminio Galio Indio) y el otro 50% comprende a los elementos del grupo V (Fósforo, Arsénico y Antimonio). Estos pueden ser binarios ( $AlP, AlAs, AlSb, GaP, GaAs, GaSb, InP, InAs, InSb$ ) o ternarios ( $GaAs_xP_{1-x}, Ga_xAl_{1-x}As, GaAs, GaSb, InAs, InSb$ ). Una ventaja de estos materiales es que se pueden escoger de acuerdo a la propiedad deseada.

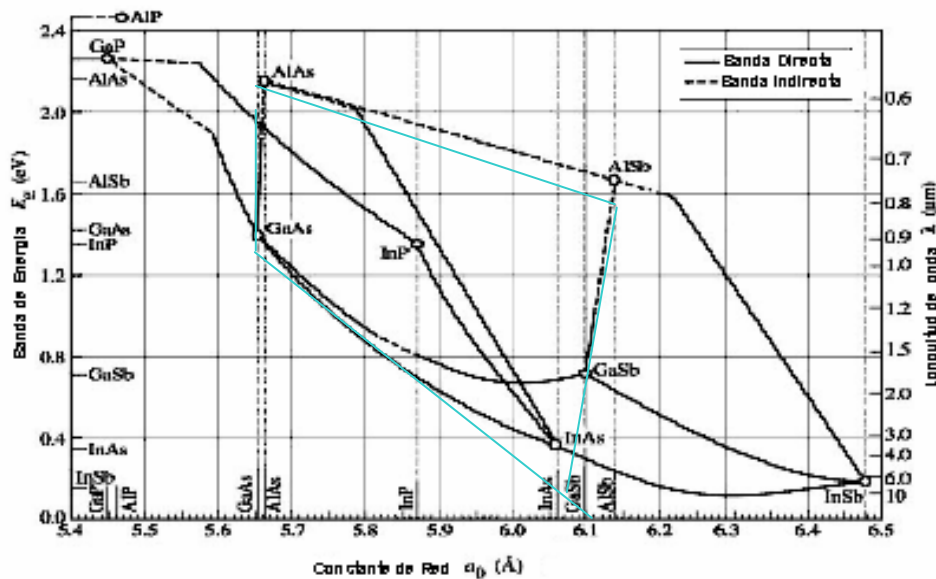


Figura 2. Ancho de banda prohibida vs. constante de red para semiconductores de la familia III-V (adoptados por Tiem, 1988).

El GaAs es un semiconductor compuesto miembro de la familia III-V y es particularmente útil en el trabajo a altas frecuencias o aplicaciones opto electrónicas. En este trabajo se estudió los AlGaAs/GaAs donde el material GaAs tiene ancho de Banda de 1.43eV y una constante de red de 5.65Å que pertenece a transiciones directas, el rango permitido con el cual se puede cambiar es AlAs con una constante de red de 5.66Å y un ancho de banda de 2.16eV. Así mismo GaSb con una constante de red de 6.09Å y un ancho de

banda directa 0.72eV. En un material binario del grupo III-V necesariamente se necesita saber el ancho de banda de material ya que en ese orden se obtiene la emisión como ya sabemos el confinamiento de capas puede ser indirecta o directa. La temperatura depende del ancho de banda.

### 1.2.2. Propiedades eléctricas y ópticas del GaAs y GaAlAs

Las propiedades eléctricas básicas se presentan en la siguiente tabla para AlGaAs/GaAs.

<b>Movilidad de electrones</b>	
0<x<0.45	$8 \cdot 10^3 - 2.2 \cdot 10^4 x + 10^4 \cdot x^2 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$
0.45<x<1	$-255 + 1160x - 720x^2 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$
<b>Movilidad de huecos</b>	
	$370 - 970x + 740x^2 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$
Coeficiente de Difusión de electrones	
0<x<0.45	$200 - 550x + 250x^2 \text{ cm}^2/\text{s}$
0.45<x<1	$-6.4 + 29x - 18x^2 \text{ cm}^2/\text{s}$
Coeficiente de Difusión de huecos	
	$9.2 - 24x + 18.5x^2 \text{ cm}^2/\text{s}$
<b>Velocidad térmica del electrón</b>	
0<x<0.4	$(4.4 - 2.1x) \cdot 10^5 \text{ m/s}$
0.45<x<1	$2.3 \cdot 10^5 \text{ m/s}$
Velocidad térmica del huecos	
	$(1.8 - 0.5x) \cdot 10^5 \text{ m/s}$

Para las propiedades ópticas tenemos que el índice de refracción (300 K),  $n=3.3-0.53x+0.09x^2$ . A estimado la temperatura depende de la energía diferente entre los toques de la banda de Valencia y el ultimo interior de los valles  $\Gamma$ , X, y L de la banda de conducción  $E_{\Gamma}$ ,  $E_X$  y  $E_L$  uno puede usarse como un dato para GaAs <sup>[18]</sup> La temperatura depende de la diferencia de energía entre los límites de limite de la banda de valencia y fondo del valle L de la banda de conducción. A si mismo la temperatura depende de la diferencia de energía entre los limites de la fonda de valencia y fondo de el valle X de la banda de conducción.

Separación de energía entre  $\Gamma$ -, X-, y L- que es el tope de la banda de conducción mínima y el tope de la banda de valencia de su composición. Puntos que atraviesa <sup>[18]</sup>:

Separación de energía	
$x_c(L-X) = 0.35 \text{ eV}$	$E_L=E_X = 1.95 \text{ eV}$
$x_c(\Gamma-X) = 0.41 \text{ eV}$	$E_\Gamma=E_X = 1.97 \text{ eV}$
$x_c(\Gamma-L) = 0.47 \text{ eV}$	$E_\Gamma=E_L = 2.04 \text{ eV}$

### 1.3. Métodos de crecimiento de películas epitaxiales de GaAs y GaAlAs por MOCVD.

En especial se destacan técnicas MBE, MOCVD y en menor medida LPE <sup>[9]</sup>, al mismo tiempo que nos proporcionan películas epitaxiales con la calidad apropiada .

De estas técnicas, MBE puede considerarse como la que ofrece mejores posibilidades, tanto de control de espesores de la capa epitaxiales como para su caracterización. Esta técnicas cuentan con un subconjunto de subsistemas destinados a la medición y análisis , los cuales permiten entre otras cosas la caracterización in situ de películas durante y después del crecimiento lográndose de esta forma la obtención de estructuras con alto grado de complejidad. En MBE los elementos precursores, son evaporados hacia la superficie del sustrato utilizando celdas de efusión(conocida como celda de Knudsen)lo cual aunado con las condiciones de ultra alto vacío existente dentro de la cámara de crecimiento puede considerarse permite que la distancia medida recorrida para las especies evaporadas sea grande (alrededor de 500Km para moléculas de nitrógeno y oxígeno a  $10^{-10}$  Torr<sup>[9]</sup>). De esta forma se obtiene haces moleculares, los cuales pueden ser dirigidos hacia la superficie de crecimiento en forma canónica con el ángulo sólido apropiado de acuerdo a las necesidades y características de la celda de Knudsen utilizadas<sup>[10]</sup>.Las intensidades de los haces moleculares , son generalmente reguladas utilizando medidores de ionización y regulando la temperatura de las celdas de evaporación correspondiente a cada uno de los elementos precursores.

La amplia aceptación que ha tenido el uso de esta técnica de crecimiento , se debe principalmente al alto grado de ultra alto vacío(UVH) no solo brinda las condiciones adecuadas para su crecimiento, si no que también hace posible la implementación de técnicas de caracterización in situ, las cuales permiten a su vez el monitoreo de las condiciones dentro de la cámara de crecimiento antes, durante y después del crecimiento se lleve a cabo en forma correcta si no también para conocer las condiciones en las que se realiza .El conocimiento de las condiciones en las cuales se crece es de gran importancia, pues nos permite interpretar muchas de las características finales de las estructuras crecidas. Este conocimiento se consigue por lo general con la ayuda de un espectrómetro de masa que permite obtener la información sobre la condiciones que priva dentro de la cámara de crecimiento inmediatamente

antes de iniciar el crecimiento, lo resulta útil si en determinado momento decidiésemos intentar eliminar las especies indeseables antes de iniciar el crecimiento, de la estructura después de esta ya ha sido crecida, basada en las condiciones de crecimiento antes y después del proceso.

La técnica conocida como MOCVD fue desarrollada por Manasevit<sup>[11,12]</sup> a finales de los 60s, a tomado gran auge, entre otras cosas debido a la calidad de los materiales obtenidos así como a la gran variedad de compuesto metalorgánicos que se han podido sintetizar para ser utilizados como precursores. Pero tal vez, el principal atractivo de estas técnicas es la gran cantidad de materiales que son factibles de ser crecidos con ella. Actualmente el grado de pureza con el que se son obtenidos los compuesto metalorgánicos es otro de los factores que hace afectiva la utilización<sup>[13]</sup>. En lo que respecta al control de los espesores durante el crecimiento, aunque MOCVD no es una técnica tan precisa como el MBE, en este aspecto se ha demostrado que sea adecuada mediante el control de los espesores y de la morfología superficial de la películas es primordial para las aplicaciones planeadas. En lo que al monitoreo del proceso de crecimiento se refiere, MOCVD no cuenta con la variedad de técnicas auxiliares para la caracterización de in situ como es el caso de MBE. Se considera que una de las técnicas de crecimiento mas versátiles, debido, como ya se ha mencionado, ala gran cantidad de compuesto que pueden ser crecidos con ella, además la calidad de las películas obtenidas es similar a la obtenidas en MBE.

La composición de los materiales crecidos mediante esta técnica, se encuentra determinada por la difusión de los compuestos precursores a través de la capa frontera, siendo que los coeficientes de distribución para mucho de estos sistemas son cercanos a la unidad<sup>[14,15,16]</sup>. Podemos distinguir dos variantes, las cuales difieren principalmente en la presión que existe en la cámara durante el crecimiento, estas variantes son LPMOCVD y APMOCVD. La primera de estas(LPMOCVD: MOCVD es a baja presión) permiten mejor control sobre los aspectos de las capas crecidas en comparación con la segunda técnica mencionada(APMOCVD: MOCVD a presión atmosférica). La baja presión dentro de la cámara de crecimiento, permite incrementar la velocidad de flujo y disminuir la razón de crecimiento, lo que a su vez permite controlar los espesores de las capas crecidas, así mismo ayuda a la obtención de interfase con un perfil abrupto además de permitir la disminución de los tiempo de purga necesaria para borrar en lo posible la memoria del reactor entre el crecimiento de un a capa y otra. La técnica de APMOCVD(MOCVD a presión atmosférica) como las siglas lo indican, se efectúa a presión atmosférica, obteniéndose valores típicos para la velocidad de crecimiento de  $1\mu m/h$ , valor que se incrementa cuando se aumenta el flujo del gas portador que fluye en la cámara de crecimiento así como la concentración de precursores, entre otros factores. La atmósfera de crecimiento generalmente empleada en esta técnica es  $H_2$  de alta pureza.

Comparativamente con la técnica de Epitaxia Fase Líquida (LPE)<sup>[17]</sup>, MOCVD a presión atmosférica ofrece mayores ventajas sobre el control de los espesores y morfología superficial mientras que con respecto al MBE a favor del MOCVD, es un menor costo inicial, sin embargo muchos de los compuestos utilizados en los sistemas MOCVD son altamente tóxicos como en el caso de la arsina y de la fosfina por lo que las medidas de seguridad deben ser extremas. Adicionalmente debido principalmente a que el proceso de crecimiento de este tipo de sistemas este alejado del equilibrio, se puede crecer una gran variedad de compuestos que en otros sistemas de crecimiento no se pueden obtener P(fosforo)<sup>[18,19]</sup>.

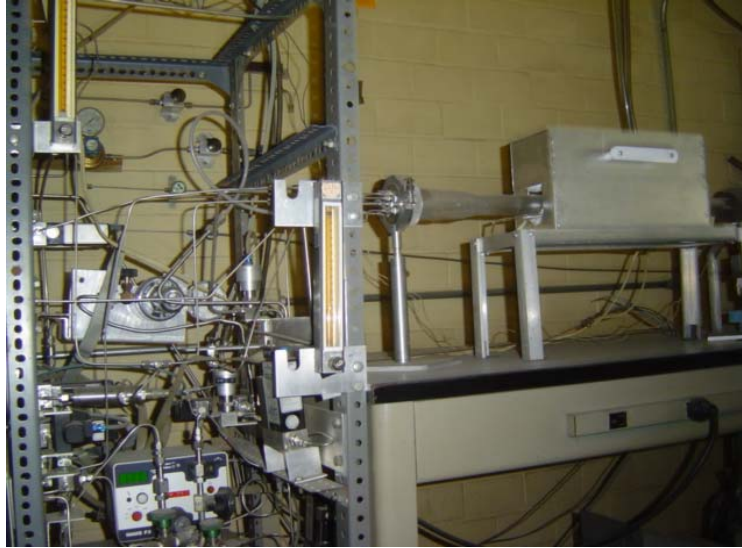
La técnica de LPE y VPE son técnicas en las cuales los procesos de crecimiento transcurren en condiciones cercanas al equilibrio en comparación con las técnicas anteriores. En LPE, los problemas de contaminación con oxígeno cuando se crece AlGaAs, son reducidos por la misma naturaleza misma del proceso de crecimiento en esta técnica se usa un solvente de Ga, el cual contiene las cantidades apropiadas de As y Al como soluto. Controlando la temperatura de la solución y se puede lograr el crecimiento de la capa epitaxial. Impurezas, como el oxígeno, no se incorporan fundido, lo único que pasa en la superficie del fundido se forma una capa de  $Al_2O_3$  lo cual evita la incorporación de este en la capa epitaxial obteniéndose películas de alta calidad óptica.

### **1.3.1 Crecimiento de películas Epitaxiales de GaAs y GaAlAs por MOCVD.**

Para la realización de este trabajo se utilizó un sistema Deposito Químico Fase Vapor con Metal Orgánico (MOCVD)<sup>[20]</sup>. Las características que poseen los sistemas comerciales MOCVD son tales que garantizan excelente control en las propiedades de los materiales y sus dispositivos. Así mismos los precursores deben ser de la mayor pureza posible, de preferencia debe tener un certificado de análisis de impurezas proporcionado por el proveedor. La red de las líneas de gases y precursores debe ser de la mayor pureza posible, de preferencia la temperatura del sustrato debe tener una variación menor o igual a 0.1°e.

La red de líneas de gases y precursores debe tener alto grado de regulación para evitar variaciones en la composición de las aleaciones semiconductoras. En sistemas hechos en el laboratorio debe buscarse cumplir con estos requisitos, de otra manera las características de las películas epitaxiales estarían limitadas por como baja reproducibilidad, y compensación por impurezas residuales, entre otros.



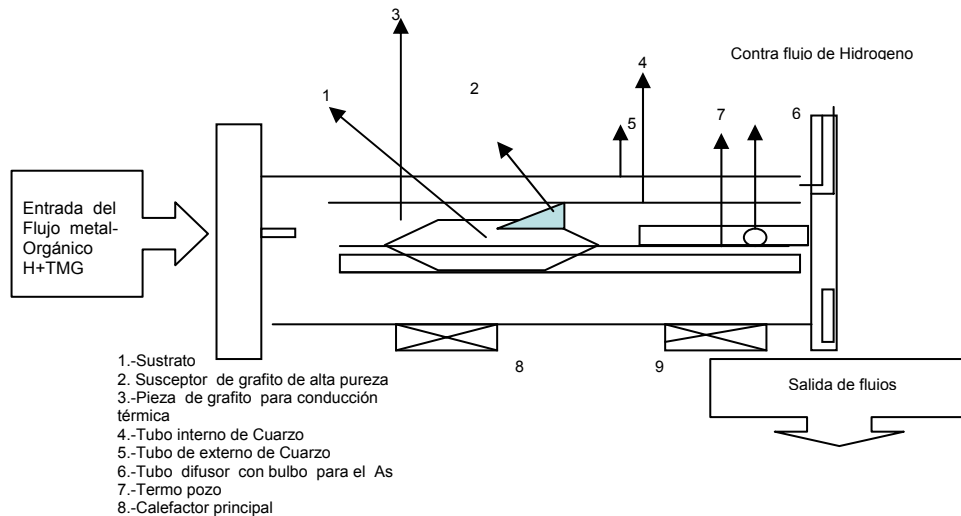


**Figura 3. Sistema de crecimiento MOCVD**

La configuración de los sistemas MOCVD es muy diversa, en la Figura 3 se muestra el esquema de un sistema con reactor horizontal, se indica la disposición normal del sustrato del calefactor para establecer la temperatura de crecimiento<sup>[5,20]</sup>.

Como se puede notar se tienen varias líneas de gases para introducir los precursores necesarios, con una regulación precisa de los flujos a zona de salida de gases se tienen un sistema burbujeador y trampas para los gases de escape.

Este reactor tiene dos entradas para flujo de gases. El flujo principal transporta a los precursores (TMG y  $\text{NH}_3$ ) en dirección paralela al sustrato a través de la boquilla de cuarzo ver (Figura 4).



**Figura 4. Sistema de crecimiento**

El flujo secundario o “Subflujo” transporta un gas inactivo en dirección perpendicular al sustrato, con el propósito de cambiar la dirección del flujo principal, y para mantener el gas reactante en contacto con el sustrato (Figura 5). Este flujo es muy importante, sin este no se podría obtener una película continua y solo se formaría de islas sobre el sustrato<sup>[21]</sup>. Como subflujo se usa una mezcla de H<sub>2</sub> y N<sub>2</sub>.

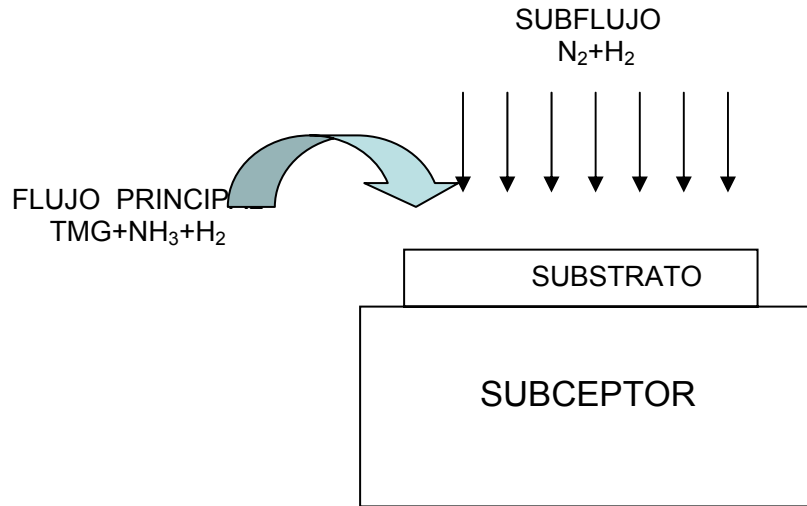


Figura 5. Diagrama de capas

## Capítulo II

### I. 2.1. Características eléctricas por el método de van der Pauw.

El efecto Hall, E.H. Hall (1855-1938), trabajo en la Universidad de Harvard. Para 1881 a 1921 considero una muestra en forma rectangular orientada a lo largo del eje x como se muestra en la Figura 9, se presenta cuando se aplica un campo magnético perpendicular  $\vec{B}$  a lo largo del eje z o del a flujo de corriente en el material, el cual produce un campo eléctrico transversal eje x, perpendicular tanto al flujo magnético como al campo eléctrico longitudinal, de tal forma que la densidad de corriente y el campo eléctrico no son paralelos.

