



Universidad Autónoma de San Luis Potosí



Facultad de Ciencias
*Instituto de investigación en comunicación
óptica (IICO)*

Estudio sobre el autoensamble de nanoislas de InAs
sobre GaAs(631)

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:

Maestro en Ciencias Aplicadas

PRESENTA:

IF. Cristina Jeovana Zavala Ruiz

Directores de tesis: Dr. Víctor Hugo Méndez García
Dr. Alfonso Lastras Martínez

San Luis Potosí, S. L. P.

Septiembre 2007

RESUMEN

En este trabajo se presenta el estudio de la auto formación u autoensamble de nanoislas de InAs sobre substratos de GaAs(631)A y B, crecidas mediante epitaxia de haces moleculares (MBE, por sus siglas en ingles) las cuales comparamos con los crecimientos en la superficie de GaAs(100). Se investigan los cambios morfológicos en función del espesor del material depositado, por lo que pudimos observar características en la formación y evolución de nuestras nanoislas para las tres superficies. Esto fue monitoreado *in-situ* mediante la reflexión de electrones difractados a alta energía (RHEED). La caracterización de la morfología superficial después del crecimiento fue observada con microscopia de fuerza atómica. De los resultados experimentales obtenidos mediante RHEED pudimos conocer la cantidad de material de deposito necesaria para la formación de nanoislas de InAs en la superficie GaAs(631). Los patrones RHEED mostraron puntos de transmisión tipo "chevron" los cuales indican la existencia de facetas. Determinamos ángulo que forman las facetas que limitan a las nanoislas y se obtuvo perfecta concordancia con las observaciones de AFM. Finalmente, mediante cálculos muy sencillos pudimos conocer los planos que forman a las nanoislas.

CONTENIDO TEMATICO

CAPITULO 1 INTRODUCCION

<u>1.1 Sistemas de Baja Dimensionalidad</u>	1
<u>1.1.1 Formación de Nanoestructuras O-Dimensionales</u>	3
<u>1.2 Antecedentes del Sistema InAs/GaAs</u>	
<u>1.2.1. Propiedades de algunos Semiconductores</u>	6
<u>1.2.2. Superficies de altos índices</u>	9
<u>1.2.3. InAs sobre GaAs(n11)</u>	11
<u>1.2.4. Estructura atómica del plano (631)</u>	12
<u>1.3 Objetivo</u>	15

CAPITULO 2 SISTEMAS EXPERIMENTALES

<u>2.1 Técnica de Epitaxia por Haces Moleculares (MBE)</u>	16
<u>2.1.1 Fundamentos del Sistema MBE</u>	18
<u>2.1.2 Sistema empleado en este trabajo</u>	22
<u>2.2 Reflexión de Electrones Difractados de Alta Energía RHEED</u>	
<u>2.2.1 Arreglo experimental</u>	24
<u>2.2.2. Fundamentos de RHEED</u>	25
<u>2.2.3 Patrones RHEED característicos</u>	27
<u>2.3 Microscopia de Fuerza Atómica</u>	
<u>2.3.1 Fundamentos de Microscopia</u>	29
<u>2.3.2 Generalidades AFM</u>	30
<u>2.4 Fotoluminiscencia</u>	
<u>2.4.1 Montaje Experimental</u>	33

CAPITULO 3 RESULTADOS EXPERIMENTALES Y
ANALISIS

3.1. Condiciones de crecimiento

3.1.1 Limpieza del sustrato 35

3.1.2 Parámetros de Crecimiento 36

3.2 Análisis de los Crecimientos

3.2.1 Cinética del Depósito39

3.2.2 Topología Superficial 42

3.2.2.1 Muestra 506 42

3.2.2.2 Muestra 503 43

3.2.2.3 Muestra 502 48

3.3 Análisis RHEED-AFM de las Nanoislas52

3.4 Espectros de Fotoluminiscencia57

CAPITULO 4 CONCLUSIONES.....59

Referencias..... 61

CAPITULO 1

En este capítulo nos introducimos a los llamados sistemas de baja dimensionalidad, sus características y aplicaciones en la fabricación de dispositivos optoelectrónicos. Posteriormente hacemos mención al sistema InAs/GaAs que es el que utilizamos para nuestros crecimientos, después se presenta una breve reseña sobre el crecimiento en sustratos de alto índice. Finalmente nos enfocamos al estudio de la superficie de InAs/GaAs(631).

INTRODUCCION

Por la capacidad que poseen los materiales semiconductores de interactuar con la luz, muchos de los dispositivos ópticos y optoelectrónicos se realizan sobre la base de materiales semiconductores, por ejemplo: LEDs, láseres de inyección, celdas fotovoltaicas, etc. La reducción del tamaño de un cristal semiconductor a varias decenas de distancias interatómicas produce cambios significativos en las características principales del material debido al confinamiento cuántico de los portadores, que es dependiente del tamaño del cristal. Dichas características han atraído el interés de los investigadores al estudio de las denominadas nanoestructuras semiconductoras las cuales al llevarse a un mayor grado de miniaturización pueden llevar al confinamiento electrónico. Abriendo así un campo de investigación en torno a las posibles aplicaciones potenciales para la fabricación de nuevos dispositivos. En la actualidad en muchos de los dispositivos el confinamiento de portadores se realiza en tres dimensiones espaciales, el confinamiento en 2 y 1 dimensiones conforman los llamados sistemas de baja dimensionalidad, los cuales son descritos a continuación.

1.1 Sistemas de baja Dimensionalidad

El descubrimiento de las estructuras de baja dimensionalidad comenzó desde los años 70 con Esaki y Tsu [1], quienes propusieron por primera vez la

manipulación artificial de la estructura de bandas electrónicas de los semiconductores mediante la creación de estructuras periódicas llamadas *superredes* (Para fabricar una superred se depositan alternativamente películas delgadas semiconductoras de materiales diferentes, de forma de lograr una estructura periódica), observando efectos cuánticos, esto ocurre cuando los electrones en un material se encuentran restringidos a moverse en una región muy pequeña del espacio se dice que están confinados y cuando esta región es tan pequeña que es comparable a la longitud de onda asociada al electrón (llamada longitud de De Broglie), entonces comienza a observarse lo que se denomina "comportamiento cuántico". Paralelamente se fue desarrollando el estudio de pozos cuánticos simples, múltiples y con dopaje modulado. Un pozo cuántico se puede obtener cuando se coloca una lámina de un semiconductor entre dos semiconductores de ancho de banda prohibida mayor, en estas heteroestructuras semiconductoras se crea un pozo de potencial para los portadores de carga, los cuales quedan confinados en el semiconductor de menor banda prohibida, en este caso no hay transferencia de carga al formar la interfaz. Posteriormente para la década de los años 80 los avances de la tecnología hicieron posible la creación de sistemas con confinamiento adicional: hilos cuánticos (QW) (el diámetro de estos alambres ronda entre 1 y 100 nanómetros y su largo llega hasta los 100 μm o 0.1 mm) y los puntos cuánticos (QDs), estos se caracterizan en restringir el movimiento de los electrones a 1 y 0 dimensiones respectivamente. En particular los puntos cuánticos pueden albergar desde ninguno a varios miles de electrones los cuales se repelen y obedecen el principio de exclusión de Pauli, que prohíbe que dos electrones ocupen el mismo estado cuántico simultáneamente. Debido al confinamiento completo de portadores dentro de los puntos, sus características corresponden a niveles cuánticos de energía discretos. La discretización del espectro de energía realza la agudeza de la densidad de estados; la cual representa el número de estados disponibles cuyos valores de energía están comprendidos en un intervalo entre E y $E + dE$ [2].

La Figura 1.1 muestra el confinamiento de los portadores en las diferentes dimensiones espaciales, así como la densidad de estados correspondientes.

1.1.1. Formación de Nanoestructuras 0-Dimensionales

El concepto de "puntos cuánticos" (o átomos artificiales) fue propuesto en 1982 por Arakawa Sakaki [3]. Las grandes expectativas en la aplicación de los QDs para una nueva generación de dispositivos optoelectrónicos, tanto en su diseño como en la mejora de los dispositivos actuales ha tenido grandes expectativas como en los diodos, láser semiconductores con puntos cuánticos en su capa activa; donde estos láser prometen tener ventajas como: la reducción en su densidad de corriente umbral la cual debe ser más baja que la de los láser basados en cualquier material de mas alta dimensionalidad, esto es debido a la reducción de la densidad de los estados, más altas frecuencias de operación (se obtiene teniendo uniformidad de los puntos) y alto control sobre el espectro de emisión mediante el control de las dimensiones del punto (la longitud de onda de la luz emitida es determinada por la composición de la aleación, el tamaño y la forma de los puntos) [2].

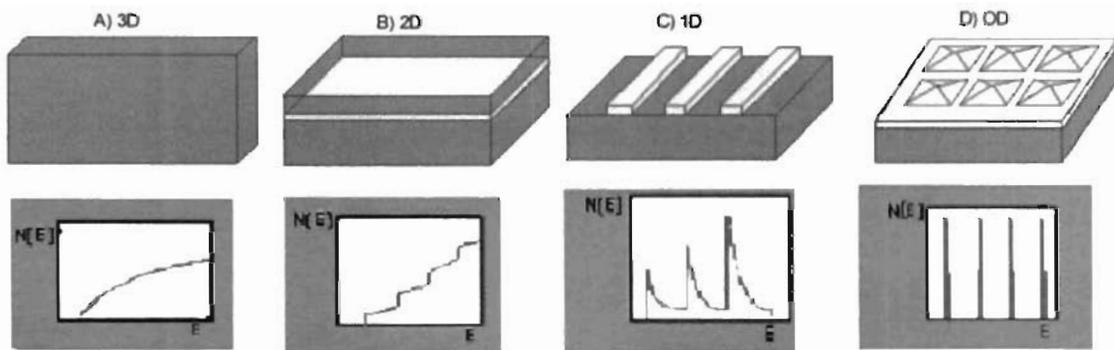


Figura 1.1.. Densidad de estados para los portadores de carga en función de la energía en sistemas con diferente dimensionalidad. (A) Semiconductor en bulto, (B) pozo cuántico, (C) hilo cuántico y (D) punto cuántico.

Antes del fin de los años 80's la fabricación de QDs (o nanoestructuras 0-dimensionales) seguía el proceso de fabricación que los QWs mediante la técnica de litografía, sin embargo, los cristales fabricados usando estos procesos tienen problemas en los tamaños de las estructuras las cuales son grandes para producir efectos cuánticos que puedan ser observados, además, los procesos subsecuentes al proceso de grabado conducen a menudo a la formación de contaminación y de defectos en la estructura deteriorando sus propiedades ópticas.