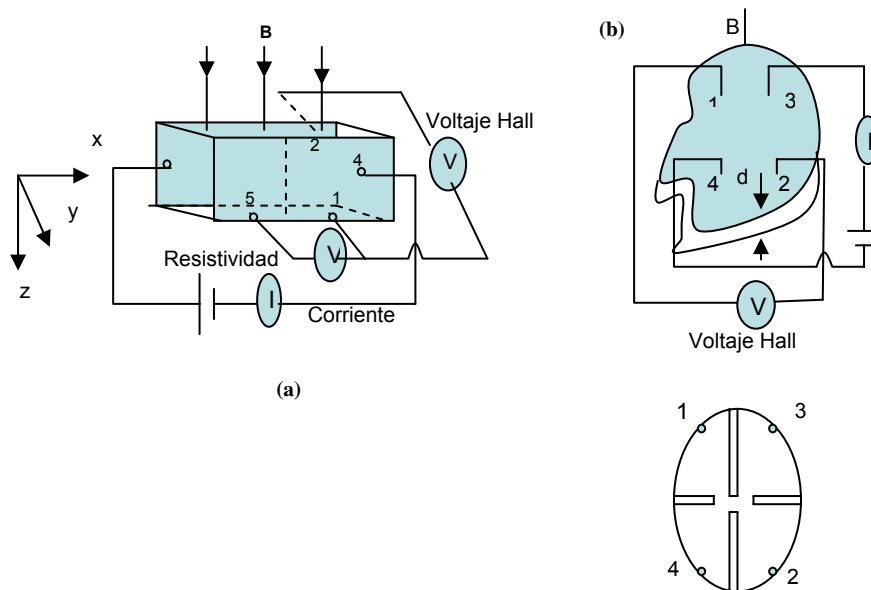


Figura 6. Muestra geométrica de la plataforma de la medición de Hall:(a) muestra en forma de Barra y (b) muestra en forma de película usando el método de Van Der Pauw. B denota el campo magnético. I estándar para una superficie de la corriente con un V representa el diámetro para la medición del Voltaje de Hall<sup>[22]</sup>.

El efecto producido por el campo eléctrico transversal es un voltaje, el cual es susceptible de medirse a través de la muestra. Este voltaje Hall puede expresarse en función del coeficiente Hall  $R_H$ . La fuerza total producida simultáneamente por un campo eléctrico  $\vec{E}$  y un campo magnético  $\vec{B}$ , sobre los portadores de carga esta dada por la expresión de Lorentz.

Así el resultado de la carga en dos posiciones en la superficie perpendicular al eje y creando un campo eléctrico  $\vec{E}_y$  el cual se cancela el efecto de la fuerza de Lorentz la condición es  $I_y = 0$ , y el campo inducido  $\vec{E}_y$ . La ecuación es:

$$\vec{E}_y = -\omega\tau I_y / \sigma_0 \quad (1)$$

Cuando la corriente es medida en la dirección x tenemos:

$$I_x = \sigma_0 \vec{E}_x \quad (2)$$

La medición exacta experimentalmente es  $\vec{E}_y$  donde es  $I_x$  y  $\vec{B}$  el control externo de los parámetros por lo que definimos que el coeficiente Hall  $R_H$  es de radio:

$$R_H = \vec{E}_y / I_x \vec{B}_z \quad (3)$$

Combinando los resultados de la ecuación 2,3 obtenemos  $R_H$

$$(4)$$

Notando que la señal de  $R_H$  depende de la carga, la cual es positiva para huecos. Cuando observamos el efecto Hall es importante la técnica para determinar la concentración de portadores de la muestra. En la compensación de muestras semiconductoras cuando se presentan huecos o electrones tenemos que  $R_H$ .

$$R_H = \frac{N_p - b^2 N_n}{ec(bN_n + N_p)^2} \quad (5)$$

donde  $N_n$  y  $N_p$  son la concentración negativa y positiva de las cargas respectivamente y  $b$  es el radio de la movilidad:  $\mu_n / \mu_p$ . Correlacionando a (4) para los casos anisotrópicos de la masa y  $\tau_t$  obtenido por Henring y Vogt.

### 2.1.1. Descripción general de los principios de la técnica de van der Pauw .

Una de las limitaciones del efecto Hall a la hora de medirse se describe con una barra rectangular después de ser crecida una película epitaxial sobre el substrato. La técnica de Hall se extiende sobre una muestra dos partes geométricas desarrollando el método por Van Der Pauw para medir el coeficiente Hall y la resistividad en la muestra como se ve en la Figura 9 b) en este método en particular en la muestra donde la corriente atraviesa los contactos 3 y 4 el voltaje de Hall es medido en los contactos 1 y 2 como se muestra en la Figura 9.b. En uno usualmente se mide el voltaje con el campo magnético  $V_{12}(\pm\vec{B})$  con un campo  $V_{12}(0)$ . Aparte Van Der Pauw muestra la obtención del coeficiente Hall así:

$$R_H = \frac{[V_{12}(B) - V_{12}(0)]d}{I_{34}\bar{B}} = \frac{[V_{12}(B) - V_{12}(-\bar{B})]d}{2I_{34}\bar{B}} \quad (6)$$

donde  $d$  distancia de la muestra,  $\bar{B}$  es el campo magnético, y  $I_{34}$  es la corriente que pasa en el contacto 3 al contacto 4.

La resistividad  $r_H$  puede ser medida con el método de Van Der Pauw en este caso los dos contactos adyacentes 2 y 3 ( $I_{23}$ ) para el contacto de corriente con dos contactos utilizados en la medición de Voltaje  $V_{41}$ . que es la resultante de la resistencia definida como  $R_{41,23}$ :

$$R_{41,23} = |V_{41}|/I_{23} \quad (7)$$

Otra de las mediciones que ocurre es cuando la corriente atraviesa los contactos 1 y 3 y el voltaje medido atraviesa los contactos 2 y 4 para el resultado de la resistencia  $R_{24,13}$ , después con  $R_{41,23}$  que puede ser calculada con la expresión  $\Omega$ :

$$\Omega = \frac{\pi d(R_{24,13} + R_{41,23})f}{2 \ln 2} \quad (8)$$

donde  $f$  es el factor que depende del radio  $R_{24,13}/R_{41,23}$ ; en la ecuación 1 con un radio exacto<sup>[14]</sup>. Cuando un radio equivale a 10,  $f$  decrece a 0.7. Usualmente a lo largo del volumen del radio los contactos pueden ser muestras inhomogéneamente dopadas.

Para la formación de contactos óhmicos en GaAs tradicionalmente se han utilizado aleaciones de Au y varios metales, estos últimos se eligen por su afinidad química con el semiconductor<sup>[23]</sup>. El Au se usa por su resistencia a la oxidación y su baja resistencia específica,  $2.214 \mu\Omega\text{-cm}$ , comparado con la del Pt,  $10.5 \mu\Omega\text{-cm}$ . Para películas epitaxiales de GaAs tipo-n se utilizan aleaciones de Au-Ge-Ni o Au-Ge y para tipo-p aleaciones de Au-Zn. Aunque la resistencia de contacto que se obtiene es en muchos casos menor a  $10^{-5} \Omega\text{-cm}^2$ , la estabilidad térmica del contacto no siempre es buena y el espesor de la zona de contacto puede extenderse hasta 750nm por efecto de la interdifusión<sup>[15]</sup>.

En general la resistencia eléctrica asociada a los contactos ohmicos está determinada por cuatro factores principales:

- i) Las propiedades fisicoquímicas del semiconductor (función de trabajo y grado de impurificación) y el estado de las superficies del semiconductor (densidad de estados superficiales).
- ii) La selección del metal o aleación metálica para formar un contacto metal-semiconductor, para que funcione adecuadamente como contacto óhmico.

- iii) Los procesos utilizados para la preparación de la superficie del semiconductor, previo a la formación del contacto óhmico. En este caso se incluyen las etapas de preparación de la superficie como son los decapados mecano-químicos o bien procesos de pasivación de las superficies.
- iv) Los procesos de tratamiento térmico necesarios para proporcionar estabilidad eléctrica y mecánica al contacto óhmico.

De los diferentes métodos disponibles para la formación de contactos, los tres siguientes poseen etapas que pueden aprovecharse para mejorar las características de los contactos óhmicos:

- a).- Incorporación de una película interfacial de semiconductor altamente impurificada, entre el semiconductor y la aleación metálica. Con esta aproximación se busca limitar al mínimo la extensión de la región de contacto y reducir la resistencia eléctrica. El semiconductor altamente impurificado se sitúa justo antes de la película metálica.
- b).- Incorporación de una heterounión interfacial semiconductor-semiconductor, de manera que el contacto metálico se produzca con un semiconductor de menor ancho de banda prohibida. Por ejemplo para GaAs se puede utilizar una película de Ge con alta impurificación. Otro ejemplo es cuando se incluye una capa intermedia de indio entre GaAs y la aleación metálica. En este caso los tratamientos térmicos que se utilizan para homogeneizar el contacto producen una película de InAs, o de  $Ga_{1-x}In_xAs$ , ambos semiconductores tienen un ancho de banda menor que el de GaAs.
- c).- Un esquema similar al anterior corresponde al método denominado recrecimiento en fase sólida de la zona de contacto (*solid-phase regrowth*). Aunque este proceso se realiza en fase sólida, se puede producir también en fase líquida. En esta aproximación es necesario prever las posibles reacciones químicas entre los componentes de la aleación metálica y del semiconductor para definir la temperatura de tratamiento.

### **Distribución de energía del electrón por efecto Hall**

Considerando una colección de electrones con un rango de energías  $E$  y una función de distribución, de notando la propiedad de un electrón.

$$\langle a \rangle = \int a(e)f(E)dE / \int f(E)dE \quad (9)$$

Usando la densidad de arrastre puede escribirse:

$$\langle j_x \rangle = \alpha F_x - \gamma B_z F_y$$

$$\langle j_y \rangle = \alpha F_y - \gamma B_z F_x \quad (10)$$

$$\langle j_z \rangle = \langle \sigma_o \rangle F_x$$

donde

$$\alpha = \frac{ne^2}{m^*} \left\langle \frac{\tau}{1 + (\omega_c \tau)^2} \right\rangle \quad (11)$$

$$\gamma = \frac{ne^3}{m^{*2} c} \left\langle \frac{\tau^2}{1 + (\omega_c \tau)^2} \right\rangle \quad (12)$$

El límite del campo magnético débil cuando  $(\omega_c \tau)^2 \ll 1$ , puede aproximarse  $1 + (\omega_c \tau)^2$

$$\alpha = \frac{ne^2}{m^*} \langle \tau \rangle \quad \gamma = \frac{ne^3 \langle \tau^2 \rangle}{m^{*2} c} \quad (13)$$

A través del coeficiente de Hall la distribución de electrones puede ser expresada:

$$R_H = \frac{\langle \tau^2 \rangle}{(-nec)(\tau)^2} = -\frac{r_H}{nec} \quad (14)$$

El factor  $r_H = \frac{\langle \tau^2 \rangle}{(\tau)^2}$  es llamado factor de Hall. La magnitud depende de los mecanismos de compensación que contribuyen al  $\tau$  usualmente en el orden de  $1^{[14]}$ . En el límite del campo magnético cuando  $(\omega_c \tau)^2 \gg 1$  es válido cuando  $r_H=1$ . Lo principal es determinar la movilidad de la carga determinada por la medición de  $R_H$  y  $\sigma_o$ . Obtenemos  $\mu = R_H \sigma_o$ , pero en la ecuación usual se tiene la contribución de la energía, la movilidad es calculada en referencia a la movilidad de Hall utilizando  $\mu_H$  y relativamente obtenemos  $\mu$  que esta dada 'por  $\mu_H = r_H \mu$

La metodología se basa en: La medición de la conductividad, por ejemplo en un material tipo n se tiene.

$$\sigma \approx q \mu_n n \quad (15)$$

El coeficiente de Hall ( $R_H$ ) es proporcional a la densidad  $n$  de portadores de carga de la muestra (para Electrones):

$$R_H = \frac{r}{en} \quad (16)$$

Combinando el coeficiente de Hall y la conductividad, se puede obtener la movilidad.

$$\mu = -\frac{1}{c} R \sigma \quad (17)$$

donde  $c$  es  $r$ , y  $R$  es  $R_H$ .

### 2.1.2. Sistema de medición

El efecto Hall es usado para medir la concentración de portadores, resistividad y movilidad a una temperatura dada. La concentración de portadores como una función de la temperatura permite extraer una información adicional de los mecanismos de conducción.

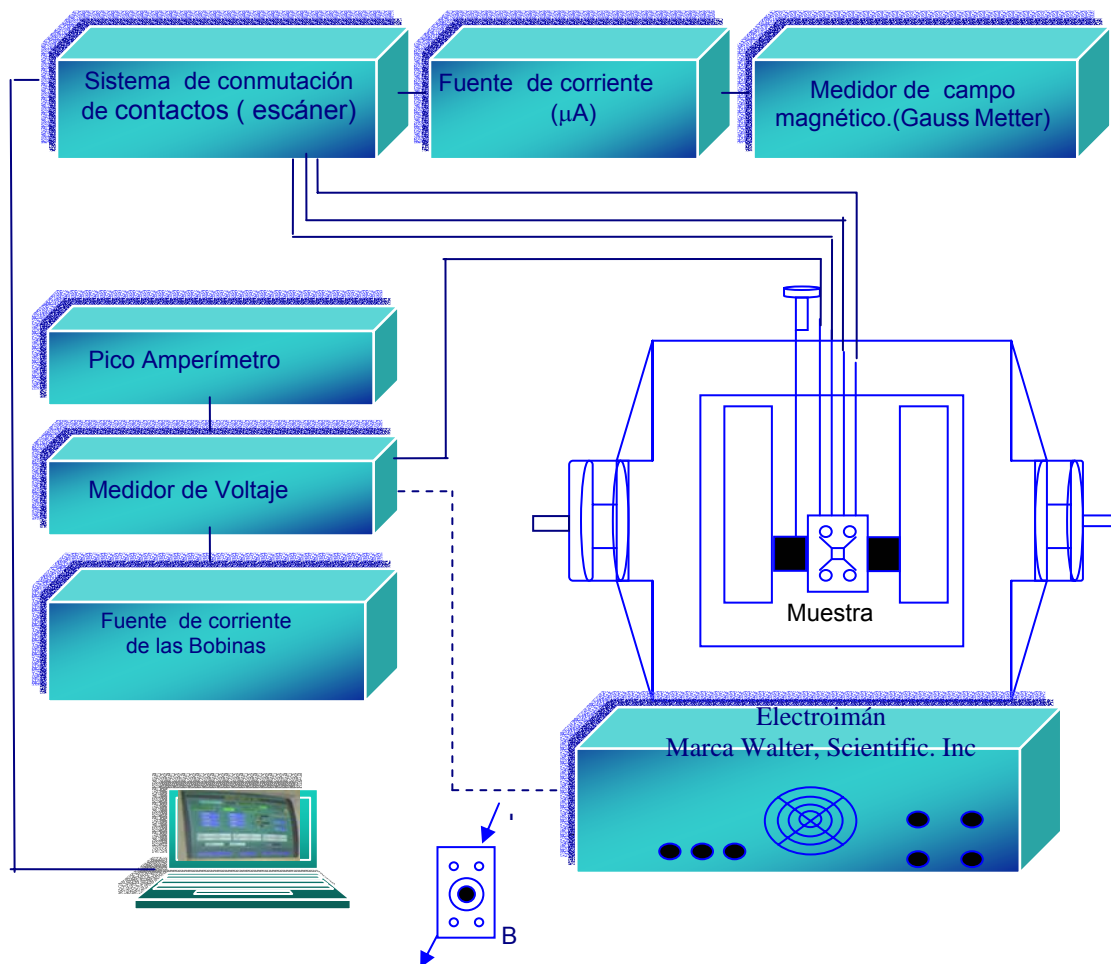


Figura 7. Sistema de medición de Hall.



A partir de los valores medidos de la movilidad ( $\mu$ ) de portadores se puede extraer información sobre los mecanismos de transporte dominantes, así como de la influencia de los defectos y demás centros de dispersión.

La Figura 7 representa el sistema de medición que nos permite realizar las mediciones de eléctricas a través de diagrama de bloques que representamos tiene un Electroimán Marca Walter,Scientic, Inc que permite soportar hasta 8000 Gauss, la corriente máxima  $I_{max} = 10\text{mA}$  también potencia de salida corriente 35mA es limitada ya que experimental mente en la muestra podemos monitoria 1V-105v con 1.99nA-101 mA ; 100 nA -  $I_{max}=10\text{mA}$  a 12V.



1Figura 8. Sistema de medición de Hall

### 2.1.3. Comportamiento de la movilidad y concentración de portadores en GAAs de alta calidad.

Esto es posible puesto que la movilidad se relaciona al tiempo de vida de los portadores de la manera siguiente:

$$\mu = \frac{e\tau}{m} \quad (19)$$

El tiempo de vida para los distintos mecanismos de compensación se relaciona de la manera siguiente:

a) *Movilidad debida a la interacción de un fonones acústicos*

$$\mu_i = \frac{\sqrt{8\pi}q\hbar^4 C_{11}}{3E_{ds} m^{*5/2} (kT)^{3/2}} \approx (m^*)^{5/2} T^{-3/2} \quad (20)$$

La dispersión por fotones acústicos de deformación dependen del tiempo de relajación así como la movilidad dependen de la relación de la masa y la temperatura  $\mu_p \approx (m^*)^{-5/2} T^{-1/2}$ .

$\mu\alpha T^{-3/2}$  Por un fotones acústico (deformación potencial) dispersión

b).-Movilidad para la interacción de impurezas ionizadas

$$\mu_i = \frac{64\sqrt{\pi} \epsilon_s^2 (2kT)^{3/2}}{N_i q^3 m^{*1/2}} \left\{ \ln \left[ 1 + \left( \frac{12\rho \epsilon_s KT}{q^2 N_i^{2/3}} \right)^2 \right] \right\}^{-1} \quad (21)$$

donde la temperatura (T);  $C_{11}$  es la constante de elasticidad para una longitud de expansión (110). La masa efectiva ( $m^*$ ) que puede remplazarse con la masa efectiva de la densidad de estados, la masa efectiva del conductividad ( $m^*$ )<sup>5/2</sup>. Las impurezas ionizadas dependen del tiempo de relajación y la movilidad de la relación de masa y la temperatura  $\mu_p \approx (m^*)^{5/2} T^{3/2}$ . Las impurezas neutrales dependen del tiempo de relajación, que depende también de la masa ( $m^*$ ). donde la concentración exclusiva de los centros de impurezas ionizados (N) la relación que existe entre la temperatura (T)<sup>3/2</sup>. Las impurezas ionizadas y neutrales.

Las altas concentración es de átomos de impurezas, la dispersión de impurezas ionizadas se convierte, en el proceso de dispersión más importante.

c).-La movilidad decrece al incrementarse la densidad de impurezas como lo predice la formula de Conwell-Weisskopf .

$$\mu = \frac{8\sqrt{2}k^2 (2kT)^{3/2}}{\pi^{3/2} Z^2 e^3 m^{*1/2} N \ln[1 + (7kKT / 2Ze^2 N^{2/3})^2]} \quad (22)$$

$\mu\alpha T^{3/2}$  **Por dispersión de impurezas ionizadas**

$$\mu_i = \frac{\sqrt{8\pi}q\hbar^4 C_{11}}{3E_{ds} m^{*5/2} (kT)^{3/2}} \approx (m^*)^{5/2} T^{-3/2} \quad (23)$$

$\mu\alpha T^{-1/2}$  **Por dispersión por fotones acústico (piezoeléctrico).**

La dispersión por fotones acústicos de deformación dependen del tiempo de relajación así como la movilidad dependen de esta en relación de la masa y la temperatura  $\mu_p \approx (m^*)^{-3/2} T^{-1/2}$ .

#### 2.1.4. Efecto de la concentración de impurezas.

En el comportamiento de la movilidad por efecto de los diferentes mecanismos de dispersión, los defectos pueden ser clasificados como defectos puntuales y defectos de línea. El punto de defectos está involucrado usualmente al rededor de los átomos localizado en la región del cristal, un ejemplo típico son los defectos de línea o las dislocaciones. Los defectos de línea pueden estar conformados por un número más pequeño de defectos que son ya defectos complejos.

Los defectos puntuales se clasifican mostrando una peculiaridad de la nomenclatura [8,13]. Vacancia, Intersticial, Antisitios donde las vacancias y antisitios son defectos intrínsecos o nativos o son simple defectos.

La concentración puede determinarse por un análisis de espectroscopía. Los defectos involucrados en los átomos (impurezas) son referencias de los defectos extrínsecos. Los defectos pueden contribuir a tener electrones libres en el cristal y tener nuevos donadores; pueden contribuir en los huecos (remover a los electrones libres) que ahora son aceptores.

Típicamente los semiconductores contienen defectos, impurezas y dislocaciones. El análisis de los cambios en la respuesta para una determinada excitación permite analizar la influencia de los defectos e impurezas en un determinado material.

#### 2.1.5. Efectos de la temperatura.

El comportamiento de la movilidad por efecto de los diferentes mecanismos de dispersión en GaAs y AlGaAs. Con las ecuaciones anteriores obtenemos los siguientes resultados.

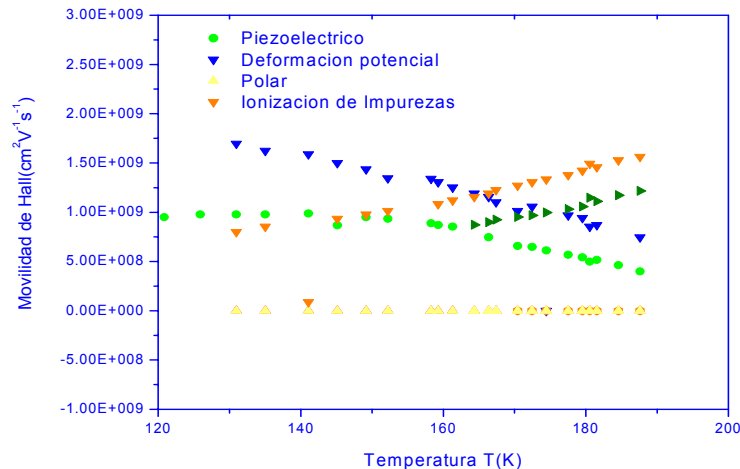


Figura 9 .Mecanismos de dispersión calculados por Fletcher and Butcher [24]

Cuando están presentes varios de los mecanismos de dispersión, se puede utilizar la regla de Mathiessen, de tal forma que la movilidad efectiva se expresa la combinación de la movilidad incluye dos mecanismos de dispersión y de impurezas ionizadas.

$$\mu = \left( \frac{1}{\mu_i} + \frac{1}{\mu_i} \right)^{-1} \quad (24)$$

El rango intermedio de las interacciones de dispersión de ambos tipos son importantes y la movilidad  $\mu$  debe expresarse como  $\mu^{-1} = \mu_i^{-1} + \mu_i^{-1}$ .

donde  $\mu_i$  es la movilidad que puede atribuirse solo a la dispersión de impurezas ionizadas y  $\mu_i$  la que se encuentra en los casos en que la dispersión la red es el único proceso importante es claro de acuerdo a la ecuación anterior que en los materiales semiconductores al crecer la temperatura también la movilidad crece proporcionalmente a  $T^{3/2}$ , si la dispersión se produce sólo por iones de impureza; después pasa por un máximo y luego disminuye proporcionalmente a  $T^{-3/2}$ , si los centros de dispersión son únicamente los fonones (cuantos de energía acústica). Además la temperatura dada la movilidad disminuye con el aumento de la concentración de impurezas<sup>[1]</sup>.

Erginsoy descubrió que la dispersión de impurezas neutras es independiente de la temperatura, por lo tanto puede tener importancia a temperaturas muy bajas cuando la dispersión de la red es despreciable y la mayoría de las impurezas no están ionizadas.

Las vacancias, átomos intersticiales, dislocaciones, fronteras de grano y la superficie de la muestra pueden dispersar huecos y electrones aunque en muchos casos, la dispersión atribuible a estos medios se desecha en comparación con la dispersión de red o impurezas.

Al determinar la movilidad en función de los parámetros que se incluyen en cada caso se puede obtener información precisa de la condición del semiconductor.

Puede por ejemplo obtenerse información sobre las condiciones de crecimiento de las películas semiconductoras así como de la presencia de defectos de diferente naturaleza.

La epitaxia de los semiconductores compuestos se ha realizado por diferentes técnicas MOCVD se ha usado ampliamente para crecer materiales III/V como GaAs ó  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$  con buen control y uniformidad, la facilidad de uso radica en emplear diversos compuestos organometálicos para obtener una gran variedad de semiconductores de alta pureza y presiones reducidas, así como en el control de los espesores<sup>[1]</sup>.

El comportamiento de la movilidad electrónica en función de la concentración de portadores libres es un indicativo de la relación que existe entre la cantidad de impurezas aceptoras y donadoras. En la figura 9 se muestra dependencia la movilidad con la temperatura.

Los resultados se pueden explicar en términos de dispersión de impurezas ionizadas a bajas temperaturas y dispersión de fotones a altas temperaturas<sup>[2]</sup>. La dispersión de electrones en GaAs es dominante por el proceso fotones<sup>[2]</sup>.

## 2.2. Fotoluminiscencia

La fotoluminiscencia, puede ser definida como el proceso mediante el cual, se obtiene una radiación óptica emitida por un sistema físico de excitación por luz, en un estado de desequilibrio principalmente se pueden distinguir tres procesos principales:

- 1.- Creación de pares electrón-hueco por la absorción de la luz incidente.
- 2.- Recombinación radiativa de los pares electrón-hueco.
- 3.- Escape de la radiación de recombinación de la muestra debido a que la excitación de pares electrón hueco por luz, la mayor desviación de su estado de desequilibrio lo encontramos en la superficie de la muestra, esto provoca una concentración de portadores en desequilibrio que tiene que difundirse hacia dentro de la muestra, sin embargo, en este proceso de difusión los portadores disminuyen debido al recombinación que sufre en su trayecto.

En las hojas posteriores se presenta la determinación del perfil de portadores generados en función de  $x$  para una fuente de intensidad  $I_0$  en una muestra de GaAs.

Examinando formalmente como se lleva acabo esta recombinación desde el punto de vista de la mecánica cuántica, comenzamos con la teoría básica de la estimulación y la respuesta.

Si consideramos una muestra cristalina con sus átomos en vibración a cierta frecuencia, y a la luz como una onda electromagnética de la forma  $\exp(-i\omega t)$ . Entonces, tendremos una perturbación en el cristal, dependiente del tiempo, por lo que aplicando la teoría correspondiente a estas perturbaciones tendremos que la forma del Hamiltoniano para la ecuación de Schrödinger será:  $H = H_0 + W$ .

donde el termino  $H_0$  es el Hamiltoniano del sistema no perturbado y  $W$  es el valor de la perturbación dependiente del tiempo.

Para poder encontrar la solución a la ecuación de Schrödinger debemos suponer que las funciones de onda son solución al sistema que se puede escribir como una combinación lineal de la solución de sistemas no perturbados por lo que:

$$\Psi(r,t) = \sum_n \int C_n(t) \Psi_n^0(r,t) dn \quad (25)$$

Y llevando a cabo la simplificación de esta ecuación tenemos:

$$W_{mn} = \int \Psi_n^0(r) W(r,t) \Psi_n^0(r) dv \quad (26)$$

donde  $W_{mn}$  es el elemento matricial entre los estados  $m$  y  $n$ , el cual está relacionado con la probabilidad de que el sistema pase de un estado  $n$  a otro estado  $m$  cuando se aplica una perturbación depende del tiempo.

Se supone que la luz incidente en la muestra tiene un ancho de banda finito por lo que debemos considerar un rango de energías  $\Delta \hbar \omega$ , por lo que la probabilidad de transición por unidad de tiempo estará dada por la siguiente expresión:

$$W(m,n) = \frac{\partial}{\partial t} \sum_m |C_m^1(t)| = \sum \frac{2}{\hbar^2} |W_{mn}|^2 \frac{\text{sen} \omega_{mn} t}{\omega_{mn}} \quad (27)$$

Lo que nos conduce a la regla de oro de Fermi:

$$W(m,n) = \frac{2\pi}{\hbar^2} |W_{mn}|^2 \rho(E_m) \quad (28)$$

Lo cual nos da la probabilidad por unidad de tiempo de un fotón de energía  $\hbar \omega$  produciendo una transición en un punto dado del espacio  $k$ .

Entonces podemos expresar esta probabilidad como una razón de absorción y una razón de emisión estimuladas, que estarán dadas por esta expresión:

$$\begin{aligned} R_{abs}(\hbar \omega) d\hbar \omega &= dW_{ab} P_m P_n \\ R_{em}(\hbar \omega) d\hbar \omega &= -dW_{em} P_m P_n \end{aligned} \quad (29)$$

Sin embargo también existe una razón de emisión espontánea, la cual no tiene conexión con el haz de fotones incidente, esta razón basada en la teoría de que el sistema atómico en un estado excitado, puede emitir un fotón en cualquier dirección, con cualquier polarización y con cualquier frecuencia (La dirección, polarización y frecuencia deberán ser consistentes en el sistema) La razón por emisión espontánea está dada como:

$$W(m,n) = \frac{2\pi}{\hbar^2} |W_{mn}|^2 \rho(E_m) \quad (30)$$

$$R_{sp}(\hbar\omega)d\hbar\omega = \frac{2\pi}{\hbar} \sum |H_{mn}|^2 G(\hbar\omega) P_m P_n \delta(E_{mn} - \hbar\omega) d\hbar\omega \quad (31)$$

donde  $G(\hbar\omega)$  es la densidad total de estados.

Existen tres casos de especial interés en la respuesta espontánea:

1.-Los niveles de energía entre los cuales se llevan a cabo las transiciones (m y n) son ambos discretos. Transiciones entre estados localizados.

2.-un nivel es discreto y el otro continuo. Transiciones entre estados localizados y una banda.

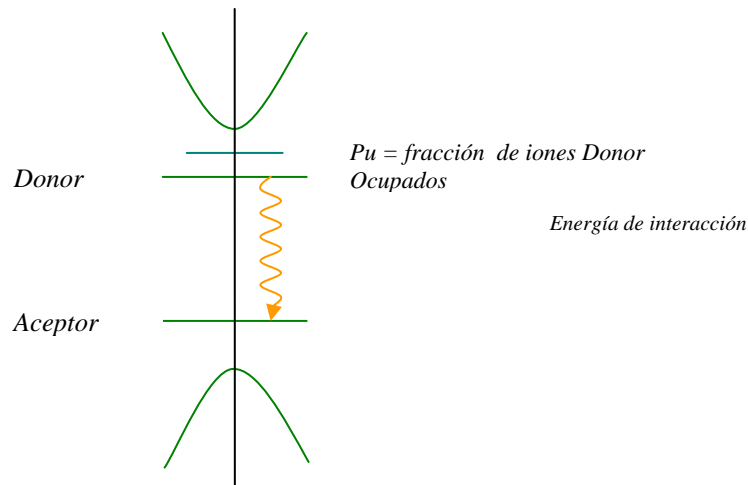
3.-Las transiciones entre bandas son continuas.

Analicemos primero el primer caso, la transición entre niveles discretos. En estas condiciones se tiene que los niveles de energía fuera de los valores  $E_m$  y  $E_n$  son ceros por lo que la expresión para la razón de respuesta espontánea se amplifica a la siguiente expresión<sup>[25]</sup>:

$$R_{sp} = \frac{2\pi}{\hbar} \langle |H_{mn}|^2 \rangle G(\hbar\omega) n_m n_n \quad (32)$$

donde  $n_m$  y  $n_n$  son el número de estados.

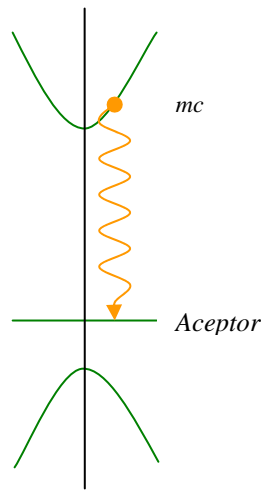
Las transiciones de este tipo se pueden ilustrar por medio del siguiente diagrama:



**Figura 10. Diagrama que representa la transición discreta.**

Sin embargo, existen casos alternos en este tipo de recombinación, esto es que puede ser una recombinación entre 2 niveles de impurezas distintas o bien entre 2 estados de la misma impureza.

Existe otro tipo de recombinación, la cual es entre un estado discreto y un estado continuo, por ejemplo considérese el siguiente caso:



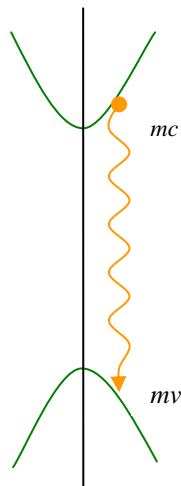
**Figura 11. Diagrama que representa la transición discreta.**

En este caso, la respuesta espontánea esta dada por la expresión:

$$R_{sp} = (\hbar\omega - E_g - E_i) \exp\left(-\frac{(\hbar\omega - E_g - E_i)}{kT}\right) \quad (33)$$

donde  $E_i$  es la energía de enlace de la impureza.

Por ultimo la tercera clase de transiciones se lleva acabo entre dos niveles continuos, se representa por el siguiente diagrama:



**Figura 12. Diagrama que representa la transición discreta.**

donde la respuesta espontánea esta dada por la expresión:



$$R_{sp} = \sqrt{\hbar\omega - E_g} \exp[-(\hbar\omega - E_g)/kT] \quad (34)$$

### 2.2.1. Principios básicos de la técnica.

La absorción intrínseca de la luz por el semiconductor tiene lugar por transiciones ópticas directas, cuando el vector de onda  $k$  de electrón de la banda de valencia coincide con el vector de onda  $k'$  de la banda de conducción ( $k=k'$ ), o bien en transiciones indirectas, cuando esta condición no se cumple ( $k \neq k'$ ).

En el proceso de absorción, los portadores libres formados (electrón y hueco) se dispersan, dando lugar a que durante el tiempo de relajación el electrón descienda al fondo de la banda de conducción, y el hueco suba al techo de la banda de valencia.

Tal estado de equilibrio entre los portadores libres y la red cristalina. La recombinación con la radiación directa del electrón y del hueco tiene lugar solamente en semiconductores muy puros y de estructura cristalina perfecta.

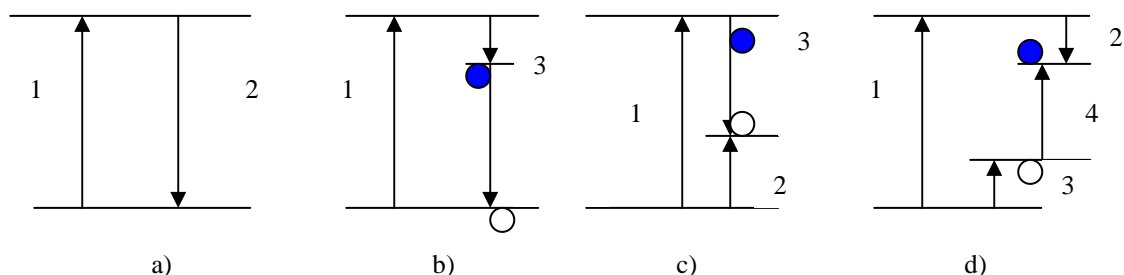
En los semiconductores extrínsecos, pueden actuar, no sólo como impurezas sino como átomos extraños, de distinto género de defectos, dislocaciones, y perturbaciones de la periodicidad cristalina en la superficie del semiconductor, y el exceso superestereométrico de uno de los componentes en el caso de un material semiconductor complejo.

En el proceso de luminiscencia los centros locales, los niveles de energía caen en la banda prohibida de un semiconductor.

Los niveles de recombinación electrón-hueco  $\sigma_n - \sigma_p$  se caracterizan por las secciones eficaces de captura de electrones y de huecos, las trampas y los niveles donadores tiene gran probabilidad de captura de electrones de la banda de conducción, sin embargo para estos niveles prácticamente es imposible el intercambio de la banda de valencia, es decir,  $\sigma_n \gg \sigma_p$ , si el nivel no está ocupado por el electrón entonces, en este caso es donador, sin embargo tiene principio la captura de un electrón de la banda de conducción por el nivel local (transición 2), y después se produce la recombinación por la radiación del electrón localizado y del hueco de la banda de valencia (transición 3),  $\sigma_n > \sigma_p$  surge al recombinarse el electrón libre de la banda de conducción con el hueco capturado por este nivel (transición 3) Figura c.

En este caso existe una gran probabilidad de captura del hueco y el excitado, generando mayor probabilidad de captura del electrón con ambas capturas (transiciones 2 y 3).

Teniendo lugar la transiciones del electrón del nivel excitado al fundamental, acompañada por la radiación de la luz (transición 4). Figura. d.



**Figura 13. Diagrama energético de recombinación con radiación directa a) recombinación con radiación por centros locales de captura (b, c, d)<sup>[26]</sup>.**

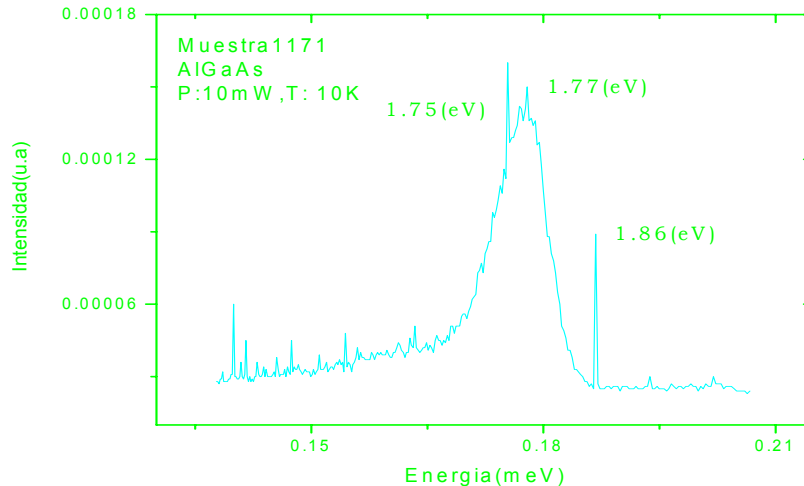
Teniendo la concentración de portadores en desequilibrio y la intensidad de luminiscencia en el instante  $t_0=0$ , es decir, en el instante de interrumpir la luz excitadora, el tipo de radiación del semiconductor, cuya intensidad se describe por la igualdad  $I_l = I_0 e^{-t/\tau}$ , se le llama luminiscencia de recombinación monomolecular. Por su curva exponencial de relajación se puede determinar el tiempo de vida de los portadores en desequilibrio  $\tau$ . En el caso de la excitación, cuando  $\Delta n \ll n_0 + p_0$ , la intensidad de recombinación es proporcional al cuadrado de la concentración de los portadores en desequilibrio la cual decrece con el tiempo.

### 2.2.2. Sistema de medición

En un experimento de fotoluminiscencia típico (Figura 14), es posible capturar la emisión como resultado de la recombinación, esto se logra haciendo uso de una lente, que la colecta y la orienta hacia un espectrofotómetro, en cuya salida se tiene un detector (fotomultiplicador), el cual traduce la señal óptica en eléctrica y cuya intensidad es medida por un amplificador lock-in. Esta medida es llevada a un sistema de adquisición de datos, donde la señal se convierte a digital y finalmente se genera un espectro cuyo eje vertical es proporcional a la señal luminosa y el eje horizontal es la longitud de onda. Con el análisis detallado del espectro se pueden identificar los procesos de recombinación, ya sea a bajas concentraciones de impurezas, altas concentraciones de las mismas o trampas profundas. Con la altura y ancho de los picos en el espectro se puede tener una apreciación cualitativa de la calidad cristalina de la muestra. A bajas temperaturas se tiene la alta posibilidad de formarse un excitón (electrón sacado del átomo y se acopla al que se encuentra en las cercanías, originando una cuasi-partícula que se mueve dentro de la muestra antes de recombinarse), presentándose un pico de mayor intensidad en el espectro. Cuando se tienen una alta calidad cristalina los excitones tienen una mayor probabilidad de formarse. Estas son algunas de las razones por las que la fotoluminiscencia es una técnica de caracterización óptica no destructiva que permite analizar propiedades de semiconductores tales como calidad cristalina, identificación de



bandas de luminiscencia son observadas usualmente en compuestos semiconductores típicos tales como compuestos III-V y II-VI.



**Figura 16. Ejemplo de un espectro.**

La fotoluminiscencia es la recombinación radiactiva de portadores de carga eléctrica generados por excitación óptica [3]. La fotoluminiscencia en los sólidos, es decir en aislantes orgánicos e inorgánicos y semiconductores, es clasificada en términos de la naturaleza de las transiciones electrónicas que la producen.