Por lo expuesto anteriormente, para lograr buenos resultados en la aplicación en dispositivos optoelectrónicos, deben satisfacerse requerimientos estrictos en cuanto a la uniformidad en el tamaño, forma y a la densidad de los QDs; mediante el estudio de los efectos de la cinética del crecimiento, espesor crítico (descrito en el siguiente párrafo), y la tensión heteroepitaxial. El mecanismo más avanzado para la construcción de estas estructuras a escala nanométrica es por epitaxia de haces moleculares (MBE, por sus siglas en inglés) en el modo de crecimiento de Stranski-Krastanov [4], el cual se describe a continuación.

Tomemos como ejemplo el crecimiento de InAs sobre GaAs. Como veremos más adelante estos cristales poseen diferente constante de red, 6.05\AA del InAs y 5.65\AA del GaAs, lo cual conduce a un desacople de redes de aproximadamente 7%. En las etapas iniciales del depósito del InAs, éste crece acoplado al sustrato GaAs. A estas primeras capas que cubren toda la superficie del sustrato se les conoce como "capas de mojado". Sin embargo la tensión debido al desajuste de los parámetros de red provoca la deformación elástica del InAs en la dirección de crecimiento acumulando energía elástica. A esta etapa del crecimiento, se denomina régimen pseudomórfico (Figura 1.2). Con el aumento del volumen de InAs depositado, la energía de tensión elástica se va acumulando. Esta situación persiste hasta alcanzar un determinado espesor, denominado espesor crítico, en el que la energía acumulada es liberada mediante la formación espontánea (o

autoensamble) de nanoislas tridimensionales coherentes, es decir, islas de InAs libres de dislocaciones. Este mecanismo de autoensamble de nanoestructuras 0-dimensionales permite la síntesis de decenas de billones ($10^{10}/\text{cm}^2$) de puntos entre 1 y 10 nanómetros de diámetro con un alto grado de uniformidad en un único paso de crecimiento. Los puntos pueden ser inmediatamente cubiertos por una segunda capa del material sustrato, configurando de ésta manera un material con una alta calidad óptica.

Para la aplicación satisfactoria de los QDs en dispositivos optoelectrónicos es deseable controlar la distribución de tamaños y la densidad de las islas a través del dominio de los parámetros del crecimiento. Los parámetros accesibles en el experimento para adaptar la forma de las nanoestructuras auto-ensambladas son:

- La temperatura. Tiene influencia en la densidad regional de nanoestructuras en una superficie sin estructura. Este parámetro pueden no ser eficaz en el caso de auto-organización sobre superficies grabadas
- La cantidad de material depositada. Determina el tamaño de las nanoestructuras después de la etapa de nucleación.
- Simetría del sustrato y del material depositado. influenciando la forma del punto y facetamiento.

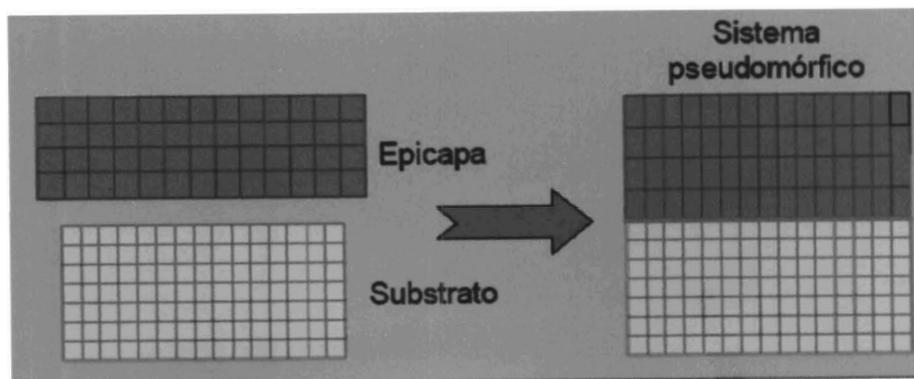


Figura 1.2. Crecimiento epitaxial de materiales con diferente parámetro de red.

1.2 Sistemas Antecedentes del Sistema InAs/GaAs

Uno de los sistemas crecidos mediante MBE que ha sido muy estudiado como modelo para dispositivos optoelectrónicos basados en puntos cuánticos auto-ensamblados es el del InAs/GaAs. En esta sección relataremos algunas de sus propiedades más importantes y estableceremos los antecedentes concernientes a su crecimiento.

1.2.1 Propiedades de algunos Semiconductores.

El estudio de las propiedades fundamentales de los compuestos III-V ha tomado gran interés debido a la infinidad de aplicaciones en dispositivos electrónicos y optoelectrónicos, representando una de las revoluciones científico-tecnológico de gran impacto en la sociedad. El crecimiento de sistemas con parámetro de red diferente, permite incorporar materiales de diferente composición química y mayor movilidad electrónica a los sustratos habituales, esto con el fin de obtener dispositivos con características muy específicas. En este caso la banda prohibida de los compuestos a través de aleaciones ternarias y cuaternarias puede variarse en un amplio rango de energía, que va desde algunas décimas de eV hasta los ~ 6.2 eV, para los nitruros. Esta propiedad es resumida en la Figura 1.3. La aplicación satisfactoria en dispositivos de los semiconductores compuestos es determinada además de la brecha prohibida de los materiales, por sus constantes de red. Un ejemplo típico es el del GaAs y AlAs, estos materiales presentan constantes de red muy cercanas y gracias a esta similitud es posible generar compuestos ternarios en cualquier proporción entre 0 y 1 como es $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, de tal manera que es posible modular el ancho de banda prohibida, que de acuerdo a la Figura 1.3 va desde los 1.4 eV hasta los 2.2 eV. Estas características han permitido la elaboración de heteroestructuras y dispositivos sin dislocaciones: HEMTs, LEDs, Láseres, detectores, etc. No obstante, en esta tesis es de competencia

sistemas heteroepitaxiales con diferentes constantes de red, para propiciar el modo de crecimiento SK anteriormente descrito. Tal es el caso del InAs y GaAs. Notemos en la Figura 1.3 que no solo el InAs posee menor ancho de banda que el GaAs, lo cual puede ser útil para lograr confinamiento electrónico, sino que además existe una importante diferencia entre las constantes de red. Estas, y algunas otras propiedades son resumidas en la Tabla 1.1.

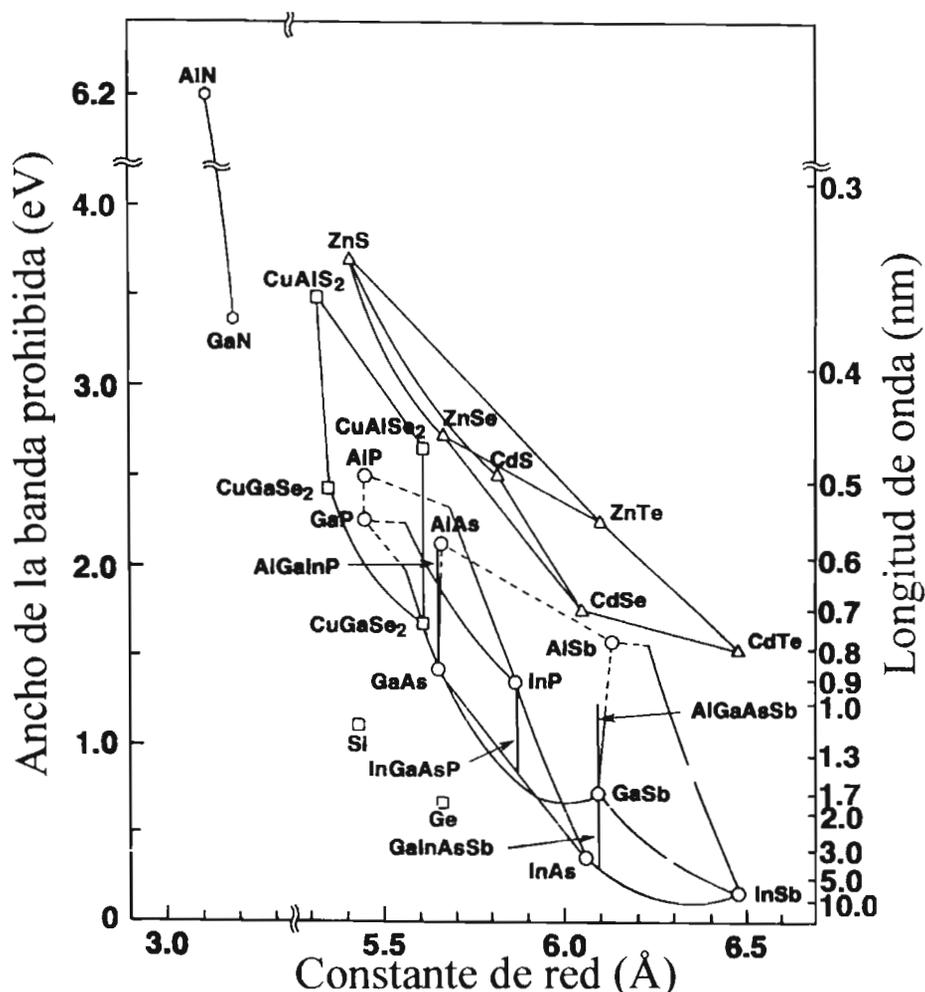


Figura 1.3. Ancho de la banda prohibida de algunos semiconductores vs la constante de red. Las líneas que unen dos semiconductores entre sí representan el parámetro de red y la correspondiente anchura de banda de la aleación entre los dos materiales de los extremos.

Propiedades/Material	GaAs	InAs
Estructura	Zincblenda	Zincblenda
Parámetro de red a 300K, a	0.565 nm	0.605 nm
Energía Gap a 300 K, E_g	1.424 eV	0.36 eV
Movilidad electrónica ($\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$)	8.5×10^3	3.3×10^4
Desacople de red: $\frac{a_{\text{InAs}} - a_{\text{GaAs}}}{a_{\text{GaAs}}}$	~7%	

Tabla 1.1. Propiedades del GaAs e InAs.

Por otro lado la gran mayoría de los semiconductores compuestos III-V, como es el caso del InAs y GaAs, adoptan la denominada estructura zincblenda esquematizada en la Figura 1.4 para el GaAs. Observando la Figura, podemos apreciar que los átomos de Ga conforman la celda conocida como cúbica centrada en las caras o FCC (por sus siglas en inglés *face centered cubic*). Asimismo, los átomos de As forman otra celda FCC la cual esta desplazada $\frac{1}{4}$ a lo largo de la dirección [111]. Utilizando la Figura 1.4 podemos definir la unidad de espesor frecuentemente utilizada en el crecimiento de nanoestructuras semiconductoras 0-dimensionales: una monocapa. Una monocapa (ML) de material se define como la cantidad de átomos necesarios para completar el espesor equivalente a la distancia vertical de átomo a átomo de la misma especie. Así, para el caso del GaAs(100) 1ML sería la cantidad de átomos necesarios para completar el espesor de 2.8Å , es decir $\frac{1}{2}a_{\text{GaAs}}$. Para el InAs(100), $1\text{ML} \approx 3.0\text{Å}$.