Si la absorción óptica de un semiconductor esta vinculada con la variación de la energía oscilante de los átomos de su red, tal absorción se llama absorción de la luz por la red.

Debido a que, la red puede absorberse la energía del campo electromagnético debido sólo para determinados valores de la energía del fotón, su espectro se caracteriza por una serie de picos de absorción, que generalmente se sobreponen en la absorción por portadores libres.

En los semiconductores que se encuentran en estado de excitación se puede observar la emisión de radiación electromagnética, es decir luminiscencia.

Tal estado de la sustancia se puede producir por distintos medios. La luminiscencia, como cualquier otra radiación electromagnética, se caracteriza por la intensidad, la composición espectral, la polarización, la coherencia y la duración de la luminiscencia residual.

Y solamente el último carácter distingue la luminiscencia de todos los tipos de radiación de desequilibrio o forzada, las que prácticamente son sin inercia; su duración es del orden del periodo de oscilaciones luminosas ( $10^{-15}$ ).

En este caso de la luminiscencia los actos de absorción y de radiación, están separadas por procesos intermedios, lo que da lugar a una existencia prolongada de la luminiscencia después de interrumpir la excitación.

#### **2.2.4. Efecto de la temperatura**

En la medición de la muestras a baja temperatura se tiene un alta calidad en las películas en las cuales se pueden observar el estado de los electrones con mayor claridad a 77K que a 300k que será a medio ambiente no se podría apreciar. La fotoluminiscencia es la recombinación radiactiva de portadores de carga eléctrica generados por excitación óptica.<sup>[22]</sup> La fotoluminiscencia en los sólidos, es decir en aislantes orgánicos e inorgánicos y semiconductores, es clasificada en términos de la naturaleza de las transiciones electrónicas que la producen.

Si la absorción óptica de un semiconductor esta vinculada con la variación de la energía oscilante de los átomos de su red, tal absorción se llama absorción de la luz por la red.

Debido a que, la red puede absorberse la energía del campo electromagnético debido sólo para determinados valores de la energía del fotón, su espectro se caracteriza por una serie de picos de absorción, que generalmente se sobreponen en la absorción por portadores libres.

En los semiconductores que se encuentran en estado de excitación se puede observar la emisión de radiación electromagnética, es decir luminiscencia. Tal estado de la sustancia se puede producir por distintos medios.

La luminiscencia, como cualquier otra radiación electromagnética, se caracteriza por la intensidad, la composición espectral, la polarización, la coherencia y la duración de la luminiscencia residual.

Y solamente el último carácter distingue la luminiscencia de todos los tipos de radiación de desequilibrio o forzada, las que prácticamente son sin inercia; su duración es del orden del periodo de oscilaciones luminosas ( $10^{-15}$ ).

En este caso de la luminiscencia los actos de absorción y de radiación, están separadas por procesos intermedios, lo que da lugar a una existencia prolongada de la luminiscencia después de interrumpir la excitación.

#### **2.2.5. Efecto de la potencia de excitación**

Entre mayor potencia se le inyecte al láser las películas aumenta la intensidad de la señal. En los semiconductores se distinguen tres tipos de fotoluminiscencia: monomolecular, metaestable y de recombinación.

La radiación monomolecular y la metaestable de cuerpos sólidos ocurren cuando la absorción y la radiación de la luz tienen lugar en el centro de impurezas.

La radiación de recombinación de los semiconductores surge al recombinarse el electrón con el hueco directamente o por el centro de recombinación, que aquí actúa como centro de iluminación. La radiación de precombinación puede surgir también durante la absorción de la luz por excitación.

También en este caso la absorción y de la radiación están separados por el proceso de transmisión de la energía en el cristal a una distancia del orden de muchas constantes de la red cristalina.

La dependencia de la intensidad de luminiscencia respecto a la energía del fotón emitido o de la longitud de onda, sólo se observa en forma de bandas anchas, esta desplazado en dirección de las ondas largas.

Luminiscencia de recombinación de semiconductores tiene lugar en transiciones ópticas directas, cuando el vector de onda  $k$  del electrón de la banda de valencia coincide con el vector de la onda de valencia del electrón.

## II. 2.3.Fotorreflectancia

La fotorreflectancia (FR) es una técnica de espectroscopía modulada EM en la que libre de contactos, en ella a diferencia de otras técnicas las muestras no necesitan ninguna preparación especial.

### 2.3.1.Descripción general de los Principios de la técnica.

La interacción de la luz con la materia, es descrita por comportamiento de campo electromagnéticos, nuestro interés, es determinar el efecto de la radiación sobre semiconductores no magnéticos, en este caso la respuesta del material esta descrita por la función dieléctrica  $\epsilon$  en función de la frecuencia de la radiación incidente<sup>[1]</sup>.

La función dieléctrica también se expresa de manera compleja, por definición como<sup>[22]</sup> :

$$\hat{\epsilon} = \epsilon_1 - i\epsilon_2 \quad (1)$$

donde la partes real e imaginaria están relacionadas por las ecuaciones de Kramer-Kroning:

$$\epsilon_1 = \frac{2}{\pi} p \int_0^{\infty} \frac{\omega' \epsilon_2}{\omega'^2 - \omega^2} d\omega' \quad (2)$$

$$\epsilon_1 = \frac{2\omega}{\pi} P \int_0^{\infty} \frac{\omega' \epsilon_r(\omega')}{\omega^2 - \omega'^2} d\omega' \quad (3)$$

a su vez la función dieléctrica está relacionada con el índice de refracción complejo  $N$   $N^2 = \epsilon$  donde

$$N = n - ik \quad (4)$$

Es el efecto del campo eléctrico sobre la función dieléctrica, el comportamiento del electrón en un semiconductor esta descrito por la función de onda de Bloch.

### 2.3.2. Descripción experimental.

En FR dos fuentes de luz se hacen incidir simultáneamente sobre un punto de la muestra. Se usa un láser como primera fuente y sirve para bombear electrones de la banda de valencia a la banda de conducción, la energía del láser debe ser mayor que la banda de energía prohibida del semiconductor para permitir este bombeo. El segundo haz; llamado haz de prueba, que generalmente proviene de una lámpara que se hace pasar por un monocromador y se usa para analizar por un barrido en longitud de onda a la muestra. <sup>[26]</sup>

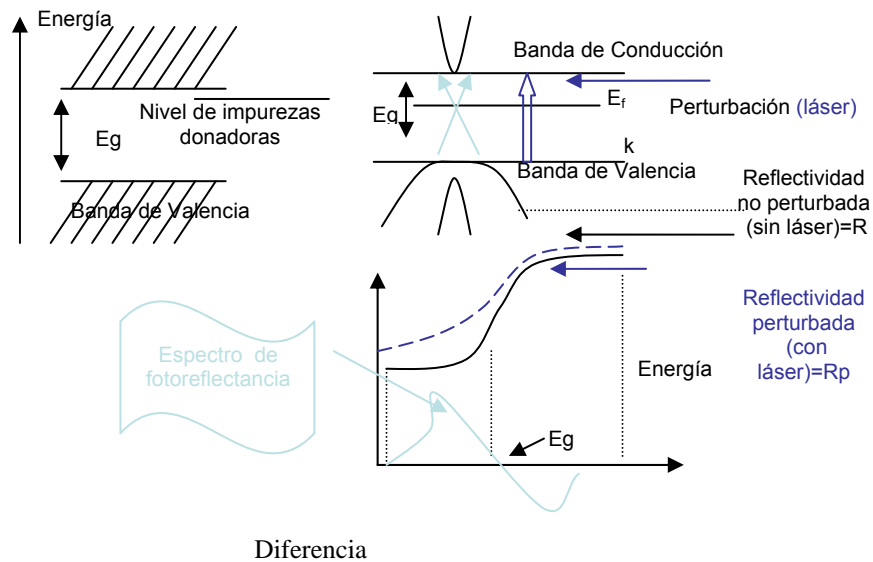
Con el fin de utilizar la técnica sensible a fase, experimentalmente usamos un estroboscopio (chopper) para la interrupción del haz de bombeo el láser, este es interrumpido a una determinada frecuencia y la frecuencia eléctricamente se envía a un amplificador sensible a fase (lock-in) ver figura 17.



**Figura 17. Sistema de Fotorelectancia**

En FR se detecta la luz reflejada por la muestra y para ello usamos un fotodetector. El haz reflejado tiene dos componentes, una componente contiene solamente la luz reflejada  $R$  (esto sucede cuando el chopper interrumpe la luz del láser) y al girar el estroboscopio, se permite pasar la luz del láser, y en ese momento, se tiene que la reflectividad normal tendrá superpuesta una señal

modulada que se presenta a la misma frecuencia que la frecuencia del láser de bombeo, así la reflectividad de la muestra es perturbada  $R_p$ . El cambio de la reflectividad entre estas dos situaciones ( $\Delta R = R - R_p$ ) es muy pequeño (del orden de  $10^{-4}$ ), pero estos cambios son posibles de medir con la ayuda de un amplificador sensible a fase (Lock-in). Medimos el cambio en reflectividad  $\Delta R$  para cada una de las longitudes de onda elegidas, Esta alteración del espectro de reflectividad de la muestra es generada por la perturbación del láser de bombeo. Para presentar cambios (ver figura 18) que no dependan de la intensidad del haz incidente, calculamos la razón  $\Delta R/R$  y la graficamos como función de las diferentes longitudes de la luz incidente [2,26].



**Figura 18. Cambio en la reflectividad en un semiconductor debido a la incidencia luminosa de un láser por FR.**

### 2.3.3. Discusión de la respuesta sobre un espectro típico

Ajuste al modelo de Aspnes para la forma de línea de fotorelectancia para n Al GaAs. Se ha empleado ajuste de datos experimentales por lo que podemos decir que el crecimiento de la capa superior de GaAs da campos eléctricos a su vez originan las oscilaciones de Franz-Keldysh tiene magnitudes del orden de  $2 \times 10^6$ .

Podría deberse a la gran intensidad del campo eléctrico que afectar no sólo a las transiciones de la banda, junto también a las asociadas con el desdoblamiento espín-orbita.



Tenemos las propiedades del sistema la composición depende del ancho de banda de energía a 300°k .

Composición depende de la energía de banda directa  $\Gamma$  y nada de energía indirecta X y L para AL GA As la composición depende de la energía de banda directa para  $x=0.4$  Vorobkalo et al.<sup>[3]</sup>.

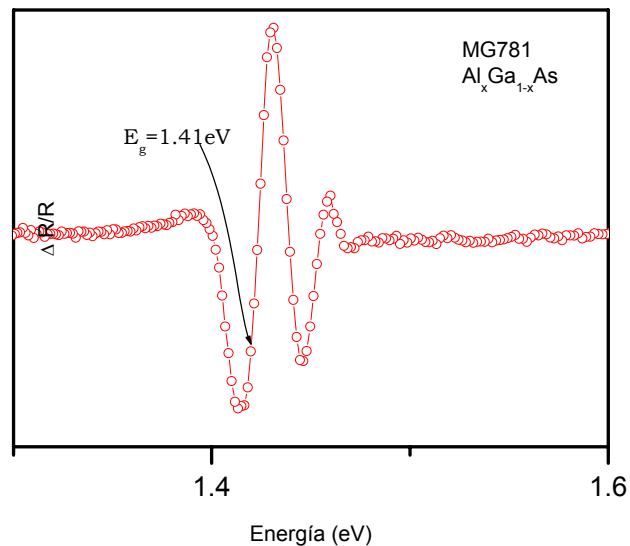


Figura 19. Espectros de fotoreflexancia para películas MG781 AlGaAs

### 2.3.4. Efecto del campo eléctrico

Cuando se modula el campo eléctrico la función dieléctrica <sup>[23,24,]</sup> se modula, y el mecanismo físico que se genera es una perturbación que hace que los electrones se aceleren periódicamente dentro de la red. Los efectos que produce este campo eléctrico formalmente se deben calcular resolviendo la ecuación de Schödinger considerando un Hamiltoniano del tipo  $-E.r.$  <sup>[36]</sup>

Una forma menos formal de visualizar este efecto es considerar las transiciones entre las bandas de valencia y conducción, en estado no perturbado (sin campo eléctrico), los electrones saltan de la banda de valencia a la banda de conducción cuando absorben la energía que se les suministra por los fotones incidentes en el material. En un diagrama Energía-momentum se observa como una transición vertical. Esto es debido a que la luz no tiene masa y por ello no transmite momentum. Esto sucede en cualquier punto del semiconductor, es

decir es invariante traslacional. En este caso el comportamiento es expresado como ondas de Bloch.

Cuando existe un campo eléctrico adicional, este campo acelera a los electrones suministrando momentum, y por ello transiciones no-verticales son ahora permitidas, se destruye la invarianza traslacional en la dirección del campo E esto se explica como una mezcla de las funciones de Bloch con  $k$  adyacente. El desarrollo matemático se expresa como una ecuación del tipo:

$$\varepsilon(\omega, E) = \frac{i}{4\pi\omega} \int d^3k F_{ij}^{cv} \int_0^\infty dt \exp\{-i[\omega_{cv}(k) - \omega - i\delta]t - i\Omega^3 t^3\} \quad (5)$$

donde

$$\Omega^3 = \frac{1}{8} \int (E \cdot \Delta)^2 \omega_{cv}(k) \quad (6)$$

donde  $\omega_{cv}$  es la banda de energía prohibida  $F_{ij}$  es el tensor de frecuencia  $\hbar\omega$  es la energía de la radiación incidente,  $\delta$  es un parámetro proporcional a la intensidad del campo, si se les aumenta la energía. Las transiciones son debidas a la absorción de energía proveniente de los fotones incidentes, los experimentos de la modulación de la energía tienen una gran dificultad experimental, en un experimento convencional de energía, la cantidad medida es la reflejada  $I=I_0 R$ , donde  $I_0$  es la intensidad incidente. La derivada que se detecta es:

$$\frac{dI}{d\omega} = I_0 \frac{dR}{d\omega} + R \frac{dI_0}{d\omega} \quad (7)$$

Entonces, no sólo se mide la estructura  $dI/d\omega$  (relacionada directamente con los cambios en la constante dieléctrica), si no también la posible estructura en la distribución espectral en la luz incidente. Debido a que se desea una gran sensibilidad, una pequeña estructura en  $I_0$  puede conducir a picos espúricos en  $dI/d\omega$  que resultaría difícil de eliminar. Estas mediciones pueden realizarse aplicando un punto crítico; generalmente basta con variar la banda prohibida de absorción para poder detectar los puntos críticos en la estructura de bandas. Esto es posible por los parámetros  $\xi$  que cambian la banda prohibida de absorción, encontrando: el esfuerzo, temperatura, campo eléctrico etc.

$$\varepsilon(\omega) = \frac{1}{4\pi\omega_{cv}} \int d^3k \frac{F_{ij}^{cv}}{\omega_{cv} - \omega - i\delta} \quad (8)$$

El mecanismo físico responsable de la modulación de la función dieléctrica en la que el campo eléctrico es un agente perturbador lo constituye el acoplamiento del campo eléctrico y los electrones causando que estos se aceleren a través de la red. Sustituyendo la función dieléctrica

$$\varepsilon(\omega, E) = \frac{i}{4\pi\omega} \int d^3k F_{ij}^{cv} \int_0^\infty dt \exp\{-i[\omega_{cv}(k) - \omega - i\delta]t - i\Omega^3 t^3\} \quad (9)$$

donde

$$\Omega^3 = \frac{1}{8} \int (E \cdot \Delta)^2 \omega_{cv}(k) \quad (10)$$

El efecto de campo aparece sólo en términos de tercer orden en el exponente. Esta ecuación puede emplearse para calcular  $\varepsilon(\omega, E)$  para cualquier campo débil. Considerando  $\delta = 0$ , las bandas parabólicas se reducen a la solución en términos del Airy<sup>[22,27]</sup> que se obtiene al resolver exactamente el Hamiltoniano.<sup>[28]</sup>

$$\Delta \varepsilon = \frac{1}{12\pi^2 \omega} \Omega^3 \left( -i \frac{\partial}{\partial \omega} \right)^3 \frac{4\pi^2 \omega}{i} \varepsilon \quad (11)$$

Donde el límite de campo es débil si suponemos que  $\delta \gg \Omega$ ; entonces la exponencial con argumento  $-\delta t$ , que es lineal en  $t$  hace decaer rápidamente el integrando antes de el término<sup>[9]</sup>. El primer término de la ecuación corresponde a la función dieléctrica no perturbada, mientras que el segundo en esta aproximación proporciona el cambio de la función inducida por el campo eléctrico. A continuación se trabaja el último término para hacer evidente el carácter de tercera derivada de esta perturbación considerando que la dependencia de  $\Omega(k)$  con  $k$  es pequeña y comparando con la expresión. Cúbico ( $-i\Omega^3 t^3$ ) cuando difiera apreciablemente de cero. Por lo tanto podemos expandir.

$$\Delta \varepsilon = \frac{1}{24} E \cdot \mu^{-1} \cdot E \frac{1}{\omega} \Omega^3 \frac{\partial^3}{\partial \omega^3} \omega \varepsilon \quad (12)$$

El segundo término entre paréntesis de la expresión anterior es cero pues estamos considerando que no tenemos cargas libres. Finalmente podemos escribir la expresión. Empleando la definición de masa efectiva

$$\frac{1}{\mu} = \frac{\partial^2}{\partial x_j \partial x_k} \omega \quad (13)$$

En la ecuación anterior la muestra que es independiente del campo eléctrico y su amplitud se incrementa con el cuadrado del campo y es inversamente proporcional a la masa interbanda en la dirección del campo<sup>[29]</sup>. En la práctica esto implica que:

$$\frac{|\Omega|^3}{\delta^3} = \frac{E^2}{8\mu_{\parallel}} \left\langle \frac{1}{\delta^3} \right\rangle \quad (14)$$

Con  $N_D$  como concentración de portadores y  $V$  voltaje de modulación medido con respecto a la condición de bandas planas. Por lo que bajo estas condiciones

tenemos una dependencia lineal de  $\Delta\varepsilon$  con el parámetro de modulación  $V$  con la concentración local de impurezas

$$\Delta\varepsilon \approx N_D V \quad (15)$$

La relación de fotorefectancia y electroreflectancia es el cambio en la reflectividad y la función dieléctrica puede relacionarse en forma general como<sup>[7]</sup>:

$$\frac{\Delta R}{R} = \text{Re} \left[ C_s C_{ex} C_{in} e^i e^j \Delta\varepsilon_{ij} \right] \quad (16)$$

donde  $C_s = \alpha + i\beta$  representa los coeficientes de Seraphin<sup>[30]</sup>.

Son  $C_{ex}$  y  $C_{in}$  coeficientes “*ad-hoc*” que representan la interacción hueco-electrón y la dependencia espacial o inhomogeneidad en el campo perturbador<sup>[31,32]</sup>.

$$C_{xs} = [1 - g(\varepsilon - 1)]^2 \quad (17)$$

$$C_{in} = -2ik \int_{-\infty}^0 dz' e^{-2ikz'} \left[ \frac{\xi(z')}{\xi(0)} \right]^2 \quad (18)$$

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \frac{\rho_{cv} \cdot e^i \cdot \rho_{cv} \cdot e^j}{8\mu_{\parallel} E^2} \left( \frac{5^{l-1}}{8} \right) (\mu_1^{1/2} k_2 k_3) \xi^2 (E - E_g + iT)^{-7/2} \quad (19)$$

$e^i, e^j$  representan las componentes cartesianas del vector unitario de polarización  $e$ ,  $\varepsilon$  es la función dieléctrica medida, que suponemos escalar por simplicidad. Finalmente  $g$  es el parámetro de intensidad, supuesto constante para una estructura dada, considerando la aproximación de bandas parabólicas en un campo eléctrico.

Los resultados obtenidos son los siguientes: Emplearemos la notación que se usa comúnmente,  $\omega=E$ ,  $\omega_g=E_g$ ,  $\delta=IT$ ; las unidades empleadas seguirán siendo  $\hbar=e=m_e=1$ )

D=1(punto crítico unidimensional):

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \frac{\rho_{cv} \cdot e^i \cdot \rho_{cv} \cdot e^j}{8\mu_{\parallel} E^2} \left( \frac{2^{l-3}}{3} \right) (4\mu_1 \mu_2)^{1/2} k_3 \xi^2 (E - E_g + iT)^{-3} \quad (20)$$

D=2(punto crítico bidimensional):

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \frac{\rho_{cv}.e^i \cdot \rho_{cv}.e^j}{8\mu_{\parallel} E^2} \left( \frac{\pi_i^{l-3}}{4} \right) (8\mu_1\mu_2\mu_3)^{\frac{1}{2}} k_3 \xi^2 (E - E_g + iT)^{-\frac{3}{2}} \quad (21)$$

D=3(punto crítico tridimensional):

La determinación de los parámetros de la estructura de bandas: Según las ecuaciones anteriores de los espectros  $\frac{\Delta R}{R}$  de electroreflectancia en el límite de campo bajo pueden representarse por :

$$\frac{\Delta R}{R} = \text{Re} \left[ C e^{i\Theta} (E - E_g + iT)^{-n} \right] \quad (22)$$

Con C representamos la amplitud y  $\Theta$  el factor de fase, variando lentamente con E; C y  $\Theta$  determinan la amplitud y la simetría de la línea respectivamente, mientras que  $E_g$  y  $\Gamma$  determinan la energía de localización y el ancho de la estructura. El exponente n toma los valores 3.5, 2.5 y 3 para puntos críticos uni, bi y tridimensionales. El factor de amplitud sólo escala la forma de la línea, determinada por  $\Theta$ , n,  $E_g$  y  $\Gamma$ , sin afectarla. Ya que  $E_g$  y  $\Gamma$  no se alteran por los diversos procesos que influyen sobre  $\Delta\varepsilon$ , el factor puede encontrarse empleando un proceso simplificado conocido como el método de los tres puntos de Aspnes.<sup>[34]</sup>

En este método considera a las coordenadas de los extremos de baja y alta energía representada como  $(\Delta R/R_A, E_A)$  y ajustes teóricos de los espectros. Esto con el objeto de encontrar los parámetros asociados con la forma de línea, la energía de la banda prohibida de absorción entre ellos. Realizando ajustes al modelo:

$$\frac{\Delta R}{R} = \sum \frac{C_j}{\left[ (E - E_{oj})^2 + T_j^2 \right]^{\frac{1}{2}}} \cos \left( \Theta_j - n \tan^{-1} \frac{\Gamma_j}{E - E_{oj}} \right) \quad (23)$$

Este es el ajuste típico para obtener las magnitudes de los campos eléctricos internos empleando las oscilaciones de Franz-Keldysh.

$$\frac{\Delta R}{R} \approx (E - E_o)^{\frac{1}{2}} \exp \left( - \frac{(E - E_o)^{\frac{1}{2}}}{\Omega^{\frac{3}{2}}} \right) \cos \left[ \Theta + \frac{4}{3} \left( \frac{(E - E_o)^{\frac{1}{2}}}{\Omega} \right)^{\frac{3}{2}} \right] \quad (24)$$

En comparación con los valores obtenidos para las energías de la banda prohibida de absorción mediante fotorelectancia :

$$\frac{\Delta R}{R} = \sum \frac{C_j}{[E - E_{oj}]^2 + T_j^2} \cos \left( \Theta_j - n \tan^{-1} \frac{\Gamma_j}{E - E_{oj}} \right) \quad (25)$$

III. Los cambios producidos por el campo en  $\varepsilon_2$  producen a su vez cambios en  $\varepsilon_1$ , están determinados por la relación de dispersión de Kramers-Kroning. <sup>[34,35]</sup>.

En el sistema de medición se obtiene a temperatura ambiente la obtención de un espectro.

## Capítulo III: Resultados y Discusión

### 3.1. Características Eléctricas de las muestras medidas

Existen diferentes métodos para evaluar el estado de los semiconductores que se sintetizan, para conocer las características de un determinado material se requiere el uso de diferentes técnicas. Cada una de ellas permite obtener ciertas propiedades.

La conjunción de la información obtenida permite complementar la información. Una técnica fundamental es la caracterización eléctrica por la medición de conductividad y coeficiente de Hall, cuya relevancia es mayor cuando se usa para analizar la movilidad de los portadores.

El coeficiente de Hall radica en determinar la concentración de portadores, el tipo de portador, la resistividad y su movilidad.

$$R_H = \frac{r(p - b^2 n)}{q(p + bn)^2} \quad (18)$$

Muestra	Ts (°C)	Tas (°C)	Espesor ( $\mu m$ )	Concentración Carga ( $cm^{-3}$ )	Movilidad ( $cm^2/V\cdot s$ )	Resistividad ( $\Omega\cdot cm$ )	-14°C $\phi_{Ga}$ CCM	20°C $\phi_{Al}$ CCM
1169	750	570	1.28	$n_{300}=1.34 \times 10^{17}$	$\mu_{300}=538$	0.086	1	20%
258	750	570	2.1	$n_{300}=2.33 \times 10^{16}$ $n_{77}=1.68 \times 10^{17}$	$\mu_{300}=876$ $\mu_{77}=1023$	0.3	0.5	
1235	800	570	4.89	$n_{300}=2.2 \times 10^{17}$ $n_{77}=2.3 \times 10^{17}$	$\mu_{300}=943$ $\mu_{77}=1065$	0.02	1	1
126	820	580	0.5	$n_{300}=1.4 \times 10^{16}$ $n_{77}=5.6 \times 10^{15}$	$\mu_{300}=1718$ $\mu_{77}=1807$	0.03	0.5	1.5
1173	850	520	6.3	$n_{300}=4.2 \times 10^{17}$ $n_{77}=3.9 \times 10^{17}$	$\mu_{300}=1272$ $\mu_{77}=1173$	0.01	0.5	1.5
57	870			$n_{300}=1.7 \times 10^{16}$ $n_{77}=2.1 \times 10^{16}$	$\mu_{300}=2290$ $\mu_{77}=2350$	0.06 0.012	1	1
Q39	875			$n_{300}=7.3 \times 10^{16}$	$\mu_{300}=1421$	0.06		
c0303	640	520	6.3	$n_{300}=6.7 \times 10^{15}$ $n_{77}=4.5 \times 10^{15}$	$\mu_{300}=5505$ $\mu_{77}=2088$			

donde  $b = \mu_n / \mu_p$  son movilidades de huecos y de electrones  $r$  es el factor de dispersión que encuentra en 1 y 2, dependiendo del mecanismo de dispersión en el semiconductor.

### 3.1.1. Análisis y discusión sobre las características eléctricas

Para dispersión por la red  $r = 3\pi/8 = 1.18$ , para dispersión por impurezas ionizadas  $r = 315\pi/512 = 1.93$  y para dispersión por impurezas neutras  $r = 1$ .

El factor de dispersión es también una función del campo magnético y la temperatura. En el límite de campos magnéticos altos  $r \rightarrow 1$ . El factor de dispersión puede ser determinado por mediciones de  $R_H$  es el límite de campo magnético alto, es decir,  $r = R_H(B) / R_H(B = \infty)$  donde  $B$  es el campo magnético. Se puede extraer información a partir de los valores medidos de la movilidad ( $\mu$ ), así como de la influencia de los defectos y demás centros de dispersión.

Los efectos de las impurezas sobre las propiedades eléctricas de los semiconductores están ligados a la naturaleza de concentración de las impurezas. La tecnología de semiconductores se basa fundamentalmente en el control de la resistividad con gran precisión vía la adición de impurificantes de manera controlada.

Muestra	Ts (°C)	Tas (°C)	Espesor ( $\mu m$ )	Concentración Carga ( $cm^{-3}$ )	Movilidad ( $cm^2/V\cdot s$ )	Resistividad ad ( $\Omega\cdot cm$ )	-14°C $\phi_{Ga}$ CCM	20°C $\phi_{Al}$ CCM
1169	750	570	1.28	$n_{300} = 1.34 \times 10^{17}$	$\mu_{300} = 538$	0.086	1	20%
258	750	570	2.1	$n_{300} = 2.33 \times 10^{16}$ $n_{77} = 1.68 \times 10^{17}$	$\mu_{300} = 876$ $\mu_{77} = 1023$	0.3	0.5	
1235	800	570	4.89	$n_{300} = 2.2 \times 10^{17}$ $n_{77} = 2.3 \times 10^{17}$	$\mu_{300} = 943$ $\mu_{77} = 1065$	0.02	1	1
126	820	580	0.5	$n_{300} = 1.4 \times 10^{16}$ $n_{77} = 5.6 \times 10^{15}$	$\mu_{300} = 1718$ $\mu_{77} = 1807$	0.03	0.5	1.5
1173	850	520	6.3	$n_{300} = 4.2 \times 10^{17}$ $n_{77} = 3.9 \times 10^{17}$	$\mu_{300} = 1272$ $\mu_{77} = 1173$	0.01	0.5	1.5
57	870			$n_{300} = 1.7 \times 10^{16}$ $n_{77} = 2.1 \times 10^{16}$	$\mu_{300} = 2290$ $\mu_{77} = 2350$	0.06 0.012	1	1
Q39	875			$n_{300} = 7.3 \times 10^{16}$	$\mu_{300} = 1421$	0.06		
c0303	640	520	6.3	$n_{300} = 6.7 \times 10^{15}$ $n_{77} = 4.5 \times 10^{15}$	$\mu_{300} = 5505$ $\mu_{77} = 2088$			

Tabla 2. Resultados donde se ilustran las mediciones obtenidas por caracterización eléctrica.



### 3.1.2. Películas epitaxiales de GaAs

Nos muestra la movilidad de portadores a 77k contra la temperatura de crecimiento para las muestras del segundo grupo, obteniéndose por lo tanto la movilidad más alta ( $38000\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ). Estas muestras se obtuvieron con una temperatura de crecimiento de  $650^\circ\text{C}$ . Figura 20. Movilidad de electrones en función de concentración para películas epitaxiales de GaAs crecidas por MOCVD<sup>[44]</sup>

A bajas temperaturas el carbón es el que establece el tipo de conductividad y a temperaturas altas el silicio. La presencia de la región de transición con una concentración de portadores baja, sugiere que el sistema de crecimiento permiten controlar la conductividad y el tipo de película epitaxial sin necesidad de introducir impurezas de manera intencional.

En el sistema de crecimiento que empleamos la región de transición se sitúa a una temperatura próxima a  $750^\circ\text{C}$ , en la cual las muestras pueden ser tipo p o tipo n. En la tabla.2 se incluyen las características eléctricas de las películas epitaxiales de GaAs crecidas a temperaturas menores a  $750^\circ\text{C}$ . A temperaturas menores a la indicada la muestras presentan conductividad tipo p, se pueda considerar al carbón con la impureza que introduce lo niveles aceptores. Complementariamente, en la Figura. 20 se presentan datos de la movilidad en función de la concentración de huecos a temperatura ambiente y a 77 K para muestras tipo p.

Los datos, tomados de la referencia <sup>[45]</sup> nos permiten hacer comparaciones entre los resultados que obtuvimos y que deben obtenerse para películas no compensadas. De acuerdo a la referencia [50] las condiciones utilizadas para crecer películas epitaxiales de GaAs tipo p fueron estrictamente controladas para obtener la mínima compensación. La línea continua corresponde al modelo teórico que se discute en la misma referencia. En la Grafica de la Figura 20 nuestros datos están señalados con símbolos (■) para temperatura ambiente y (■) para 77K.

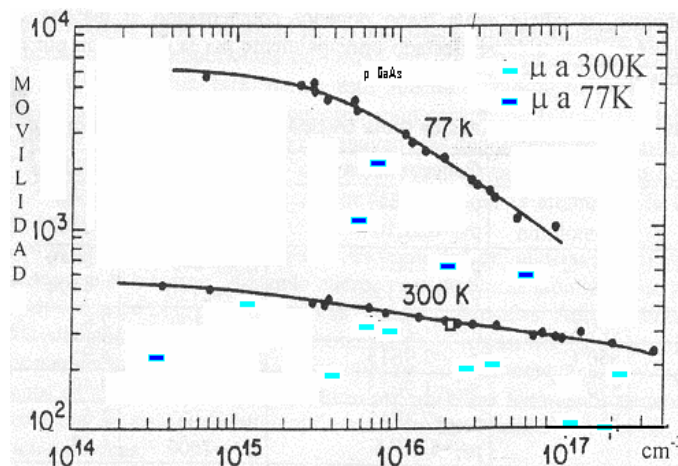


Figura 20 Movilidad de huecos en GaAs en función de la concentración de huecos [52].

Como en el caso del GaAs, en la caracterización eléctrica de las muestras de  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  se utilizó el método de Hall (van der Pauw).

Algunos de los resultados de las mediciones, se presentan en la Tabla 3. En este caso para todas las condiciones experimentales que se exploraron, temperatura de crecimiento, composición ( $0 < x < 0.5$ ) y relación V/III, las películas epitaxiales resultaron de conductividad tipo n.

### 3.1.3. Películas epitaxiales de GaAlAs

La concentración de aluminio en las películas (x) se estableció a partir de los flujos de hidrogeno a través de las botellas de los compuestos metalorgánicos.

Muestra	T c (°C)	T As (°C)	Concentración ( $\text{cm}^{-3}$ ) Tipo n	J.I (cm <sup>2</sup> /V*s)	Resistividad (Q-cm)
1235	800	570	n300=2.2E <sup>17</sup>	Jl300=943	0.02
		9Jlmollmin	n77=2.3E <sup>17</sup>	Jl77=1265	
126	820	585	n300=1.4E <sup>16</sup>	Jl300=1718	0.03
		15Jlmol/min	n77=5. 6E <sup>15</sup>	Jl77=1807	
1173	850	570	n300=4.2E <sup>17</sup>	Jl300=1272	0.01
		9Jlmol/min	n77=3.9E <sup>17</sup>	Jl77=1173	
57	870	570	n300=1.7E <sup>16</sup>	Jl300=2290	0.06
		9Jlmollmin			
Q39	875	565	n300=7.3E <sup>16</sup>	Jl300= 1421	0.06

Tabla 3. Mediciones eléctricas en las películas epitaxiales de  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  crecidas por MOCVD.

De los datos mostrados en la Tabla 3 se pueden hacer notar varios resultados importantes.

La concentración de electrones y su movilidad, en películas epitaxiales crecidas con nuestro sistema MOCVD, basado en arsénico metálico, son similares a los de muestras crecidas con sistemas que emplean arsina[51], lo cual corrobora la potencialidad de sistema de crecimiento. Como se puede ver en la Figura 20.

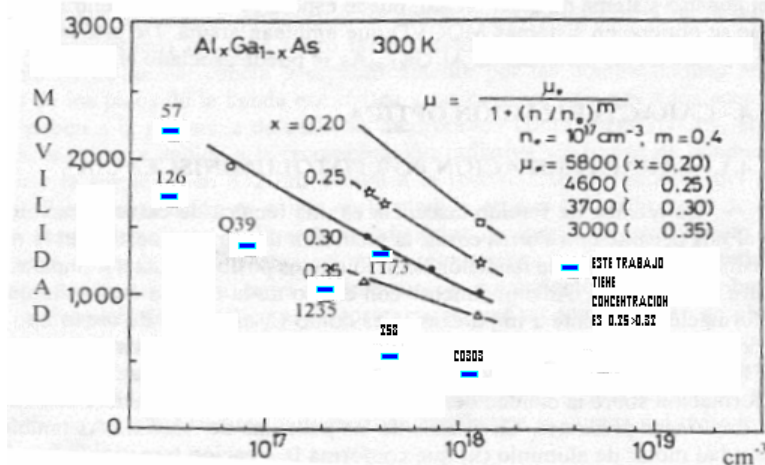


Figura 21. Movilidad en función de la Concentración de electrones[51].

Como se puede apreciar en la Figura 21 la movilidad para temperatura ambiente se aproximan más valores que se obtienen en muestras no compensadas, sin embargo los datos para la medición a 77K se apartan demasiado de los valores esperados, lo que hace posible esperar la presencia de otros centros de dispersión además de las impurezas de carbono las muestras crecidas con As-MOCVD presentan distintos grados de compensación.

Por otra parte, en la Tabla 3 se presentan los datos para muestras que se crecieron a temperaturas mayores a  $750^\circ\text{C}$ , en este caso las películas epitaxiales son de conductividad tipo n con concentraciones de electrón o mayores a  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$ . Normalmente la impureza que establece la conductividad de las películas tipo n en GaAs, crecido por MOCVD es el silicio [54], existe estudios que sugieren que el carbono puede actuar como impureza tipo n, pero no son concluyentes.

### 3.1.4. Discusión y Conclusiones

De acuerdo a los resultados de las mediciones eléctricas efectuadas en las muestras, se puede notar que las películas de GaAs que se obtienen utilizando arsénico sólido como precursor y temperaturas superiores a  $750^\circ\text{C}$  resultan tipo n con una densidad de impurezas residuales eléctricamente activas medidas por Hall de aproximadamente  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . Así mismo estas muestras, poseen movilidads bajas, lo cual indica que están compensadas. A manera de comparación, podemos señalar las mejores movilidads obtenidas para el GaAs tipo n crecidos por MOCVD a baja presión, utilizando arsina, están cercanas a  $130000 \text{ cm}^2/\text{v}\cdot\text{s}$  a 77K, con una concentración de electrones, medida por Efecto Hall de  $3.7 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  [54]. Para el caso de procesos alternativos que utilizan arsénico sólido como precursor del elemento del grupo V, tal como en nuestro caso los valores que reportamos son mayores para muestras tipo p [15,16].

El cambio de conductividad con la temperatura se asocia a la cinética de incorporación de las impurezas y al tipo de impurezas contenidas en los precursores. Es decir depende de la temperatura de crecimiento, la cual tiende a incorporarse en mayor o menor medida cierto tipo de impureza, ni el caso que nos ocupa las impurezas más probables que compiten son el carbono. El carbono da el carácter p a las muestras, mientras que el silicio les da el carácter p<sup>[56]</sup>.

Se puede notar que de acuerdo a la figura 20 para muestras tipo p, el rango de huecos/aceptores está entre  $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  a  $1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  con movilidades de  $200 \text{ cm}^2/\text{v} \cdot \text{s}$  y  $300 \text{ cm}^2/\text{v} \cdot \text{s}$ , consultando la referencia<sup>[56]</sup> se encuentra que para estas concentraciones la resistividad está en el mismo orden que el medido en nuestras muestras.

Aunque si bien, las mediciones de las concentraciones medidas para Hall en muestras tipo-n, indican que las concentraciones medidas no son excesivamente altas, si el valor de las movilidades es baja, lo cual indica una alta compensación. Esta característica no es privativa de nuestro sistema, sino en general de los sistemas MOCVD que utilizan fuentes alternas para el elemento del grupo V como arsénico sólido<sup>[15,16]</sup>

En lo que respecta a las mejores características eléctricas podemos decir que en general se nota una clara tendencia al mejoramiento de la movilidad, a medida que se incrementa la temperatura de crecimiento, como se puede ver si se compara los resultados presentados en la tabla 2 para las muestras C240 1 Y C21 0I. De igual forma ocurre como se mencionó anteriormente, para el caso de la resistividad, la cual aumenta en sentido contrario, en que lo hace la temperatura de crecimiento.

Como corolario se puede decir que, si nuestra intención es la obtención de muestras tipo n, estas deberán ser crecidas con temperaturas superiores a los  $700^\circ\text{C}$ . Por otra parte la influencia de la presión parcial de arsénico, asociada en nuestro caso a la temperatura de la fuente de arsénico, parece desempeñar un papel parecido al caso de los sistemas que operan con arsina como precursor<sup>[56]</sup>

En respecto al efecto de presión de vapor de arsénico, a temperatura de arsénico en las características de las películas, los resultados no son concluyentes. Como se puede apreciar de los resultados para las muestras Q39 y 126, la concentración de electrones no se modifica fuertemente y la movilidad queda siempre entre  $1000$  y  $2500 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{sec}$ .