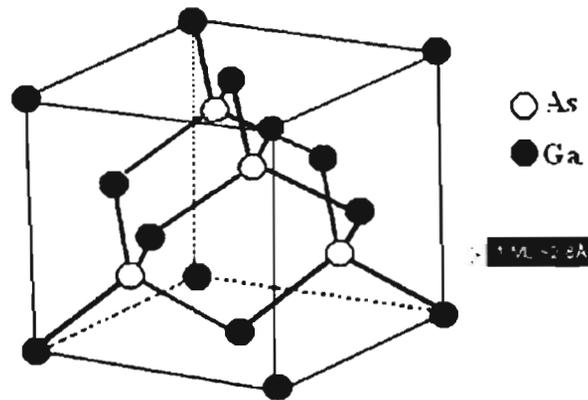


Figura 1.4. Esquema de la estructura zincblenda

1.2.2 Superficies de altos Índices.

Las superficies de cristales simples se pueden dividir según su orientación en bajo-índice y alto-índice. Estos nombres provienen de los valores de los índices respectivos de Miller. Recordemos que los índices de Miller son una representación vectorial simbólica de los planos atómicos de una red cristalina, y son definidos de acuerdo a la intersección con los ejes cristalográficos de los valores recíprocos de los índices que definen al plano. El método mediante el cual se definen los índices se puede comprender mejor con un par de ejemplos.

Supongamos que deseamos representar el plano (111) de un cristal cuya celda unitaria esta definida en a , b y c unidades a lo largo de los ejes x , y y z , respectivamente (en el caso de la celda cúbica $a=b=c$). Iniciamos tomando los inversos de cada uno de los índices los cuales nos proporcionarán los valores de intersección en los ejes x , y y z :

$$\left(\frac{1}{1}, \frac{1}{1}, \frac{1}{1} \right) = (1,1,1)$$

por lo tanto el plano (111) interseca en una unidad el eje x , una unidad el eje y y una en el eje z . El resultado es representado en la Figura 1.5(a).

Asimismo para construir, por ejemplo, el plano (102) tomamos los inversos de los índices de Miller

$$\left(\frac{1}{1}, \frac{1}{0}, \frac{1}{2} \right) = (1, \infty, 0.5)$$

por lo tanto el plano (102) intersecta en una unidad al eje x , intersecta en el infinito al eje y (o dicho de otra manera: no lo toca) y en 0.5 unidades al eje z . El resultado es representado en la

Figura 1.5(b)

En la Figura 1.6 están representados algunos planos de bajo y alto índice obtenidos por el método anterior. Para el GaAs las superficies de bajo-índice son las familias de planos $\{001\}$, $\{011\}$, y $\{111\}$; estas superficies son caracterizadas por su alta simetría cristalina.

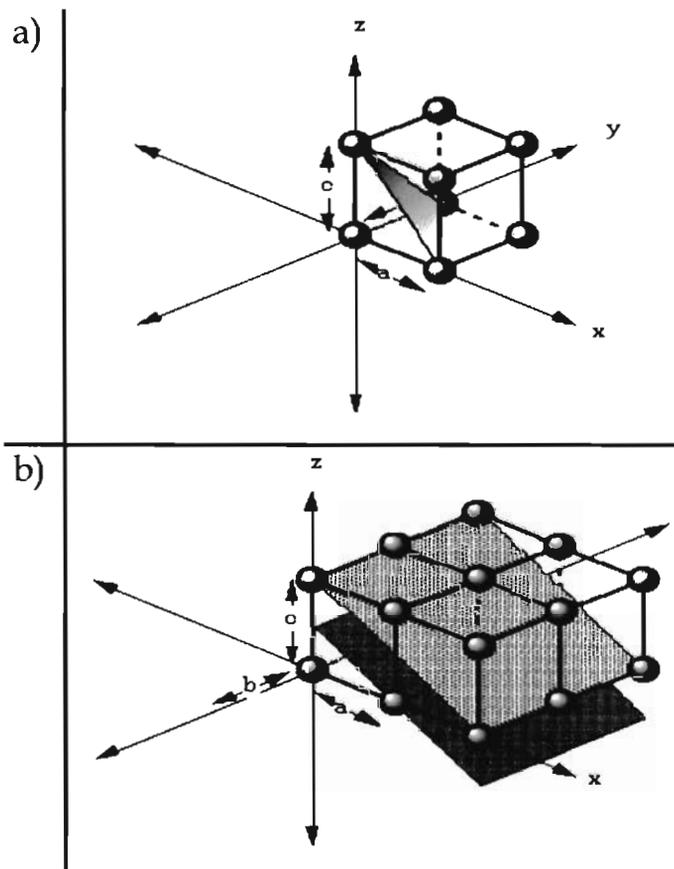


Figura 1.5. Representación del plano a) (111) y b) (102).

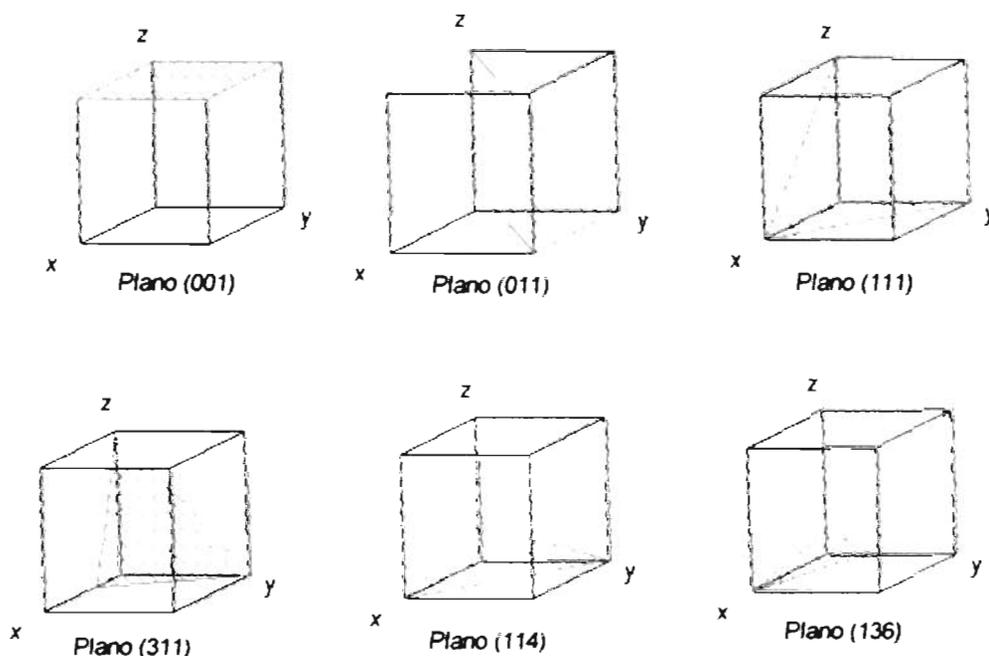


Figura 1.6. Dibujo representativo de algunos planos de bajo y alto índice.

1.2.3 InAs sobre GaAs(n11)

Hasta hace pocos años el estudio de estructuras auto-organizadas se había concentrado en sustratos (001) y solamente algunas en sustratos con diferente orientación. Una razón importante para el estudio de compuestos semiconductores III-V sobre sustratos de GaAs de altos índices es la fuerte anisotropía óptica y efectos piezoeléctricos que presentan estos planos cristalográficos, así como la posibilidad de obtener los fenómenos de autoorganización únicos para sintetizar las estructuras de baja dimensionalidad. Por ejemplo, los puntos cuánticos depositados en sustratos de alto-índice son más pequeños, presentan tamaño más uniforme y demuestran la terminación clara de la faceta. Además, un fenómeno muy interesante en las superficies de alto índice es la alta difusión superficial molecular que se obtiene a lo largo de una dirección preferencial sobre el plano. Al

ser aprovechada esta propiedad, puede llegarse a la síntesis de hilos cuánticos semiconductores de tamaño uniforme sin requerir de procesos de litografiado [5].

Existen reportes en torno al crecimiento de GaAs sobre superficies $(n11)$, con $n=1,2,3,4,5,6$ y 7. Por ejemplo Lubyshev y colaboradores encontraron a través del estudio de estas estructuras mediante fotoluminiscencia [6] que los puntos cuánticos autoensamblados en el plano (711) exhiben alta eficiencia cuántica: la razón de la fotoluminiscencia integrada de los QDs entre los pozos cuánticos es en torno a 10. Además, mediciones de fotoluminiscencia dependientes de la polarización evidenciaron una fuerte dependencia en el plano causada por la anisotropía estructural de los QDs. Recientemente, Rojas-Ramirez y colaboradores mostraron la existencia de campos eléctricos internos en el autoensamblaje de los QDs [7]. La magnitud de tales campos internos no solo es fuertemente dependiente de la orientación cristalográfica del sustrato, sino que además puede relacionarse con esfuerzos residuales de las nanoestructuras. Los QDs que presentaron estadísticamente menor dispersión en su distribución de tamaños, fueron aquellos depositados sobre la superficie (311) .

Todos los anteriores trabajos nos dan una semejanza de los problemas a los cuales nos enfrentaremos, ya que hasta donde tenemos conocimiento, el estudio sobre la superficie (631) es completamente novedoso sin registro previo de autoensamble de QDs en esta orientación cristalográfica. Las diferencias entre cada una de las orientaciones esta íntimamente ligada a la distribución atómica superficial del plano en cuestión. Enseguida detallaremos la estructura atómica del GaAs (631) .

1.2.4 Estructura atómica del plano (631)

El plano (631) es interesante debido a que facetas de esta orientación aparecen naturalmente durante el crecimiento por epitaxia de haces moleculares de semiconductores compuestos III-V bajo diferentes circunstancias. Por ejemplo,

se forman facetas (631)A durante el crecimiento de GaAs sobre substratos grabados de GaAs(100) en forma de mesas cuadradas [8]. Los lados de las mesas son orientados a lo largo de las direcciones {010}. Las facetas (631) también aparecen durante el auto-ensamblaje de QDs de InAs sobre substratos de GaAs(100) [9]-[15]. Estos resultados experimentales sugieren que el plano (631) posee propiedades de difusión únicas que ameritan investigaciones en torno a él. En esta sección describiremos su configuración atómica superficial.

La Figura 1.7 muestra un modelo de la superficie no reconstruida del plano GaAs(631). En esta figura los átomos más altos de Ga y As son ilustrados con esferas de color rojo y azul, respectivamente. Note que de manera similar con las superficies (n11), el plano (631) posee cara A y cara B, dependiendo si termina en átomo catión o anión. La celda unitaria superficial terminada en bulto es definida por los vectores unitarios \mathbf{a} y \mathbf{b} donde $\mathbf{a} = a_{\text{GaAs}} [\bar{1}, 2, 0]$, y $\mathbf{b} = 1/2 a_{\text{GaAs}} [0, 1, -3]$, donde a_{GaAs} es la constante de red de GaAs.