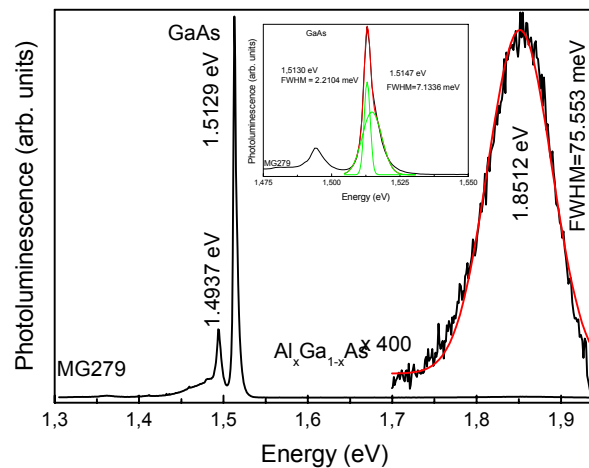
Como indicamos anteriormente, las características eléctricas de las películas de  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  son similares a las obtenidas por otros laboratorios, lo anterior puede

corroborarse con los datos: presentados en la Figura 21, tomada de la referencia [57]. Para nuestras películas la concentración p,n. Aluminio siempre se mantuvo entre por abajo de  $x=0.35$ . Debido a la ausencia de hidrogeno atómico en nuestro sistema de crecimiento, puede esperarse que la concentración de carbona sea superior a la que se obtiene en sistemas MOCVD que emplean arsina. De este modo la mayor compensación que se percibe en las películas de  $Al_xGa_{1-x}As$  se puede asociar al carbón residual.

### 3.2.Resultados de Fotoluminiscencia(FL)

En el transcurso de las mediciones eléctricas, las películas de of  $Al_xGa_{1-x}As$  crecidas a temperatura de  $750^\circ C$ , el sistema convencional MOCVD indica la temperatura crítica  $T_m \approx 580^\circ C$  [9]. El carbón tiene un nivel aceptor como impurificante compensando a  $Al_{1-x}Ga_xAs$  en películas tipo-n. La concentración total de carbono es de  $10^{18} \text{ cm}^{-3}$ . Cuando se utiliza el crecimiento con altas temperaturas de  $800^\circ C$ , la fotoluminiscencia de la señal se impone notablemente. La capa de películas con caracterización de fotoluminiscencia en un rango de temperatura con crecimiento de  $850$  a  $900^\circ C$ , en el orden de mayor crecimiento ,es de  $950^\circ C$  Nosotros observamos el incremento en la superficie, los defectos de densidad en las capas a temperaturas altas a  $970^\circ C$  nos da películas policristalinas teniendo problemas de nucleación en fase homogéneare [37,38,39].

#### 3.2.1. Espectros de fotolumniscencia.

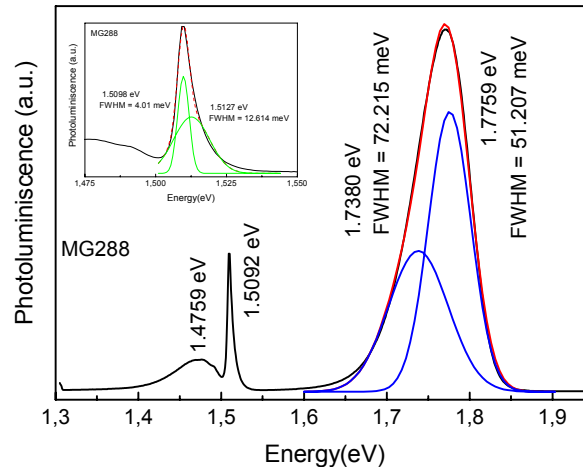


**Figura 22.** baja temperatura de Q32 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida  $850^\circ C$  y la temperatura del arsénico es de  $565^\circ C$  que corresponde a  $7.0 \mu\text{mol/min}$ .

En la Figura 22 se ilustra el espectro de FL obtenido en tres muestras típicas, en las que 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 Figura. 21, se puede apreciar que las señales de FL, correspondientes a las películas de

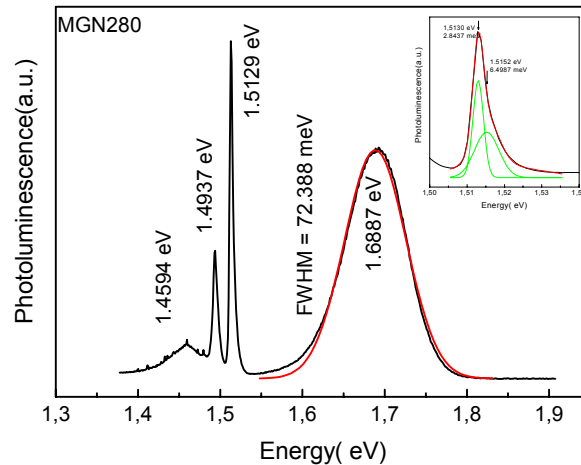
$\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  poseen un ancho medio a intensidad máxima (FWHM) muy grande. En una primera aproximación las características de estas señales permiten asociarlas a transiciones aceptor-donador y el valor del FWHM se puede relacionar al nivel de concentración de portadores en las películas.

Las señales situadas en 1.514 y 1.485eV se producen en la capa colchón de GaAs y corresponden a transiciones banda-banda y banda-impurezas aceptoras, respectivamente. La intensidad de las señales de FL de las películas de  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  es apreciablemente menor que la de la capa colchón.



**Figura 23.A** baja temperatura de 288 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0  $\mu\text{mol}/\text{min}$ .

Al considerar una sola temperatura el arsénico (relación V/III constante), se observa que un ligero aumento de la temperatura de crecimiento influye de manera determinante en la intensidad de la señal de FL como lo indican los espectros de las Figura. 23 En estas películas, con una concentración medida de aluminio de  $x = 0.25$ , la intensidad de FL aumenta en un factor de 5 para un incremento en la temperatura de 25°C, con temperaturas de crecimiento mayores mejora la intensidad de la señal. En ambos casos los valores del FWHM son similares ( $\approx 100$  meV), lo que indica que la concentración asociada de impurezas no varía notablemente.



**Figura 24.A** baja temperatura de M280 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0  $\mu\text{mol}/\text{min}$ .

En la Figura. 24 se incluye un espectro para una muestra crecida en condiciones similares,  $T_m = 850^\circ\text{C}$ . La concentración medida de aluminio fue de  $x = 0.14$ , la diferencia con el valor esperado de  $x = 0.25$ , esto se puede deber a posibles variaciones en los flujos dentro el sistema de crecimiento.

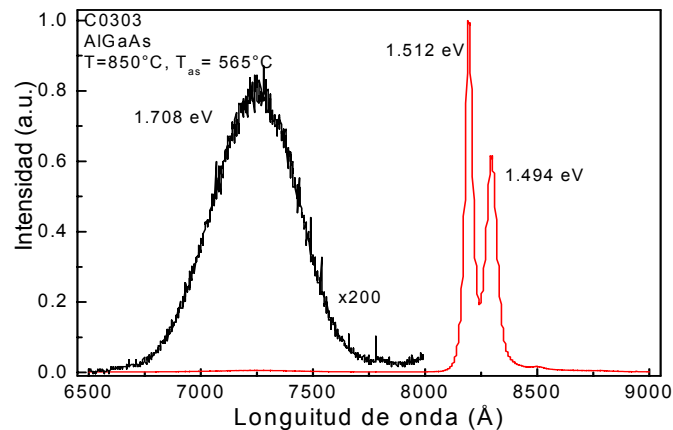
En esta muestra el FWHM es de 70 meV, si el valor del FWHM se asociara directamente a la concentración de impurezas, su disminución implicaría una reducción en su concentración. Como puede verse en la Tabla 1, los rangos de concentración son muy próximos a  $10^{17}\text{ cm}^{-3}$ .

Puesto que la diferencia principal entre esta muestra y las anteriores es la concentración de aluminio, se puede sugerir que el valor del FWHM esta relacionado tanto a la concentración de impurezas residuales como al contenido de aluminio.

Se ha mostrado que existe una correlación entre la concentración <sup>[37,44]</sup> de aluminio y la concentración de los niveles DX en  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  crecido por MOCVD, en particular cuando el nivel donador corresponde al silicio.

Otra característica de las señales de FL es que no se manifiestan señales excitónicas como ocurre en muestras no compensadas.

Los valores para el FWHM de la señal del  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  indican una influencia importante de los centros de recombinación asociados a impurezas residuales y centros de defecto característicos de la aleación ternaria <sup>[12,13]</sup>.



**Figura 25.** A baja temperatura de C0303 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0  $\mu\text{mol/min}$ .

En muestras se presenta bien definidos los picos correspondientes los aceptores y a la banda excitónica, el ancho del pico excitónico esta relacionado con la calida del material.

En la figura 25, El pico que aparece en 743 nm corresponde a la aleación ternaria, sin embargo como se puede observar, el ancho media (FWHM) de este pica resulta ser 85 meV, comparado con el ancho media de los picas que se pueden encontrar en la literatura para este mismo materia es alrededor de 6 me V para materiales de alta calidad crecido en otros sistemas <sup>[37,43,44]</sup> la cual se deba principalmente a la concentración de impurezas residuales <sup>[38]</sup>.

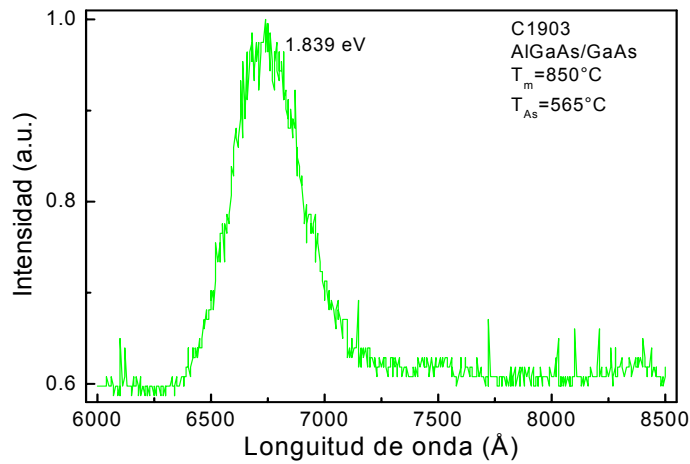
Tanto el pico en 819 nm como el que aparece en 830 nm se deben al substrato de GaAs.

Esta muestra ha sido crecida tal como la muestra Q29 excepto par una interrupción de 6 minutos, realizada antes de crecer la capa de AlxGal-xAs, el FWHM es aproximadamente 95 meV.

### 3.2.2. Análisis y discusión de la respuesta de FL en GaAs y GaAlAs

La distancia aproximada entre el pica debido alas emisiones de los niveles aceptores originados por el carbono y el pico excitónico, suma a los mecanismos que produce normalmente el incremento en el ancho media de los picos de fotoluminiscencia nos da la cantidad de impurezas incorporadas y la compensación.

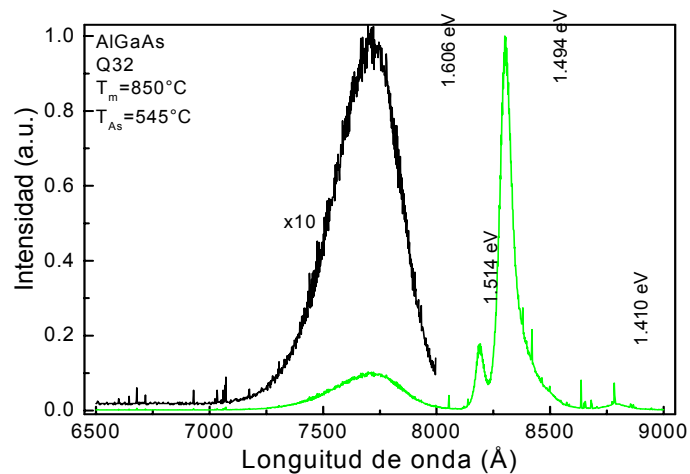




**Figura 26.** A baja temperatura de C1903 la muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que corresponde a 7.0  $\mu\text{mol}/\text{min}$ .

### 3.2.3. Discusión y conclusiones

La fracción molar es de  $x$  0.32 a 0.46, en función de los parámetros de crecimiento que concuerdan con un excitón libre (BE) a bajas temperaturas usando alta resolución <sup>[39]</sup>..



**Figura 27.** A baja temperatura de Q32 a muestra fue medida a 10k. Esta fue crecida 850°C y la temperatura del arsénico es de 565°C que

corresponde a 7.0  $\mu\text{mol}/\text{min}$ .

Las películas son compensadas por las mediciones de hall, obteniendo una movilidad de un rango 530–2230  $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{sec}$ , y una concentración libre de la carga de  $1.7 \times 10^{16}$  a  $4.2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  [40].

Con FWHM asociamos las capas ternarias esto, se atribuye a las impurezas residuales pueden ser con la estructura de los defectos.

### a) 3.3. Resultados de fotorreflectancia (FR).

Tabla 3. Características relevantes de semiconductores de interés.

Semiconductor	Estructura Cristalina	Constante de red a 300k	Energía de la Banda prohibida (eV)		Tipo de Banda
			300k	0k	
GaAs	Zincblenda	5.6533	1.42	1.52	Directa
GaAlAs	Zincblenda		1.53		Directa

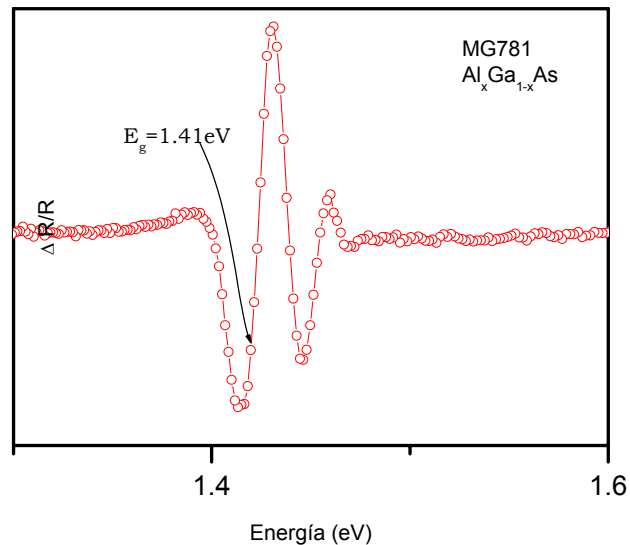


Figura 28. Espectros de fotorreflectancia para películas MG781 AlGaAs

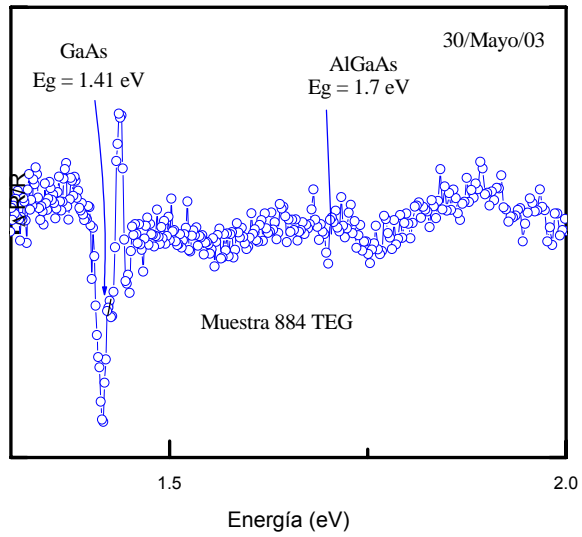


Figura 29. Espectros de fotorelectancia para películas TEG884

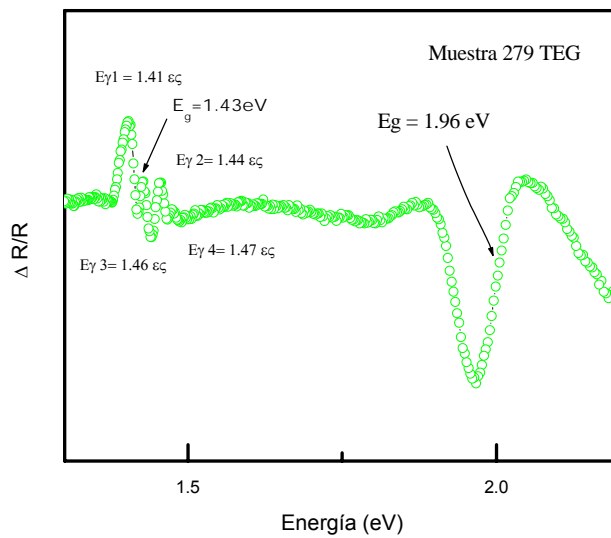


Figura 30. Espectros de fotorelectancia para películas TEG279.

Ajuste al modelo de Aspnes para la forma de línea de fotorelectancia para n Al GaAs.

Se ha empleado ajuste de datos experimentales por lo que podemos decir que el crecimiento de la capa superior de GaAs da campos eléctricos a su vez originan las oscilaciones de Franz-Keldysh tiene magnitudes del orden de  $2 \times 10^6$ .

Energía de banda directa	Ancho de banda indirecta
Composición $\Gamma$ máxima	X mínima
$Al_xGa_{1-x}As$	
${}^b 1.424 + 1.247 \chi$	$1.900 + 0.025 \chi + 0.143 \chi^2$
${}^c 1.424 + 1.247 \phi \chi + 1.147$	$1.708 + 0.6042 \chi$
$x(\chi - 45)^2$	

Podría deberse a la gran intensidad del campo eléctrico que afectar no sólo a las transiciones de la banda, junto también a las asociadas con el desdoblamiento espín-orbita.

Tenemos las propiedades del sistema la composición depende del ancho de banda de energía a 300°k.

Composición depende de la energía de banda directa  $\Gamma$  y nada de energía indirecta X y L para AL GA As la composición depende de la energía de banda directa para  $x=0.4$  Vorobkalo et al.<sup>[3]</sup>.

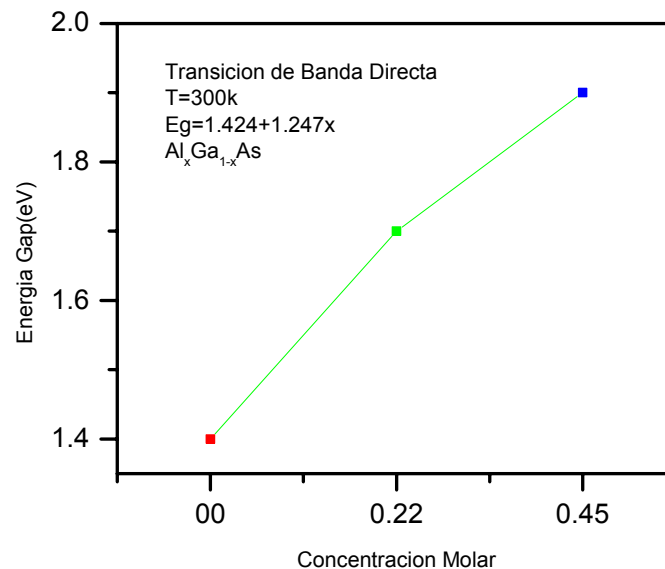


Figura 31. Comparación de 4 espectros de fotorelectancia para películas de AlGaAs

### 3.3.1. Análisis y discusión de la respuesta de FL en GaAs y GaAlAs

Ajuste al modelo de Aspnes para la forma de línea de fotorelectancia para n Al GaAs. Se ha empleado ajuste de datos experimentales por lo que podemos decir que el crecimiento de la capa superior de GaAs da campos eléctricos a su vez originan las oscilaciones de Franz-Keldysh tiene magnitudes del orden de  $2 \times 10^6$ .

Podría deberse a la gran intensidad del campo eléctrico que afectar no sólo a las transiciones de la banda, junto también a las asociadas con el desdoblamiento espín-orbita.

Tenemos las propiedades del sistema la composición depende del ancho de banda de energía a 300°k.

Composición depende de la energía de banda directa  $\Gamma$  y nada de energía indirecta X y L para AL GA As la composición depende de la energía de banda directa para  $x=0.4$  Vorobkalo et al.<sup>[3]</sup>.

### 3.3.2. Discusión y Conclusiones

La composición obtenida comparando los valores de energía correspondiente a la banda prohibida son similares a los obtenidos por fotoluminiscencia menores que los nominales de manera consistente. Estos resultados coinciden con los obtenidos empleando fotoluminiscencia para estas muestras.

En las heteroestructuras AlGaAs/GaAs, la banda de energía prohibida de absorción aumenta con el AL. En las muestras donde no se observa, debido a que en este rango de concentraciones la banda prohibida de absorción se torna indirecta.

En las muestras donde se presentó la presencia de campos eléctricos intensos se origina una discontinuidad de las bandas, provocarían un arrastre de portadores mayoritarios hacia la interfaz generando una modulación de bandas de GaAs.