La Figura 1.8 muestra una vista transversal del plano (631) observado a lo largo de la dirección [-593]. Notemos que podemos observar que el plano (631) está formado a su vez por planos (111) los cuales hacen un ángulo de 31.65° con la dirección [631]. Asimismo, podemos observar la distribución anisotrópica de enlaces lo cual contribuye a las ya mencionadas diferencias en la difusión molecular superficial. Una evidencia de lo anterior es constatada por un trabajo previo en el cual se realizó el crecimiento homoepitaxial de GaAs(631) [16]. Ahí, se observó precisamente la formación de nanopirámides alargadas a lo largo de la dirección [-593], por lo que esta dirección es de particular importancia en el presente trabajo.

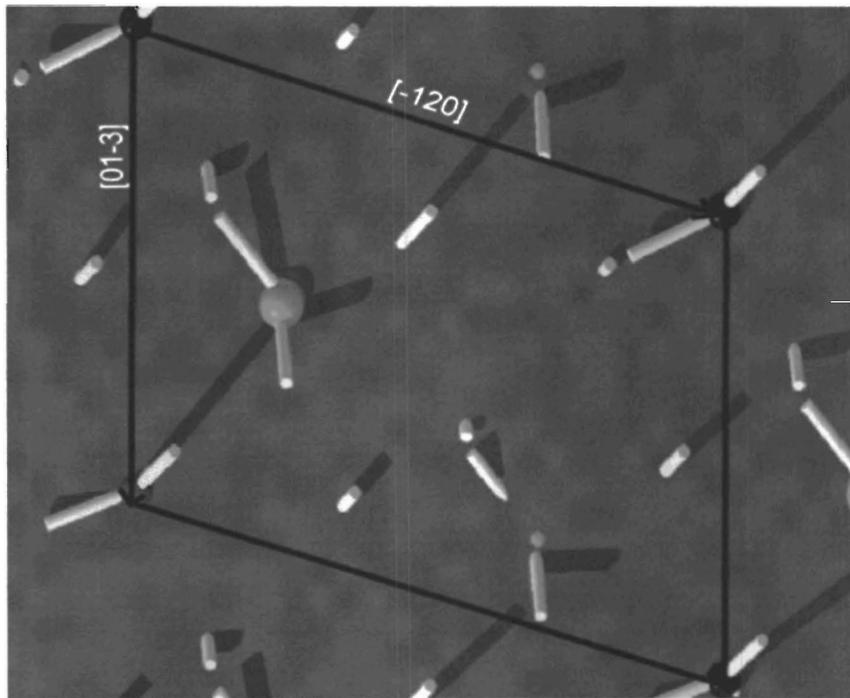


Figura 1.7. Celda unitaria del GaAs(631).

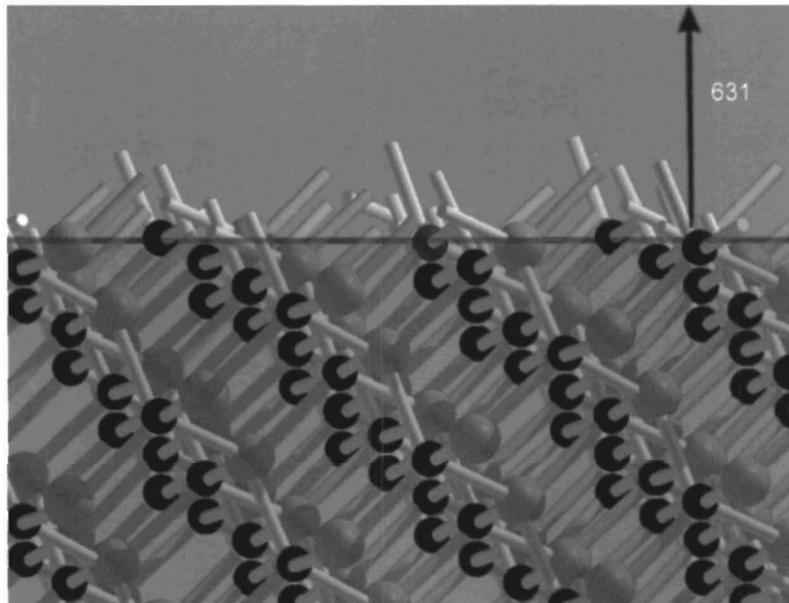


Figura 1.8. Vista transversal del plano (631) observado a lo largo de la dirección [-593].

1.3 Objetivo

El objetivo de este trabajo es sintetizar puntos cuánticos de InAs sobre substratos de GaAs terminados en la orientación cristalográfica (631).

Para llegar al objetivo, iniciaremos estudiando en detalle el crecimiento de InAs variando el espesor en torno a las 2.1ML, dado que como es conocido, a este espesor equivalente de InAs ocurre la relajación del sistema provocando el modo de crecimiento S-K. Se pretende realizar un estudio comparativo con el crecimiento sobre GaAs(100), el cual es uno de los sistemas más conocidos y estudiado para el desarrollo de QDs. Las nanoestructuras serán depositadas por la técnica de MBE. Para la caracterización contamos con herramientas: Reflexión de electrones difractados de alta energía (RHEED), microscopía de fuerza atómica (AFM), espectroscopia de fotoluminiscencia (PL).

CAPITULO 2

SISTEMAS EXPERIMENTALES

En este capítulo hacemos referencia a los sistemas experimentales empleados para el crecimiento y caracterización de las nanoislas 0-dimensionales de InAs sobre superficies de GaAs(631) y (100). Para llevar a cabo el crecimiento epitaxial de dichos puntos se utilizó la técnica por Epitaxia de Haces Moleculares (MBE), donde esta técnica ha tomado ventaja del modo de crecimiento Stransky-Krastanov (S-K), sintetizando QDs con confinamiento electrónico. La caracterización *in-situ* se realizó mediante la Reflexión de Electrones Difractados de Alta Energía (RHEED, *reflection high-energy electron diffraction*), la caracterización *ex-situ* se realizó utilizando Microscopia de Fuerza Atómica (AFM, *Atomic Force Microscopy*) y la emisión de las nanoislas se obtuvo mediante fotoluminiscencia (PL, *photoluminescence*).

2.1 Técnica de Epitaxia por Haces Moleculares (MBE)

El término epitaxia proviene del griego *epi* que significa sobre y *taxis* que significa orden. Este término se refiere a un proceso de crecimiento orientado de una película sobre un sustrato reproduciendo su misma estructura cristalina, que puede ser del mismo material que la película, en cuyo caso se denomina homoepitaxia, o de un material diferente, en este caso se llama heteroepitaxia.

La utilización de la técnica MBE comenzó a principio de los años 70. Las tecnologías de crecimiento de películas delgadas empleadas hasta ese momento, tales como epitaxia en fase líquida, deposición de vapores químicos, "sputtering" y evaporación en el vacío, no eran suficientes para el desarrollo de los nuevos

dispositivos y el estudio de sistemas de dimensiones nanoscópicas. Fue entonces cuando se hizo necesario buscar una alternativa. De acuerdo al Dr. Cho, el inventor de esta técnica: "Hubo la necesidad de inventar un nuevo proceso. Una invención a veces sucede cuando se combina el conocimiento de dos tecnologías establecidas y los aplica a una tercera para crear una nueva tecnología. Este fue el caso del desarrollo de la Epitaxia por Haces Moleculares".

Esta nueva tecnología surgió al combinar el conocimiento de física de superficies y la tecnología de propulsión de iones. En esencia, la técnica de MBE es un poco más que una técnica de evaporación basada en ultra alto vacío (UAV). En la práctica, es una técnica de deposición con la capacidad de reproducibilidad y predictibilidad obteniendo materiales con niveles de impurezas por debajo de 10 partes por billón, con un control sin precedentes sobre la composición y dopaje de las estructuras diseñadas. Más adelante detallaremos las características generales de ésta técnica de crecimiento. Por el momento adelantaremos algunas de las ventajas que tiene MBE respecto a otras técnicas de crecimiento[19]:

1. La velocidad de crecimiento del orden de $1\mu\text{m h}^{-1}$ ($\sim 3 \text{ \AA seg}^{-1}$) nos permite realizar cambios en la composición desde dimensiones atómicas. Esto es determinado por el tiempo de operación de los obturadores (< 1 segundo).
2. La interdifusión puede considerarse despreciable debido a las bajas temperaturas de crecimiento en comparación con otras técnicas.
3. El ambiente de UAV permite el empleo de métodos de análisis para indagar las características químicas y/o estructurales antes, durante y después del crecimiento.
4. Es posible el uso de máscaras mecánicamente movibles para crear estructuras geométricas en el plano del substrato (escritura epitaxial).
5. Es posible el depósito secuencial de diferentes materiales.
6. La automatización de todos los procesos proporciona mayor control i.e. reproducibilidad en los crecimientos.

Dadas las ventajas anteriormente enumeradas, mediante MBE ha sido posible además de investigar en los conceptos básicos de la cinética de crecimiento de materiales y en el área de sistemas de baja dimensionalidad lo cual conlleva nuevos e interesantes fenómenos dominados por el mundo cuántico, ha sido posible sintetizar materiales semiconductores a fin de diseñar gran variedad de dispositivos como lo han sido por ejemplo los transistores de alta velocidad, diodos y láseres. La utilidad de tales dispositivos es innegable. Actualmente son comúnmente empleados en el acoplamiento de fibras ópticas, teléfonos portátiles, satélites, sistemas del radar, etc.

Los dispositivos semiconductores son básicamente capas de materiales diferentes apiladas verticalmente. Cada capa, posee características electrónicas distintas las cuales determinan la utilidad y función del conjunto de capas. Así pues, el desarrollo exitoso de nuevos dispositivos se reduce a la habilidad para manipular el crecimiento ordenado de películas delgadas.

2.1.1 Fundamentos del Sistema MBE

El crecimiento de los materiales sobre la superficie del sustrato se lleva a cabo en la cámara de crecimiento, Figura 2.1, donde el crecimiento epitaxial comienza con la irradiación de uno o más "haces moleculares o atómicos" provenientes de la evaporación térmica de fuentes sólidas elementales de muy alta pureza. Las fuentes sólidas en nuestros sistemas son Ga, In, As, Be, Si y Al que se encuentran en celdas de efusión tipo Knudsen con crisoles de nitruro de boro pirolítico PBN. Cada celda está cerrada por un obturador mecánico (shutter), los cuales se abren y cierran controlando la salida de haz molecular.

Al llegar los haces a la superficie cristalina del sustrato, el cual también se encuentra caliente, los átomos y moléculas experimentan diversos procesos como

son: la absorción en la superficie, migración superficial, incorporación a la red cristalina del sustrato o a la capa ya crecida, desorción térmica de los átomos no incorporados a la red; estos son factores dependientes de las condiciones de crecimiento y determinan la calidad cristalina del material crecido.

El crecimiento mediante esta técnica tiene como ventajas en el crecimiento de películas epitaxiales sobre otras técnicas: que se desarrolla en condiciones de ultra alto vacío (UHV presión $\sim 10^{-10}$ Torr) lo cual nos permite mantener la superficie del sustrato atómicamente limpia durante el crecimiento, obteniendo películas de alta calidad morfológica. Además el ambiente de UHV permite el ensamble de técnicas de análisis superficial *in-situ* que permitan controlar el crecimiento antes y durante el mismo. Un ejemplo de ellos es la técnica de RHEED la cual se detallara posteriormente, y se esquematiza asimismo en la Figura 2.1.

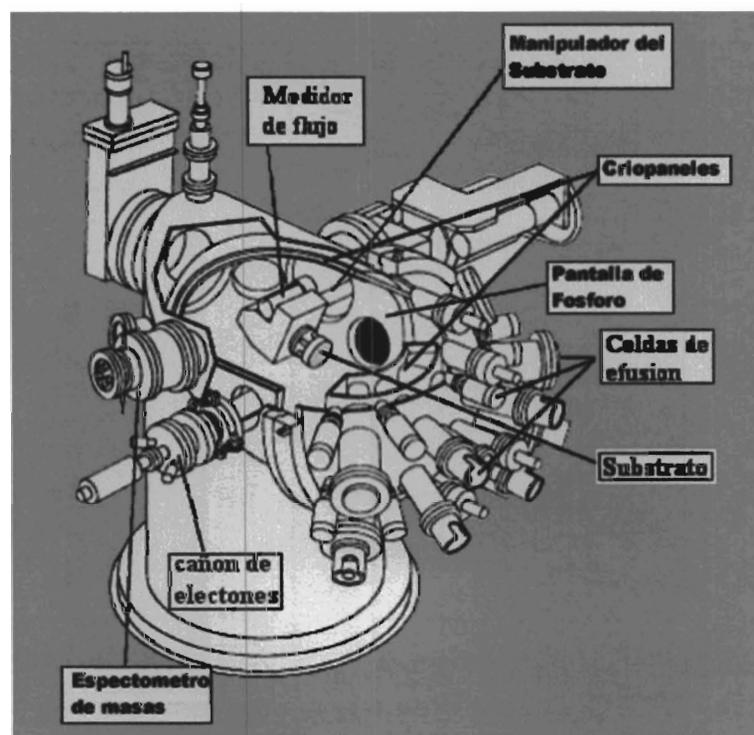


Figura 2.1. Dibujo esquemático del interior de la Cámara de Crecimiento, MBE.

Los haces moleculares pueden ser interrumpidos en una fracción de segundo permitiendo transiciones abruptas casi automáticamente de un material a otro o dopar el material en dimensiones atómicas. Otra de las ventajas que proporciona esta técnica de crecimiento en cuanto a parámetros estrictos de crecimiento es que las velocidades a las que depositan los materiales permiten tener un control sobre la introducción de impurezas en el material, control en los niveles de dopajes y cambiar la composición de manera abrupta, además de la capacidad de reproducibilidad.

En torno a las paredes internas de la cámara y rodeando las celdas se encuentran unos compartimientos llamados criopaneles enfriados con nitrógeno líquido ($T \sim 77K$), los cuáles ayudan a conservar el alto vacío dentro de la cámara de crecimiento atrapando impurezas y para reducir el calentamiento radiactivo de la cámara.

El sustrato (que está pegado sobre el moliblock) está montado sobre un manipulador. El manipulador puede hacerse rotar de tal manera que al momento de la deposición se homogenice el crecimiento sobre todo el sustrato. Esta misma posibilidad de rotación permite girar la muestra sobre el eje normal a la superficie recorriendo los diferentes azimut para que el haz de electrones de RHED incida en las direcciones cristalográficas de la superficie, permitiendo su análisis *in-situ*.

Aparte de rotar el manipulador para homogenizar el crecimiento, este puede moverse en tres posiciones como son: la posición de transferencia (para transferir la muestra de una cámara a otra), la posición de medición de flujos y la posición de crecimiento (en este caso se encuentra frente a las celdas para la deposición de los materiales).

La temperatura a la que se encuentra la muestra durante el proceso de desorción y durante el crecimiento que es la encargada de la distribución de los átomos en la superficie; esta monitoreada utilizando un termopar que está colocado detrás del manipulador y mediante un pirómetro que indica la temperatura en la superficie de la muestra. Para medir el flujo de los haces moleculares, el sistema cuenta con un manómetro de ionización que está colocado en la posición donde se coloca a la muestra al tiempo del crecimiento. Esta cámara cuenta además con un analizador de masas residuales con el cual podemos conocer de la cantidad de compuestos dentro de la cámara de crecimiento, además tiene la gran ventaja de distinguir entre las varias especies de vapor, y se puede usar para detectar problemas con el vacío.

Existen tres métodos de crecimiento epitaxial para pequeñas cantidades de material depositado, Figura 2.2, el método particular de crecimiento para un sistema dado depende de las energías de la interfaz y en el desacople de la red.

1. Frank-Van Der Merwe.- En este método el crecimiento es capa por capa, esto ocurre cuando la suma de la energía superficial de la capa depositada y de la interfaz es menor que la energía superficial del sustrato, en este caso el material depositado "moja" el sustrato, de manera que los átomos que se depositan forman una monocapa antes de formar otra manteniendo así una superficie perfectamente plana.
2. Volmer-Weber.- En este método el crecimiento es por islas, lo cual sucede cuando los átomos o moléculas tienen una energía mayor entre ellas que con el sustrato, por lo que el material depositado se conglo mera en pequeñas islas.
3. Stransky-Krastanov.- Este método es una combinación de los dos anteriores, el cual fue descrito en el capítulo 1.

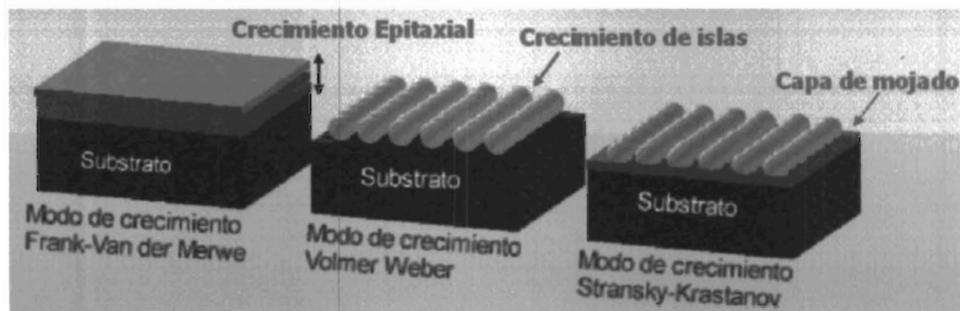


Figura 2.2 Representación esquemática de los modos de crecimiento

2.1.2 Sistema empleado en este trabajo

En la Figura 2.3 se muestra el sistema MBE utilizado en nuestros crecimientos. El sistema consta de 3 cámaras, que son la cámara de introducción, la cámara de análisis y la cámara de crecimiento. Una vez que el sustrato pasado por el proceso de limpieza es colocado en la cámara de introducción donde se hace vacío utilizando una bomba mecánica y enseguida una bomba de adsorción. Una vez que la presión alcanza un valor aproximado de 1×10^{-6} Torr (alto vacío) es posible pasarlo a la cámara de análisis, en esta cámara se puede alcanzar un vacío de $\sim 1 \times 10^{-10}$ Torr (ultra alto vacío); con el fin de evitar exponer nuestra muestra a la contaminación.

Posteriormente la muestra pasa a una tercera cámara donde se efectúa el crecimiento. Esta cámara se encuentra aislada de las otras durante el crecimiento para evitar la contaminación de la cámara de análisis y las pruebas de superficie con los vapores producidos durante el crecimiento, además de minimizar la contaminación del vacío cuando se abra la cámara de introducción.

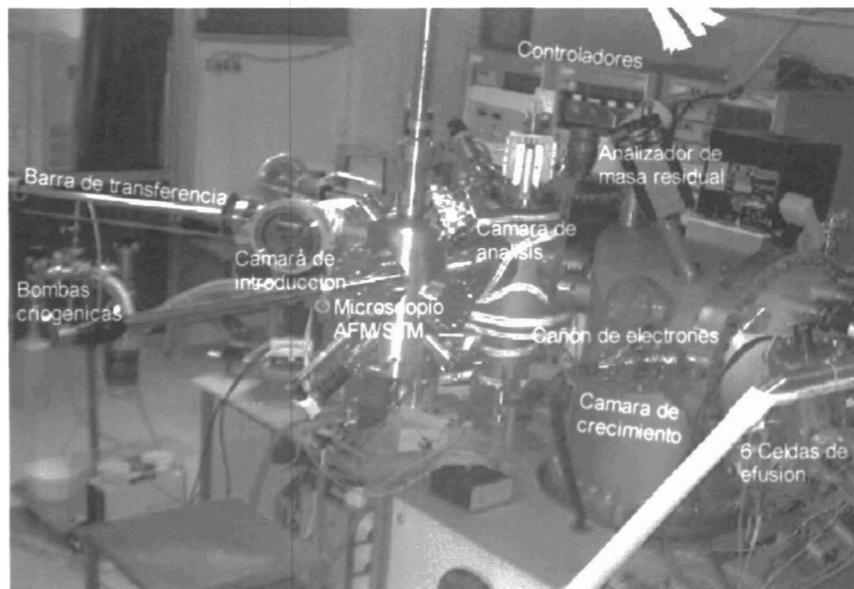


Figura 2.3. Sistema MBE utilizado en nuestros crecimientos.

2.2 Reflexión de Electrones Difractados de Alta Energía (RHEED)

Para conocer los cambios que ocurren en la superficie durante el proceso de crecimiento; un método estándar para este estudio se basa en la difracción de electrones, RHEED la cual es una técnica excelente para este análisis. La reflexión de electrones difractados de alta energía (RHEED, por sus siglas en inglés) es considerada la herramienta analítica más importante en el crecimiento de películas para la observación *in-situ* (al mismo tiempo en que se deposita el material), es una técnica que se utiliza para monitorear el arreglo de los átomos de la superficie, la remoción de óxidos, calibrar razones de crecimiento y temperatura del sustrato, así como dar información de la morfología de la superficie, de la cinética de crecimiento y la reconstrucción superficial [19]; esto debido a la baja penetración de los electrones (una o dos capas de la superficie).