Los precursores comúnmente usados para el crecimiento de los semiconductores III son trimetilgalio como fuente de galio, amoniaco como fuente de nitrógeno <sup>[41,42]</sup>

En este trabajo crecimos películas ternarias usando arsénico fundamental a arsénico precursor. Las componentes binarios obtenidos por MOCDV son mejores a bajas temperaturas, el espectro de FL presenta transiciones excitónicas. Más la única técnica radioactiva de transmisión observada en el espectro de AlGaAs es un impurificante residual. También con el FWHM en

algunas de las transiciones, podemos decir que el crecimiento son altamente compensadas, como verificamos por Efecto Hall.

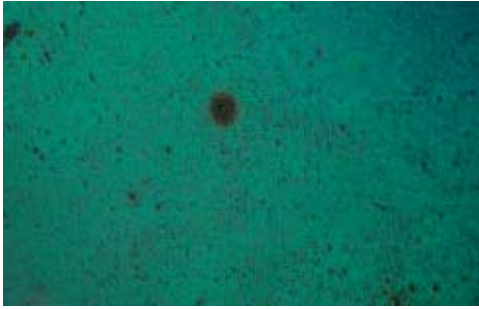
En este trabajo la fracción molar varía el aluminio fue de  $0 \leq x \leq 35\%$ , y el crecimiento de sistemas permite un buen control de la variación de  $x$ , variación de ancho de banda. El oxígeno es un punto de defectos no radiativos en la recombinación de centros en  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . Por concluimos que la concentración de impurezas y defectos estructurales son un alto fallo en la investigación de películas. Finalmente las capas analizadas en este trabajo no son óptimos perfectos para la buena calidad.



**Figura32. Películas epitaxiales de GaAs Tm 650°C, GaAlAs, aproximadamente 100x60 $\mu\text{m}^2$  características morfológicas MOCVD.**



**Figura 33. Películas epitaxiales de GaAs Tm 650°C, GaAlAs, aproximadamente 100x60 $\mu\text{m}^2$  características morfológicas MOCVD**



**Figura 34. Películas epitaxiales de GaAs Tm 650°C, GaAlAs, aproximadamente 100x60 $\mu\text{m}^2$  características morfológicas MOCVD**

## Capítulo IV: Conclusiones

---

---

### 4.1. Conclusiones Generales

Durante el transcurso de este trabajo se ha hecho un seguimiento de la influencia que ejercen los parámetros de crecimiento en la calidad de las películas obtenidas. Se ha puesto énfasis en la impurificación residual con oxígeno, carbono y silicio, que son las tres impurezas residuales más importantes para los compuestos Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As/GaAs en general y para los sistemas de crecimiento MOCVD en particular. El papel determinante que juegan estas tres impurezas se ha puesto de manifiesto, al ir mostrando como se han obtenido primeramente los materiales y posteriormente las estructuras con espesores manométricos.

Para evaluar las características de las capas y de las estructuras se ha hecho uso de diferentes técnicas de caracterización óptica, y fotoluminiscencia. Con respecto al comportamiento del carbono, la caracterización eléctrica señala que las muestras tipo p tienen una concentración de impurezas medidas por Hall de  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$  y  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , por lo que si consideramos una la compensación del orden de  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$  en estas muestras, podemos afirmar que la concentración de carbón activo es del orden de  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ .

Adicionalmente, se encontró que este se acumula principalmente en la interfaz invertida, favoreciendo el incremento de la rugosidad así como la introducción de niveles aceptores que compiten con la formación de excitones en el interior de la capa de confinamiento deteriorando la respuesta óptica de la estructura. La principal fuente de carbono son los compuestos metalorgánicos. La cinética de crecimiento con  $As_4$  favorece una incorporación mayor de carbono que en el caso del uso de arsina.

La fuente más probable de esta impureza parece ser los compuestos metalorgánicos especialmente el TMGa, sin embargo no se descarta la posibilidad de que parte de este silicio se introduzca durante el crecimiento, por otro tipo de fuentes.

De acuerdo a la caracterización realizada mediante Hall, fotoluminiscencia, el mayor problema en nuestro sistema es el oxígeno. La incorporación de este produce características específicas como elevada resistividad en las muestras crecidas a baja temperatura, deterioro nítido de la superficie, baja eficiencia en la señal de fotoluminiscencia, como mediante la técnica de caracterización que se ha mostrado tanto el oxígeno como el carbono tienden a acumularse en las regiones que conforman las interfaces invertidas de las estructuras.



La rugosidad que produce la presencia de oxígeno está ligada también a la incorporación de carbono, sin embargo como se ha mencionado la principal fuente de impurificación con carbono está en la naturaleza de los compuestos precursores y el papel del  $As_4$  en la superficie en crecimiento.

La concentración de carbono se podrá disminuir manipulando adecuadamente las condiciones de crecimiento pero no eliminar definitivamente. Es de esperarse que la disminución de los niveles actuales de oxígeno sea suficiente para poder obtener estructuras con las propiedades ópticas adecuadas como para ser utilizados en la elaboración de dispositivos ópticos funcionales que en trabajos futuros primeramente se tendrá que reducir el nivel de incorporación de esta impureza, lo cual trae aparejado la disminución del grado de rugosidad.

## **4.2. Aportaciones**

### **Problemas resueltos**

La incorporación de oxígeno es el principal problema por resolver a corto plazo para la obtención de estructuras con buena calidad óptica.

La solución del problema de conducción al mismo tiempo que el mejoramiento de la morfología superficial, como se mencionó en este trabajo, está ligada a la existencia de oxígeno y de sus complejos.

### **Aportaciones del trabajo.**

1.- En este trabajo, se presenta un panorama amplio del efecto de las impurezas residuales identificadas (C, Si, O) en el sistema MOCVD- $As_4$ . El estudio del comportamiento de las principales impurezas en estructuras realizadas mediante técnicas alternas a MOCVD con arsina es un trabajo el cual no se había abordado anteriormente. De hecho como se menciona en el principio de este mismo trabajo, la literatura que aborda los métodos de crecimiento alternos y en especial lo que versan sobre el crecimiento con sistemas que utilizan arsénico sólido refiere al crecimiento de capas epitaxiales de  $Al_xGa_{1-x}As$  y  $GaAs$  sin ocuparse de la posibilidad de la construcción de estructuras de dimensiones manométricas.

2. - En este sentido se ha dado un paso al demostrar la posibilidad del uso de estos sistemas de crecimiento con arsénico sólido para la construcción de estas estructuras, a su vez se ha presentado el problema de la impurificación residual como uno de los obstáculos más serios para el funcionamiento adecuado de estas estructuras.

3, - Aunque se identifica el uso de arsénico sólido con la incorporación de un gran número de impurezas es la cinética superficial la que determina el efecto del As<sub>4</sub> sobre la impurificación con carbono.

4,- El estudio del comportamiento de las impurezas en el caso de las estructuras crecidas en nuestro laboratorio deja abierta la posibilidad de mejoras en la respuesta óptica de estas estructuras al plantear que la incorporación de oxígeno no proviene en su mayor parte de los compuestos órgano metálicos, con lo cual la disminución de su concentración en la cámara de crecimiento es una realidad que debe de ser explorada. (Identificación del oxígeno como factor limitante en la elaboración de estructuras).

### **Trabajos futuros**

Primeramente se tiene que reducir el nivel de incorporación de esta impureza, las de TEGa, TMGa aparejado la disminución del grado de rugosidad.

Asimismo comprobar por cualquier material del grupo III/V. Este es aplicable a cualquier material para detectar cada mecanismo de compensación.

## Referencias

- [1] T.P. Pearsall (eda). Strain-Layer Superlattices. Physics and materials and semimetals, Vol. 32 (Academic, New York, Berlin 1984) 473-483.
- [2] P.D. Dapkus, H. Manasevit, K. L. Hess, T. S. Low and G. E. Stillman Journal Crystal Growth 55(1981) 10-23.
- [3] H.C. Casey Jr. And M.B. Panish, Heterostructures Laser Part A.
- [4] L. Esaki, R. Tsu. Superlattice and negative differential conductivity in semiconductors. IBM J. Res. DEVEL. 14, 61-65(1970).
- [5] R. Dingle, W. Wiegmann, C.H. Henry. Quantum states of confined carriers in very thin  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As-GaAs-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  heterostructures. Phys. Rev. Lett. 33, 827-830(1974).
- [6]. M. H. Meynadier, C. Delalande, G. Bastard, M. Voss, F. Alexandre, J. L. Lievin. Size quantization and band-offset determination in GaAs-GaAlAs separate confinement heterostructure. Physics. Rev. B 31, 5539-5542(1985).
- [7]. J. Bonhm, A. Ludge, W. Shoroder. Crystal Grow By Floating Zone Melting, in Handbook of Crystal Growth, Vol. 2 ed. By D.T .H. Hurler(north-holland, Amsterdam, 1994) p.213-238.
- [8]. F. Capasso(eda.). Band-gap engineering: From physics and materials to new semiconductor devices. Science 235, 172-176(1987).
- [9]. M. Heuken III/V MICROELECTRONICS J. P. Nougier editor 1991 Elsevier Scienci Publishers. B. V" Epitaxy of Wide Banda Gap II-V Materials by MOVPE and MBE p(57).
- [10] M.A. Herman, and H. Setter, Molecular Beam Epitaxy- Fundamentals and Current Status, in Springer Ser. Mater.Sci. Vol 7(Springer, Berlin, 1989).
- [11] J. Electrochem Soc. 3, 115(1968), C66, H. M. Manasevit.
- [12] H. Manasevit, J. Crys. Growth 13/14, 306(1972).
- [13] Jasprit Singh, IEEE J. Quant. Electr, Vol 30 (4), 893(1994).
- [14] Ernest O. Gobel and Klaus Ploog, Prog. Quant, Volt 14, 289(1990).

- [15] Organometallic Vapor Phase Epitaxy Theory and Practice, Gerald B. Stringfellow, Academic Press, Inc. Harcourt Brace Jovanovich, Publishers 1989.
- [16] M. Tanaka and H Sakaki, Journal of Crystal Growth 81, 153(1987).
- [17] P. M. Frijlink and J. Malueda, Jpn. J. Appl. Phys. Vol 21(9)L574(1982).
- [18] [www.ioffe.rssi.ru/SVA/NSM/Semiconduct/AlGaAs](http://www.ioffe.rssi.ru/SVA/NSM/Semiconduct/AlGaAs)
- [19] C. Weisbuch, Semiconductors and Semimetals, Vol. 24.
- [20] R. Peña-Sierra Estudio-Experimental del proceso MOCVD para depósito de GaAs usando Arsénico Metálico, Tesis doctoral CINVESTAV 1990.
- [21] M. C. Godofredo García Salgado "Modelos de crecimiento de GaN por MOCVD y MBE en baja temperatura". (2003).
- [22] Peter y Yu. Manuel Cardona Fundamentals of Semiconductors(1999).
- [23] Miguel Galván Arellano "Estudio y caracterización de estructuras rectificantes de GaAs (n ),AlGaAs(n) para fabricación de detectores ópticos crecidas por la técnica de depósito Químico de Metalorgánico en Fase Vapor( MOCVD)"(2001).
- [24]. R. R. Alfano. Semiconductors Probed by Ultrafast Laser Spectroscopy Vol 1.(1984).
- [25] Kittel. Introduction to solid state physics(1971).
- [26] K. V. Shalimova Física de los Semiconductores Editorial Moscú. (1976).
- [[27] J.L.Pankove Dover Optical Processes in Semiconductors, (1971).
- [28] D.E.Aspnes and A. Frova, Solid State Comm. 7,155(1969).
- [29] M.Cardona Modulation Espectroscopy (Academia Press, New York 1969).
- [30] B.O Seraphin and N. Bottka, phys, Rev.139,A560(1965).
- [31] L.D. Landau and E. M. Lifshitz, Quantum Mechanics, Pergamon(1965), p73.
- [32] W.E.Engeler, H. Fritzsche, M Garfinker, and, J.J. Tiemann, Phys.Rev.Letters 14,1069(1965).

- [33] Y. Hamamaka, P. Handler, and F. A. Germano, Phys. Rev. 167, 709 (1968)
- [34] M. Angel Meléndez Lira. "Caracterización Óptica de Heteroestructuras Semicondutoras Mediante Espectroscopia Raman y Fotorelectancia". (1993).
- [35] R. Mach and G. O. Mueller, Physical Concepts of High-Field, Thin Films Electroluminescence Devices, Phys. Stat. Sol. (a), 69 (1982) 11.
- [36] AAP. McKelvey Física del Estado Sólido y de semiconductores, Limusa, México (1996).
- [37] Adachi "Optical Dispersion relations for GaP, GaAs, GaSb, InP, InAs, InSb,  $Al_xGa_{1-x}As$ ,  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$ ". J. Appl. Phys. 66 (12) 1989.
- [38] W. Leitch and L. Ehlers. The characterization of GaAs and AlGaAs by photoluminescence Infrared Phys. vol. 28, N° 6 p433, 1988.
- [39] G. Torres-Delgado and R. Castañedo-Pérez. Low Temperature Photoluminescence study in  $Al_xGa_{1-x}As$  alloys in the indirect band gap region ( $x > 0.4$ ). J. Appl. Phys. 78 (8) (1995).
- [40] J. Díaz-Reyes, M. Rojas-López, R. Castillo-Ojeda and R. Peña-Sierra and M. Galvan. "Raman and Hall Characterization of AlGaAs Epilayers Grown by MOCVD." Work presented in the XXI Congreso Nacional de la SMCSV, A. C. 2001
- [41] R. Peña-Sierra, J. G. Castro-Zavala and A. Escobosa, J. Cryst. Growth (1991).
- [42] J. Díaz-Reyes, M. Rojas-López, R. Castillo-Ojeda and R. Peña-Sierra and M. Galvan. "Raman and Hall Characterization of AlGaAs Epilayers Grown by MOCVD." Work presented in the XXI Congreso Nacional de la SMCSV, A. C. 2001
- [43] C. Y. Shoraki, T. Mishoma and M. Morioka. Journal of Crystal Growth 81, 164 (1987).
- [44] Roberto Castillo Ojeda, "Desarrollo de Estructuras Nanométricas de  $Al_xGa_{1-x}As$  crecidas por MOCVD". Roberto Castillo Ojeda (2001).

**Apendice**  
**Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As**

**Parámetros Básicos a 300 K**

Estructura del cristal	Zinc Blenda
Grupo de Simetría	$T_d^2-F43m$
Numero de átomos a $1\text{ cm}^3$	$(4.42-0.17x)\cdot 10^{22}$
Temperatura de Debye	$370+54x+22x^2\text{ K}$
Densidad	$5.32-1.56x\text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$
Constante Dieléctrica (estática)	$12.90-2.84x$
Constante Dieléctrica(alta frecuencia)	$10.89-2.73x$
Masa Efectiva de electrón $m_e$	$0.063+0.083x m_o (x<0.45)$
Densidad de estados del electrón masa $m_{cd}$	$0.85-0.14x m_o (x>0.45)$
Conductividad efectiva masa $m_{cc}$	$0.26 m_o (x>0.45)$
Masa Efectiva de huecos $m_h$	$0.51+0.25x m_o$
Masa Efectiva de huecos masa $m_{lp}$	$0.082+0.068x m_o$
Afinidad del Electrón	$4.07-1.1x\text{ eV} (x<0.45)$ $3.64-0.14x\text{ eV} (x>0.45)$
Constante de red	$5.6533+0.0078x\text{ A}$
Energía Óptica del fotón	$36.25+1.83x+17.12x^2-5.11x^3\text{ meV}$

**Propiedades Eléctricas – Parámetros Básicos**

Campos Intensos	$\approx(4\div 6)\cdot 10^5\text{ V/cm}$
Movilidad de electrones	
$0<x<0.45$	$8\cdot 10^3-2.2\cdot 10^4x+10^4\cdot x^2\text{ cm}^2\text{ V}^{-1}\text{ s}^{-1}$
$0.45<x<1$	$-255+1160x-720x^2\text{ cm}^2\text{ V}^{-1}\text{ s}^{-1}$

Movilidad de huecos	$370-970x+740x^2 \text{ cm}^2 \text{ V}^{-1} \text{ s}^{-1}$
Coeficiente de Difusión de electrones	
$0 < x < 0.45$	$200-550x+250x^2 \text{ cm}^2/\text{s}$
$0.45 < x < 1$	$-6.4+29x-18x^2 \text{ cm}^2/\text{s}$
Coeficiente de Difusión de huecos	$9.2-24x+18.5x^2 \text{ cm}^2/\text{s}$
Velocidad térmica del electrón	
$0 < x < 0.4$	$(4.4-2.1x) \cdot 10^5 \text{ m/s}$
$0.45 < x < 1$	$2.3 \cdot 10^5 \text{ m/s}$
Velocidad térmica del huecos	$(1.8-0.5x) \cdot 10^5 \text{ m/s}$

### **Punto de medición: Parámetros básicos**

Energía Gap	$x < 0.45$	$1.424+1.247x \text{ eV}$
	$x > 0.45$	$1.9+0.125x+0.143x^2$
Energía de separación ( $E_{\Gamma L}$ ) entre $\Gamma$ y L valles		$0.29 \text{ eV}$
Energía de separación ( $E_{\Gamma}$ ) entre $\Gamma$ y limite de la banda de valencia.		$1.424+1.155x+0.37x^2 \text{ eV}$
Energía de separación ( $E_X$ ) entre X- valle y limite de la banda de valencia		$1.9+0.124x+0.144x^2 \text{ eV}$
Energía separación ( $E_L$ ) entre L-valor y limite de banda		$1.71+0.69x \text{ eV}$
Energía spin-orbital abertura		$0.34-0.04x \text{ eV}$
Concentración carga Intrínseca	$x=0.1$	$2.1 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-3}$
	$x=0.3$	$2.1 \cdot 10^3 \text{ cm}^{-3}$
	$x=0.5$	$2.5 \cdot 10^2 \text{ cm}^{-3}$
	$x=0.8$	$4.3 \cdot 10^1 \text{ cm}^{-3}$
Resistividad Intrínseca	$x=0.1$	$4 \cdot 10^9 \Omega \cdot \text{cm}$
	$x=0.3$	$1 \cdot 10^{12} \Omega \cdot \text{cm}$
	$x=0.5$	$1 \cdot 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$
	$x=0.8$	$5 \cdot 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$

Banda conducción efectiva densidad de estados	$x < 0.41$	$2.5 \cdot 10^{19} \cdot (0.063 + 0.083x)^{3/2} \text{ cm}^{-3}$
	$x > 0.45$	$2.5 \cdot 10^{19} \cdot (0.85 - 0.14x)^{3/2} \text{ cm}^{-3}$
Banda valencia efectiva densidad de estados		$2.5 \cdot 10^{19} \cdot (0.51 + 0.25x)^{3/2} \text{ cm}^{-3}$

### *Propiedades térmicas*

Modulos de mayor parte	$(7.55 + 0.26x) \cdot 10^{11} \text{ dyn cm}^{-2}$
Puntos de fusión	$1240 - 58x + 558x^2 \text{ }^\circ\text{C}$ (sólidos curva) $12401082x + 582x^2 \text{ }^\circ\text{C}$ (líquidos curva)
Centro específico	$0.33 + 0.12x \text{ J g}^{-1} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$
Conductividad térmica	$0.55 - 2.12x + 2.48x^2 \text{ W cm}^{-1} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$
Difusividad térmica	$0.31 - 1.23x + 1.46^2 \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$
Expansión térmica Lineal	$(5.73 - 0.53x) \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$

## 2.

### 3. Dependencia de la Temperatura.

La temperatura estimada dependen de la diferencia de energía entre el limite de la banda de Valencia y lo valles de los  $\Gamma$ , X, y L valles de la banda de conducción  $E_{\Gamma}$ ,  $E_X$  y  $E_L$  uno puede usar el dato para GaAs ([Aspnes \[1976\]](#)).

$$E_{\Gamma} = E_{\Gamma}(0) - 5.41 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 / (T + 204) \text{ (eV)}$$

donde  $E_{\Gamma}(0) = 1.519 + 1.155x + 0.37x^2 \text{ (eV)}$

$$E_X = E_X(0) - 4.6 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 / (T + 204) \text{ (eV)}$$

donde  $E_X(0) = 1.981 + 0.124x + 0.144x^2 \text{ (eV)}$

$$E_L = E_L(0) - 6.05 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 / (T + 204) \text{ (eV)}$$

donde  $E_L(0) = 1.815 + 0.069x \text{ (eV)}$

La temperatura estimada dependen de la diferencia de energía entre el limite de la banda de Valencia y el valle L de la banda de conducción.

$$E_L = 1.815 - 6.05 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 / (T + 204) \text{ (eV)}$$



La temperatura estimada dependen de la diferencia de energía entre el límite de la banda de Valencia y lo valles X de banda de conducción

$$E_L = 1.981 - 4.60 \cdot 10^{-4} \cdot T^2 / (T + 204) \text{ (eV)}$$

**a) Densidad efectiva de estados en la banda de conducción  $N_c$**

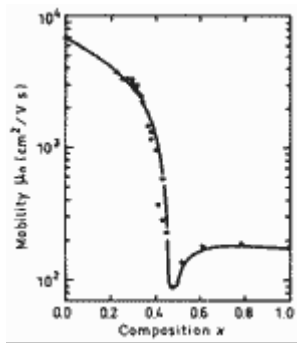
$$X < 0.41 \quad N_c = 4.82 \cdot 10^{15} \cdot (m_r/m_o)^{3/2} \cdot T^{3/2} = 4.82 \cdot 10^{15} \cdot T^{3/2} \cdot (0.063 + 0.083x)^{3/2} \text{ (cm}^{-3}\text{)}$$

$$X > 0.41 \quad N_c = 4.82 \cdot 10^{15} \cdot (m_{cd}/m_o)^{3/2} \cdot T^{3/2} = 4.82 \cdot 10^{15} \cdot T^{3/2} \cdot (0.85 - 0.14x)^{3/2} \text{ (cm}^{-3}\text{)}$$

donde  $m_{cd}$  es la masa efectiva de la densidad de estados;

Propiedades eléctricas

Movilidad y Efecto Hall



**Movilidad de Hall del electrón versión alrededor de la composición x. T=300 K.**

concentración del electrón  $n_o = (5 \div 10) \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ .

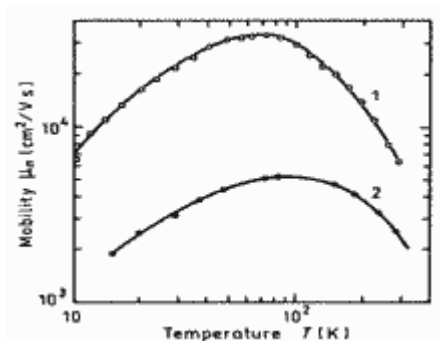
[\(Saxena \(1981b\)\).](#)

**b) Para efecto Dopado  $Al_xGa_{1-x}As$  a 300 K movilidad de Hall para electrones.**

$$0 < x < 0.45 \quad \mu_H = -8000 - 22000x + 10000x^2$$

$$0.45 < x < 1 \quad \mu_H = -255 + 1160x - 720x^2$$

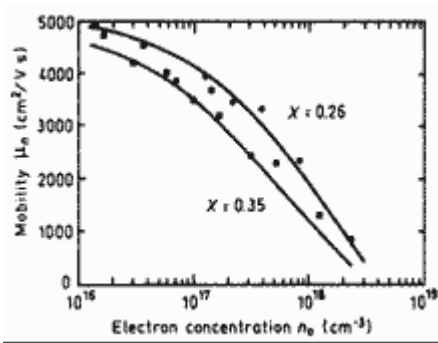
[\(Shur \(1990\)\).](#)



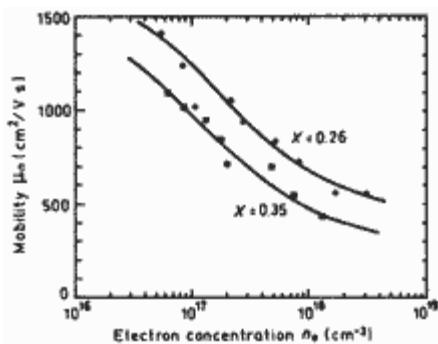
**Movilidad de Hall del electrón versión temperatura.**

**Curva 1**  $x=0$ ;  $n=0.5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  [\(Stillman et al. \(1970\)\).](#)

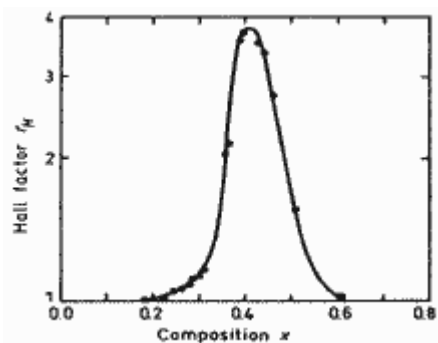
**Curva 2**  $x=0.32$ ;  $n=(0.5 \div 1) \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  [\(Saxena \(1981b\)\).](#)



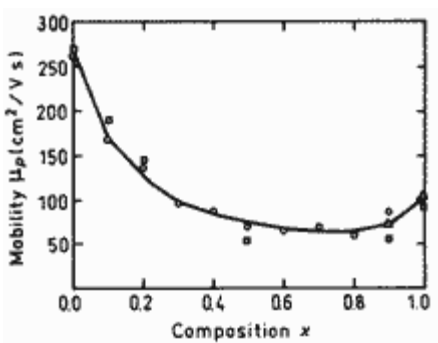
**Movilidad de Hall del electrón versión concentración del electrón para dos valores de x. T=77 K.**  
[\(Liu \(1990\)\).](#)



**Movilidad de Hall del electrón versión concentración del electrón para dos valores de x. T=300 K.**  
[\(Liu \(1990\)\).](#)



**Factor de Hall factor versión alrededor de composición x for n-type Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As T=300 K**  
 concentración del electrón  $n_0 = (5 \div 10) \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ .  
[\(Saxena \(1981a\)\).](#)

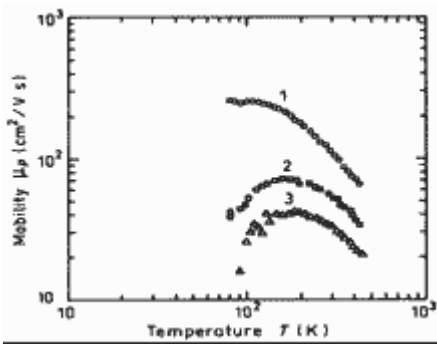


**Movilidad de Hall huecos versión alrededor de la composición x. 296 K.**  
 Densidad Aceptor  $N_a \approx 2.5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ .  
[\(Look et al. \(1992\)\).](#)

c) Para efecto dopado Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As a 300 K movilidad de Hall para huecos.

$$\mu_H = -370 - 970x + 740x^2$$

[\(Shur \(1990\)\).](#)



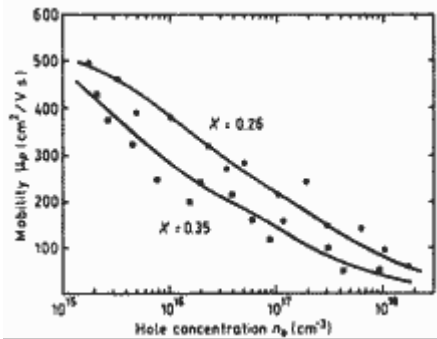
**Movilidad de Hall de huecos versión temperatura.**

**Curva 1** -  $x=0$ ;  $p_0=7 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$

**Curva 2** -  $x=0.41$ ;  $p_0=4.65 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$

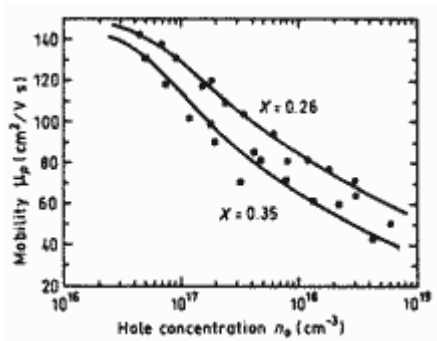
**Curva 3** -  $x=0.75$ ;  $p_0=2.4 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$

[\(Yang et al. \(1981\)\).](#)



**Movilidad de Hall de huecos versión concentration de huecos para dos valores de x. T=77 K.**

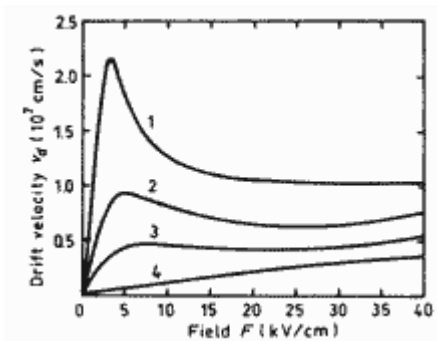
[\(Liu \(1990\)\).](#)



**Movilidad de Hall de huecos versión concentration de huecos para dos valores de x. T=300 K.**

[\(Liu \(1990\)\).](#)

## Propiedades de Transporte en Altos campos magnéticos



**Dependencia de campos de la velocidad de arrastre del electrón de diferentes valores de x.**

Curvas calculadas acordando desplazamiento aproximacion Maxwelliano. T=300 K.

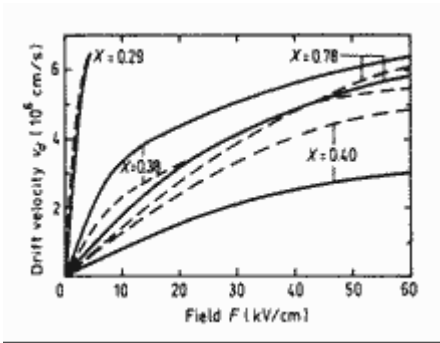
**1** -  $x=0$ ;

**2** -  $x=0.225$ ;

**3** -  $x=0.325$ ;

**4** -  $x=0.5$ .

[\(Hava and Auslender \(1993\)\).](#)

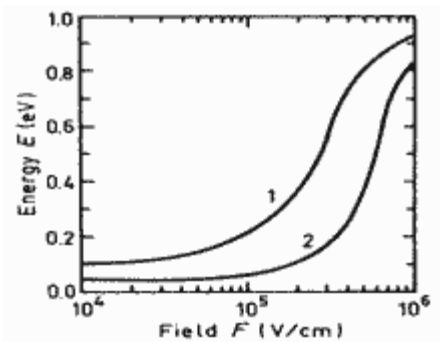


**Dependencia de campos de la velocidad de arrastre del electrón de diferentes valores de  $x$ .**

**curvas** de sólidos- muestra resultado experimental resultados (concentración del electrón  $n_0=(2\div 10)\cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$

**curvas** limpias muestran los resultados de Monte-Carlos calculadons.

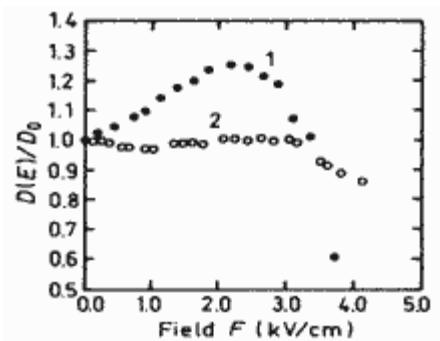
([Hill and Robson \(1981\)](#)).



**Energías de electrón en función del campo eléctrico.  $T=300 \text{ K}$ .**

1 -  $x=0.25$ ;

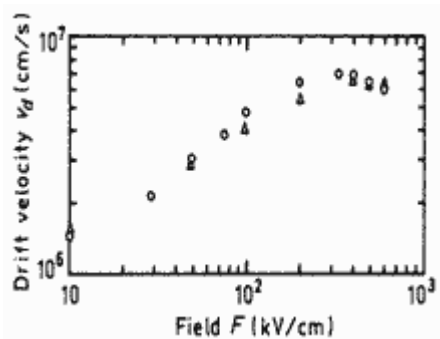
2 -  $x=0.45$ . ([Lippens and Vanbesien \(1987\)](#)).



**Dependencia del campo del coeficiente de difusión. Normalizado  $T=300 \text{ K}$ .**

1 -  $x=0$ ;

2 -  $x=0.25$ . ([de Murcia et al. \(1993\)](#)).



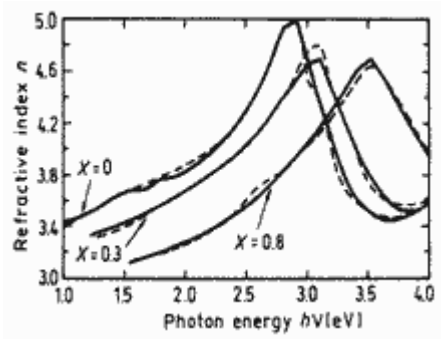
**Dependencia del campo de huecos velocidad de arrastre. Monte-Carlo calculaciones.  $T=300 \text{ K}$ .**

([Brennan and Hess \(1986\)](#)).

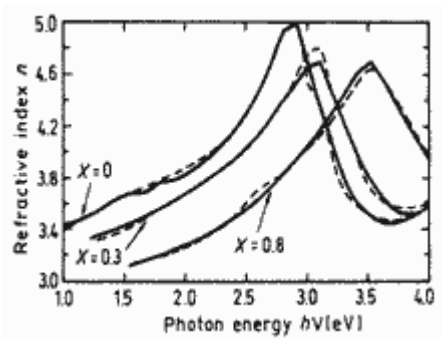
### Propiedades Ópticas

Índice de refracción (300 K)

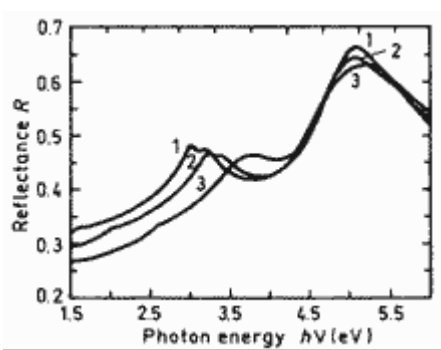
$$n=3.3-0.53x+0.09x^2$$



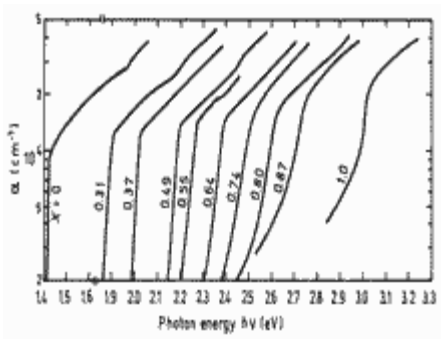
Índice de refracción  $n$  versión fotón de energía para tres valores de  $x$ . Línea de sólidos son calculados. líneas datos experimentales a. 300 K. ([Jenkins \(1990\)](#)).



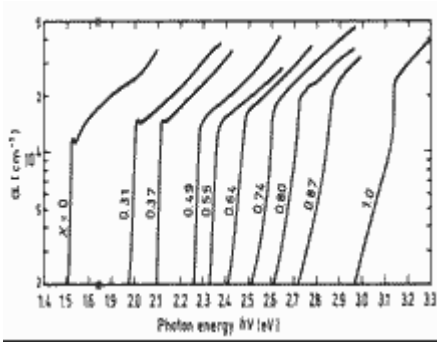
Índice de refracción  $n$  versión longitud de onda para diferentes valores de  $x$ . 300 K. ([Pikhtin and Yas'kov \(1980\)](#)).



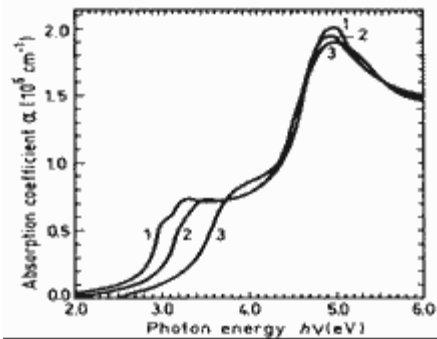
Incidencia Normal reflectividad versión fotón de energía 300 K.  
 1  $x \sim 0.1$ ,  
 2  $x \sim 0.42$ ,  
 3  $x \sim 0.8$ .  
 ([Aspnes et al. \(1986\)](#)).



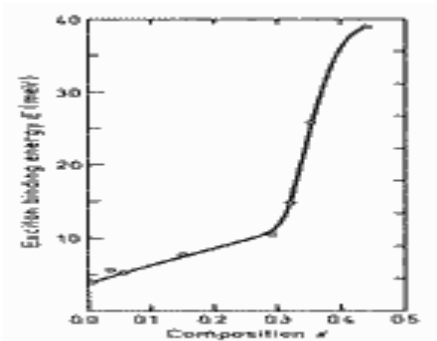
Coefficiente de absorción intrínseca para dos diferentes valores de  $x$ . 300 K. ([Monemar et al. \(1976\)](#)).



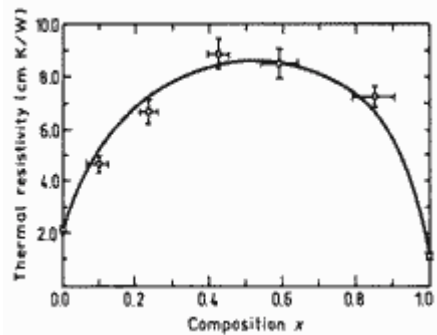
**Coeficiente de absorción intrínseca para dos diferentes valores de x. 4 K.**  
[\(Monemar et al. \(1976\)\).](#)



**Coeficiente de absorción versión fotón energía. 300 K.**  
 1  $x \sim 0.1$ ,  
 2  $x \sim 0.42$ ,  
 3  $x \sim 0.8$ .  
[\(Aspnes et al. \(1986\)\).](#)



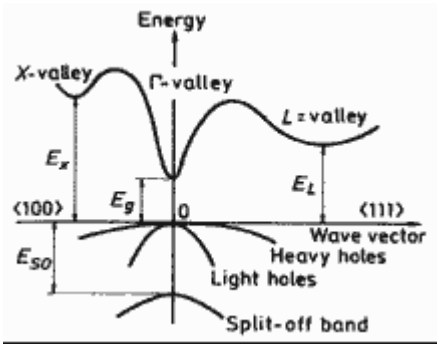
**Exciton libre en la banda de energía versión fracción molar x.**  
[\(Pearah et al. \(1985\)\).](#)



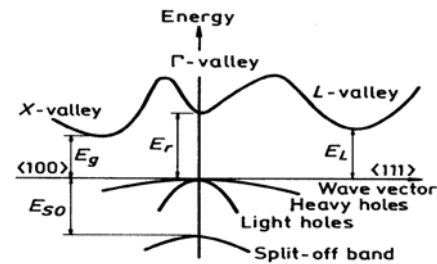
**Thermal resistivity versus Al fraction x. 300K.**  
 Solid curve is a theoretical fit to the experimental data.  
[\(Afromowitz \[1973\]\).](#)

**d) Aproximación de la fórmula para la latitud de la resistividad térmica:**

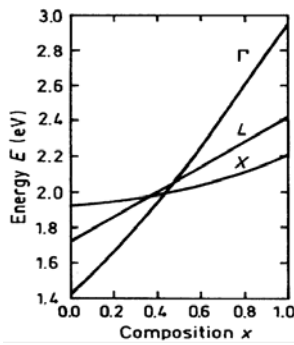
$$R_{th} = 2.27 + 28.83x - 30x^2 \text{ cm} \cdot \text{W}^{-1}$$



Banda de estructuras  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}$  for  $x < 0.41-0.45$ . mínima de la condición banda y máxima de la banda de valencia



Banda de estructuras  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}$  for  $x > 0.45$ . mínima de la condición banda y máxima de la banda de valencia.



Energía separación entre  $\Gamma$ -, X-, y L- Banda de conducción mínima y de el limite de la banda de valencia versión composición.

Puntos que atreaviesa:

$$x_c(L-X) = 0.35 \text{ eV} \quad E_L = E_X = 1.95 \text{ eV}$$

$$x_c(\Gamma-X) = 0.41 \text{ eV} \quad E_\Gamma = E_X = 1.97 \text{ eV}$$

$$x_c(\Gamma-L) = 0.47 \text{ eV} \quad E_\Gamma = E_L = 2.04 \text{ eV}$$

([Saxena \[1980\]](#)).