2.2.1 Arreglo experimental

Esta técnica consiste en hacer incidir un haz de electrones casi monoenergéticos de alta energía ($\sim 10\text{-}30\text{ keV}$), de manera rasante a la superficie de la muestra ($1\text{-}3^\circ$), como la longitud de onda asociada de los electrones es del orden de la separación de los átomos de la red cristalina, al ser dispersados el cristal se comporta como una rejilla de difracción, que al reflejarse sobre una pantalla de fósforo situada al lado opuesto al cañón de electrones nos permite obtener un patrón de difracción que consiste en una reflexión especular y el patrón de difracción que es indicativo del acomodo de los átomos superficiales. La Figura 2.4 muestra el esquema experimental de esta técnica.

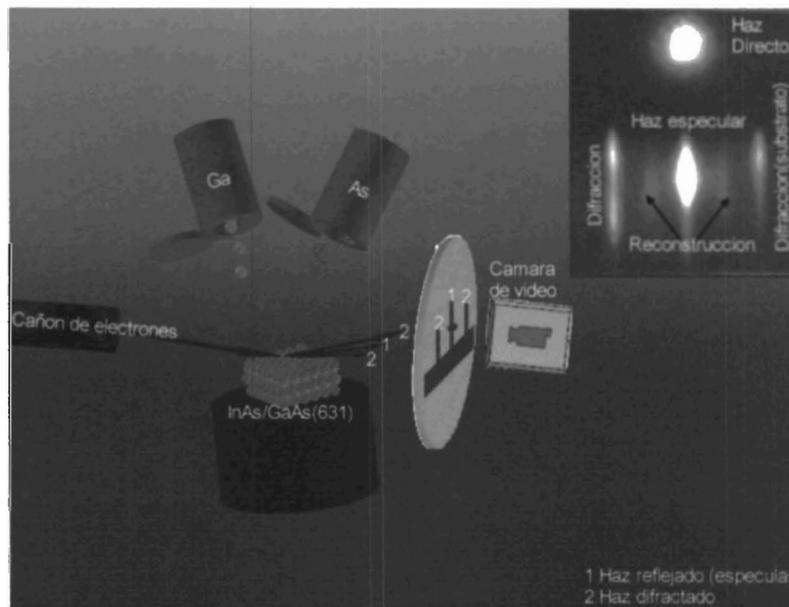


Figura 2.4. Arreglo experimental de la técnica RHEED.

La manera en que podemos obtener tanta información del crecimiento de nuestras películas mediante esta técnica, consiste en observar el patrón de difracción que obtenemos al momento de la deposición de los materiales sobre la superficie del substrato. Por ejemplo la intensidad del la reflexión del punto

especular se traza en función de tiempo, de modo que con el mecanismo de estas oscilaciones (oscilaciones de RHEED para el spot de transmisión) es posible determinar el espesor de las películas, composición y razón de crecimiento.

2.2.2 Fundamentos de RHEED

El patrón de difracción RHEED tiene como principio las condiciones de difracción de Bragg para cristales. W.L. Bragg dio una explicación acerca de los haces difractados de un cristal, donde supone que las ondas que inciden sobre el cristal se reflejan especularmente (el ángulo de incidencia es igual al ángulo de reflexión) en los planos paralelos de átomos del cristal de manera que solo una pequeña fracción de la radiación es reflejada. Cualquier plano puede caracterizarse, también, por un vector perpendicular a él, de manera que la red recíproca de una estructura bidimensional consiste en una distribución periódica de líneas en la dirección normal al plano formado por la superficie real, como se muestra en la Figura 2.5.

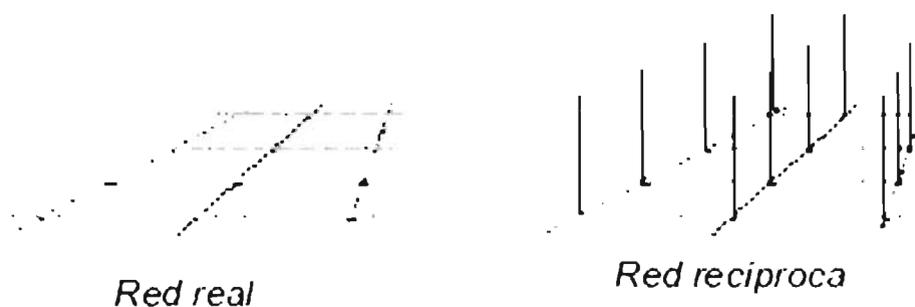


Figura 2.5. Representación de la red real y la red recíproca formada por los átomos superficiales.

Las condiciones para la existencia de una dirección de difracción pueden representarse gráficamente mediante la construcción de la esfera de Ewald para que exista un máximo de difracción; donde se debe cumplir con la condición [20]

$$\Delta \mathbf{K} \cdot \mathbf{r} = 2\pi m, \quad \Delta \mathbf{K} = \mathbf{K}' - \mathbf{K}$$

donde \mathbf{K} es el vector de propagación incidente sobre el cristal y \mathbf{K}' es el vector de onda que caracteriza al haz difractado.

Para la construcción de la esfera de Ewald, Figura 2.6, el origen del espacio recíproco es considerado como el punto donde incide el rayo de electrones sobre la superficie. Una interpretación geométrica de la condición del máximo de difracción se obtiene al colocar la punta del vector \mathbf{K} en uno de los puntos de la red recíproca y trazamos una esfera y cuando esta esfera es interceptada por una barra de la red recíproca se satisface la condición de difracción de Bragg. Las direcciones de difracción \mathbf{K}' están determinadas por los puntos de la red recíproca que cruzan a la superficie de la esfera. En el caso de RHEED, 1) los electrones poseen muy alta energía por lo que la esfera de Ewald tiene un radio muy grande; 2) debido a las condiciones experimentales, el haz de electrones no es perfectamente monocromático, sino que posee cierto ancho de energía lo cual conduce a un ancho finito de la esfera de Ewald (cascarón esférico); 3) la imperfección de la superficie da vectores recíprocos de la red con anchura finita. Los puntos anteriores conducen a menudo a un alargamiento de los puntos de difracción observados en la pantalla fluorescente de tal manera que aparecen más como rayas que como puntos. Señalemos que la periodicidad del haz incidente es el inverso proporcional a la periodicidad de los puntos de difracción, y esto se puede utilizar para determinar la orientación cristalina en la superficie, para medir los parámetros de red de una película epitaxial o para determinar periodicidad de una reconstrucción superficial.

material en volumen. La formación de dichas reconstrucciones se realiza por un proceso para minimizar la energía superficial.

Las reconstrucciones superficiales dependen de las condiciones de crecimiento como son: la relación de los flujos moleculares entre el elemento III y el elemento V y de la temperatura del sustrato; es decir, la superficie tendría un exceso de átomos de galio o de arsénico. En las temperaturas típicas del crecimiento, los átomos superficiales del GaAs (001) terminadas en As cambian en lo que se llama una reconstrucción (2x4), donde además de las líneas primarias, que corresponden al espaciamiento entre los átomos en la superficie, la línea primaria del 2x el patrón tiene líneas secundarias con un espaciamiento del $\frac{1}{2}$ y el patrón del 4 x tiene líneas con espaciamiento de $\frac{1}{4}$ con respecto a la línea primaria. Estas imágenes implican que los átomos superficiales bajo condiciones normales de crecimiento están arreglados en las estructuras superficiales con 2 veces por 4 veces el espaciamiento de la red del material a granel. Si la superficie se convierte en terminado Ga debido a escaso As, la reconstrucción superficial cambiará al patrón de (4x2), que es similar al patrón (2x4) salvo que está espacialmente rotado 90°. Con las condiciones del crecimiento intermedias a las superficies terminadas en Ga y terminadas en As, se pueden observar otras reconstrucciones por ejemplo (3x1) y (1x3) [21].

De manera cualitativa el aspecto del patrón de difracción de RHEED se puede utilizar para evaluar la morfología superficial. Antes de la desorción de los óxidos, el estado de la superficie no es cristalino, por lo que no existen condiciones para la difracción y el patrón RHEED se muestra completamente difuso, Figura 2.7(a). Al evaporarse los óxidos obtenemos una superficie atómicamente limpia. Si ésta además es plana, observaremos un patrón formando por barras y muy probablemente líneas de reconstrucción, Figura 2.7(b). Si la superficie presenta cierta rugosidad existirá transmisión del haz de electrones a través de las

protuberancias superficiales por lo que el patrón se observará similar al que se muestra en la Figura 2.7(c).

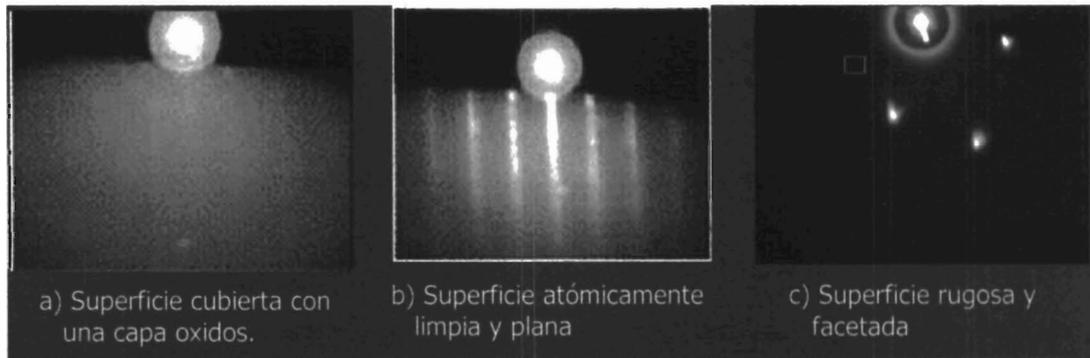


Figura 2.7. Patrones de difracción característicos de diferentes superficies.

2.3 Microscopia de Fuerza Atómica

La información estructural o topología de las nanoislas es de gran importancia para caracterizar y en su momento controlar las propiedades de dispositivos optoelectrónicos ya que de su geometría depende por ejemplo la energía de emisión de las transiciones entre sus niveles cuantizados. Es por esto que se ha utilizado la microscopia de fuerza atómica para estudiar la morfología de estas nanoislas.

2.3.1 Fundamentos de microscopia

SPM son las siglas de las palabras en inglés de *Scanning Probe Microscopy* y es la denominación de microscopia que obtiene la información mediante el barrido (*Scanning*) de una sonda (*Probe*) en la superficie de la muestra, o microscopio de campo cercano. El fundamento de estos microscopios es medir alguna propiedad de interés al barrer la superficie de la muestra con una punta afilada. En cualquiera de las variantes de SPM, denomina a toda una familia de técnicas no

destructivas, donde se hace interactuar una sonda con la muestra de manera que la interacción sea dependiente de la distancia Z entre ambas y de que el área de la muestra que interactúa sea mínima. Entre las varias técnicas (la cuales reciben su nombre según el tipo de interacción entre la sonda y la muestra) para generar imágenes y medidas de superficies hasta una escala fina de nivel molecular y de grupos de átomos se encuentran: las interacciones de fuerza atómica, corriente túnel y campo cercano, dando origen a *Atomic Force Microscopy (AFM)*, *Scanning Tunneling Microscopy (STM)*, *Scanning electron microscopy (SEM)* y *Scanning Near-field Optical Microscopy (SNOM)*, respectivamente. Estas técnicas permiten obtener imágenes de la superficie con una elevada resolución debido a que esta limitada únicamente por el tamaño de la sonda y su distancia a la muestra. La Tabla 2.1 muestra algunas diferencias entre algunas técnicas de microscopia. En este trabajo utilizamos la microscopia de fuerza atómica para evaluar la morfología superficial de nuestras muestras.

2.3.2. Generalidades AFM

El AFM fue inventado en 1986 por Binnig, Quate y Gerger [22], este trabajo surgió con el afán de ampliar la capacidad del STM en obtención imágenes para medir la morfología superficial de los materiales no conductores, desde entonces esta técnica se ha desarrollado rápidamente. El microscopio de fuerza atómica (AFM) es una técnica excelente en cuanto a estudios morfológicos con una gran resolución (a escala nanométrica), permitiendo hacer medidas en tres dimensiones, x , y , y z (normales a la superficie de la muestra), con la presentación de imágenes tridimensionales de la superficie de la muestra. Algunas ventajas del uso de esta técnica son que no es necesaria la preparación previa de la muestra, puede ser realizada en aire, en vacío y en líquido en el caso de muestras biológicas; además de que nos permite obtener un mapa topográfico de materiales tanto conductores como aislantes.

	AFM	TEM	SEM	Óptico
Resolución Máx.	Atómica(0.1 a 1.0 nm en x-y) y en z (0.01 nm))	Atómica	~5nm	~1 μ m
Ambiente de Imagen	aire, fluido, vacío, gas especial	vacío	vacío	aire, fluidos
In-situ	Si	No	No	Si

Tabla 2.1. *Propiedades de algunas técnicas de microscopia*

En la Figura 2.8 se presenta un diagrama esquemático del arreglo experimental de AFM el cual describiremos a continuación. En el modo de contacto la punta que se encuentra la final de una viga flexible reflectora denominada cantilever, se flexiona hacia arriba y hacia abajo debido a las fuerzas interatómicas (de Van der Waals) de atracción y repulsión entre los átomos o moléculas de la punta (normalmente de silicio o de nitruro de silicio) y la superficie de la muestra. El valor de la fuerza de interacción varía según la distancia a la que se encuentren la punta y la superficie, estos cambios de flexión son registrados al incidir el haz de un láser sobre la viga, el haz es reflejado hacia un fotodetector, conforme la punta prueba se mueve, la posición del punto del láser en el fotodetector cambia. La señal del fotodetector es mandada a un circuito electrónico de retroalimentación en Z la cual es comparada con un punto fijo de referencia generando una señal de error la cual es proporcional a la diferencia entre la señal prueba del fotodetector y el punto fijo. De esta manera se genera la imagen, dando forma a la superficie de la muestra.

Una vez obtenida la imagen superficial de la muestra, utilizando una herramienta se puede calcular la rugosidad superficial mediante un algoritmo basado en el promedio de alturas de un área seleccionada. Podemos también obtener un perfil topográfico de las islas, que nos indica su altura y el ancho de las

mismas. El microscopio utilizado para las mediciones sobre la topología superficial de nuestras muestras es un microscopio comercial (Nanoscope III Multimode de Digital Instruments); en el es posible operar en diversos modos como son: modo de contacto (las fuerzas son repulsivas (10^{-6} - 10^{-9} N)), de no contacto y modo de contacto intermitente o tapping (las fuerzas son de atracción-repulsión). Para el análisis de nuestras muestras usamos el microscopio en el modo de contacto.

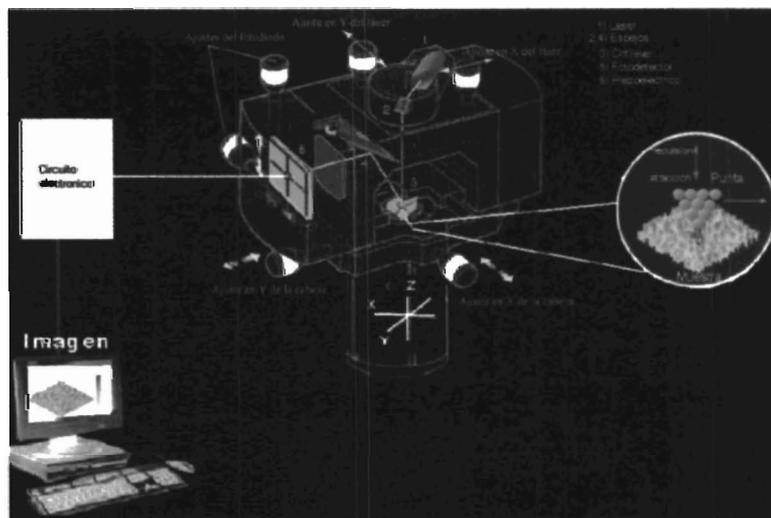


Figura 2.8. Arreglo experimental AFM.

2.4 Fotoluminiscencia

Explicar y predecir las propiedades de los sólidos a partir de los átomos constituyentes, es uno de los principales objetivos de la física de la materia condensada. La utilización de mediciones ópticas ha sido una de las formas tradicionales para lograr un entendimiento de las propiedades de los átomos, y posteriormente se ha convertido en una de las herramientas más poderosas para obtener las propiedades ópticas y electrónicas de los semiconductores. Entre los estudios ópticos están las mediciones de absorción y transmisión; entre las mediciones de emisión de radiación está la técnica de fotoluminiscencia (FL), y las mediciones de reflectividad [23]. En particular FL se caracteriza por actuar de

manera no destructiva con la cual podemos demostrar los efectos del confinamiento cuántico.

Esta técnica consiste en hacer incidir luz láser a la muestra donde esta interacciona con la materia mediante un proceso llamado *foto-excitación*. En este proceso los electrones del material que fueron excitados por el láser ganan energía permitiendo que dichos electrones salten a estados permitidos. Cuando estos electrones regresan a su estado de equilibrio liberan el exceso de energía en forma de radiación electromagnética o fotón, cuya energía esta relacionada de manera directa con la diferencia de energía entre los dos estados.

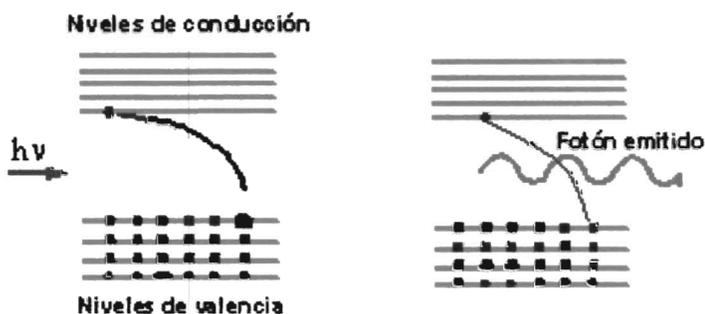


Figura 2.9. Proceso de fotoluminiscencia.

2.4.1 Montaje Experimental

La Figura 2.10 muestra el arreglo experimental empleado para esta técnica. La muestra se coloca en el "dedo frío" para realizar mediciones en función de la temperatura. El láser utilizado como fuente de excitación es de argón de potencia variable con una longitud de onda de 514nm. Frente al láser se encuentra un espejo que refleja el haz al cortador mecánico de luz (chopper) el cual divide el haz en frecuencias de 100Hz. Posteriormente el haz incide sobre la muestra y la emisión radiada por la muestra se focaliza a la entrada de un monocromador (dispersa la luz en longitudes de onda que la componen y selecciona una banda estrecha de

longitudes de onda, que es la que llega al detector). Con el fin de hacer incidir sobre la muestra un haz monocromático y evitar la incidencia de longitudes de onda provenientes del plasma del láser, frente al monocromador se coloca un filtro high-pass que corta las longitudes de onda menores de 600 nm, con el fin de analizar solo la luz emitida por la muestra y evitar la luz dispersada por el láser. La señal recibida es captada por un fotodetector de InAs de estado sólido, en el infrarrojo, este produce una señal eléctrica que alimenta a un pre-amplificador cuya salida se conecta al lock-in el cual esta en fase con el pulsador mecánico. La salida del amplificador lock-in se encuentra conectada a una computadora que controla todo el sistema.

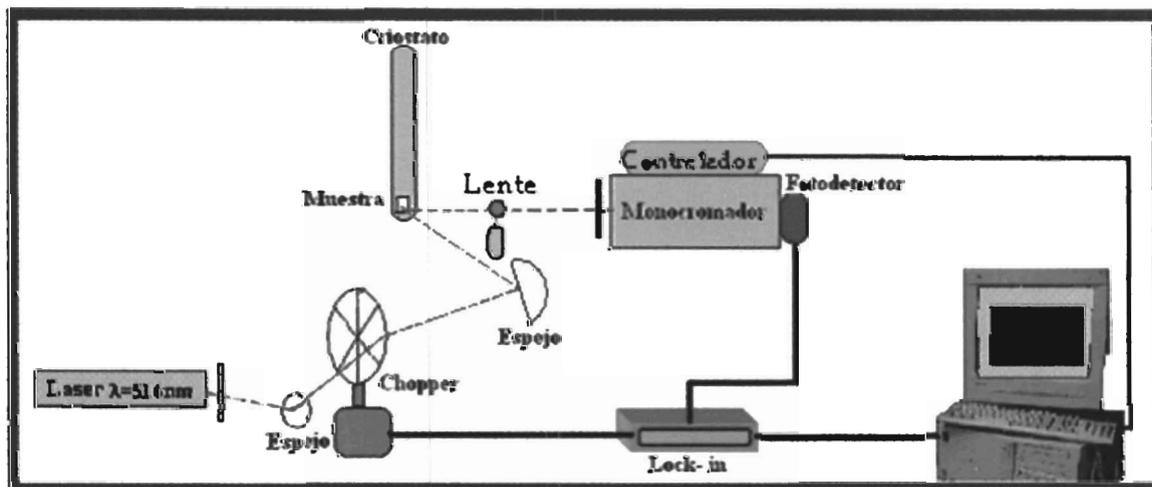


Figura 2.10. Arreglo experimental para la técnica de fotoluminiscencia.

CAPITULO 3

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y ANALISIS

En este capítulo se muestran los resultados de la caracterización *in-situ* de diferentes crecimientos mediante la técnica de RHEED, utilizada para obtener información acerca de la cinética del depósito así como evaluar el facetamiento de las islas. Las técnicas de caracterización exsitu fueron AFM y FL con las cuales se evaluó la topología superficial además de la emisión óptica de las nanoislas, respectivamente.

3.1 Condiciones de Crecimiento

3.1.1 Limpieza del Substrato.

Una superficie limpia es un requisito previo importante para el crecimiento de películas epitaxiales de alta calidad, puesto que los contaminantes de la atmósfera o de otras fuentes pueden contaminar fácilmente una oblea limpia y causar defectos cristalinos o degradar las características ópticas y eléctricas de las capas epitaxiales. Por lo tanto es necesario que el sustrato donde se crecerán dichas películas este previamente limpio y desengrasado, requiriendo se le aplique al material una serie de tratamientos de limpieza.

Colocamos en portamuestras de teflón los sustratos de GaAs semiaislante y los sometemos al siguiente proceso:

- Inmersión en acetona a 40°C durante un lapso de 10min.
- Alcohol isopropilico (a 40°C) en ultrasonido durante 5min.
- Metanol (a 40°C) durante 5min.
- Enjuague con agua desionizada hasta retirar todo el metanol en ultrasonido.
- Secado de la muestra con nitrógeno comprimido.

El siguiente paso es someter la oblea a un ataque químico cuya intención es el remover los óxidos nativos de la superficie. Primeramente colocamos la muestra sobre un portasustrato de teflón y lo introducimos dentro de un vaso de precipitado con agua mientras preparamos una solución de H_2O (5ml.) + H_2SO_4 (ácido sulfúrico, 25ml.) + H_2O_2 (peróxido de hidrógeno, 5ml.), primeramente vaciamos el agua en un vaso y vertimos poco a poco el ácido sulfúrico, como esta solución es exotérmica y la razón de ataque aumenta al aumentar la temperatura se recomienda sumergir el sustrato cuando la temperatura sea aproximadamente de 60°C ., posteriormente agregamos el peróxido de hidrógeno. Ya que la solución de ataque esta preparada introducimos la muestra dentro de esta durante 2min. agitando suavemente y de manera constante para que el ataque químico sea uniforme. Pasamos la muestra a otro vaso con agua desionizada y la enjuagamos abundantemente con agua fluyente durante 5min. para que corte el ataque químico y enjuagamos 3 veces mas en ultrasonido y drenando el agua. Una vez que el agua donde se encuentra la muestra ya no presenta acidez, sacamos la muestra y posteriormente la secamos con N_2 de alta pureza.

Las muestras ya atacadas químicamente son pegadas con indio de alta pureza sobre el moliblock (portasustratos de molibdeno) para hacer un buen contacto térmico entre el sustrato y el portasustratos. Posteriormente, las muestras se meten a la cámara de introducción del MBE.

3.1.2. Parámetros de Crecimiento

Para el crecimiento de InAs y GaAs se utiliza mucho arsénico, la fuente es más masiva (lingote) y toma varias horas para que la temperatura de la fuente de As se estabilice. Por esa razón, la fuente de arsénico usada en nuestro sistema es una celda fragmentadora de Arsénico, en la cual el flujo se controla con una válvula. Después de pasar a través de la válvula, el flujo se hace pasar través de un

tubo que rompe la especie molecular de As_4 en As_2 . Una de las razones primarias de usar As_2 en vez de As_4 , es reducir el consumo del As, puesto que As_2 incorpora más eficientemente en el GaAs. También se ha sugerido que usar As_2 da lugar a un crecimiento cristalino mejor, puesto que el mecanismo de la incorporación es más simple que para As_4 [19]. No obstante, a fin de comparar el crecimiento con aquellos reportados en la literatura, la temperatura del fragmentador se mantuvo lo suficientemente baja de tal manera que la eficiencia de rompimiento de moléculas fuera mínimo por lo que se estima que la mayor parte del haz esta formado por As_4 .

Por otro lado, debido a que la forma y el tamaño de las nanoestructuras 0-dimensionales o puntos cuánticos son características importantes en la determinación de su aplicación en dispositivos optoelectrónicos, es necesario controlar los parámetros de crecimiento como son la temperatura, que es responsable de la actividad de los átomos al llegar a la superficie, la razón de flujos V/III y el tiempo de depósito.

Los parámetros de crecimiento para todas las muestras estudiadas en este trabajo prácticamente fueron iguales:

- Después del proceso de desorción del sustrato ocurrido a $580^\circ C$ se creció una capa amortiguadora (BL, *buffer layer*) a la misma temperatura. Durante la desorción se mantuvo el flujo de arsénico sobre la superficie del sustrato con el fin de compensar la pérdida del mismo. La presión equivalente del haz molecular fue de $P_{As}=5.7 \times 10^{-6}$ Torr. Recordemos que el As se evapora a partir de los $350^\circ C$, por lo que si no se mantiene el flujo de As sobre los sustratos se producen pequeños hoyos en la superficie [24]. El espesor de la capa buffer fue de $0.05 \mu m$, con una razón de crecimiento de $0.3 \mu m/hr$. La presión del haz de Ga fue de $P_{Ga}=2.8 \times 10^{-7}$ Torr. Así, la razón de elementos III/V fue de 20.

- Al finalizar la deposición de la BL la temperatura del sustrato se bajó hasta 470° C, temperatura a la cual se inicia el depósito de InAs. La razón de crecimiento del InAs es de 0.05ML/seg, la cual se obtuvo con una presión equivalente del haz molecular de $P_{In}=5 \times 10^{-8}$ Torr. Se eligió esta razón de depósito a fin de evaluar más eficientemente la cinética del crecimiento mediante RHEED. Además, se ha demostrado anteriormente que las bajas velocidades de depósito de InAs sobre GaAs(100) producen mayor uniformidad en los tamaños de las nanoislas [25].
- Una vez concluido el crecimiento de InAs se bajó la temperatura del moliblock y se retiraron las muestras del sistema de UHV. La diferencia primordial entre los crecimientos fue la cantidad de InAs depositada y las orientaciones cristalográficas introducidas al sistema. Estos detalles de resumen en la Tabla 3.1.

Para la segunda serie de crecimientos se utilizó el mismo procedimiento descrito anteriormente solo que la razón de crecimiento de la capa buffer que se creció fue de 1 μ m/hr.

Muestra	Superficie	Espesor equivalente de InAs (ML)
494	(100)	1.75
495	(631)A y B	1.5
498	(100)	1.75
499	(631)A y B	1.75
502	(100), (631)A y B	2.2
503	(100), (631)A y B	1.95
506	(100), (631)A y B	1.75
522	(100), (631)A y B	2.2
527	(631)A	2.2

Tabla 3.1. Detalles de los Crecimientos Epitaxiales.

3.2 Análisis de los Crecimientos

3.2.1 Cinética del Depósito

Iniciaremos el estudio de la nucleación de los QDs de InAs describiendo los cambios en intensidad que tiene el punto o mancha especular (denominado en ocasiones “spot” especular) de los patrones RHEED al depositar sobre la superficie de GaAs(100). Debemos mencionar que esta superficie sirvió de referencia para el depósito sobre las orientaciones (631). Es reconocido que el spot especular es el más sensible a los cambios superficiales. En la Figura 3.1 observamos las oscilaciones en intensidad de RHEED a lo largo de la dirección $[0\bar{1}1]$ durante el depósito de InAs. Por medio de una flecha vertical (In-ON) se indica el momento en el cual se abre el obturador de In, i.e. comienza el crecimiento de InAs. Asimismo se muestra el tiempo al cual se cerró el obturador para dos de las muestras crecidas (In-OFF). También podemos distinguir en la figura las etapas principales en el autoensamble de las islas. 1) En la etapa marcada como régimen bidimensional pseudomórfico el InAs forma la primera monocapa 2D de material en donde se supone que adopta la constante de red del GaAs. Observamos sólo unas oscilaciones en la intensidad del spot. 2) Debido a que ahora sobre la superficie tenemos InAs, en esta etapa se conforma en la pantalla RHEED una de las reconstrucciones típicas del InAs, la reconstrucción superficial (3×1) . Podemos considerar que no existe crecimiento, los átomos que llegan forman la reconstrucción superficial. 3) En torno a 1.75 ML se reconoce como el momento en el que ocurre la relajación del InAs tensado. Como se describió anteriormente, el proceso mediante el cual se relaja la película tensada de InAs es mediante la autoformación o ensamble de nanoislas. El tamaño de las nanoislas depende de los parámetros de crecimiento tales como la presión de As y la temperatura de crecimiento. Además veremos más adelante el espesor al cual ocurre la relajación depende además de la orientación cristalográfica del sustrato. Note en la Figura

3.1 que la intensidad del spot de transmisión al formarse las islas cae abruptamente como una consecuencia de la dispersión del haz de electrones en la superficie "rugosa".

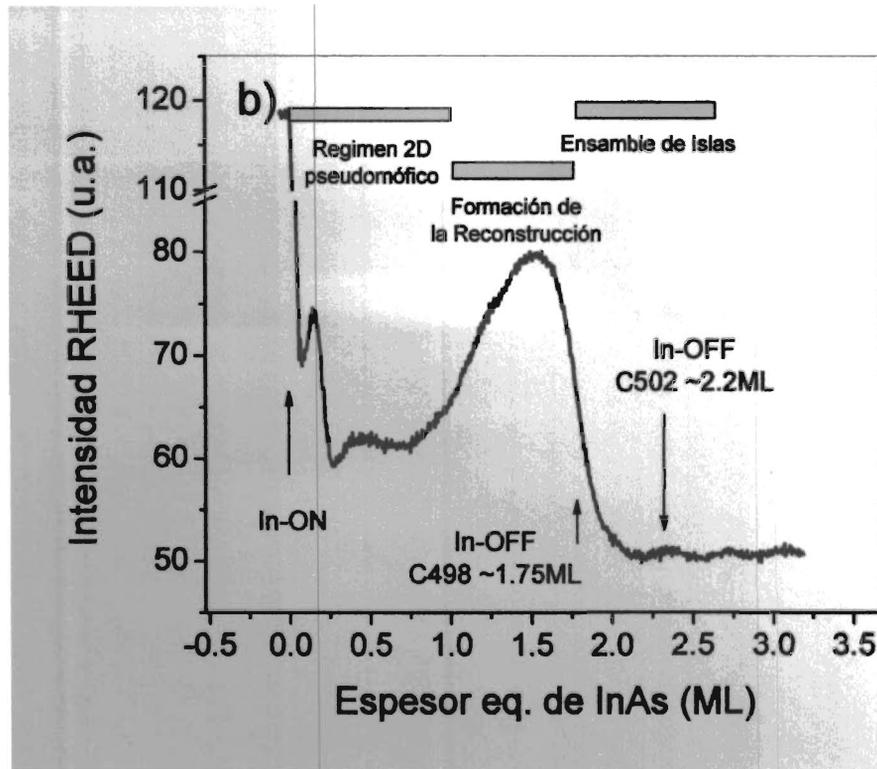


Figura 3.1. Oscilaciones en intensidad del spot especular del patrón RHEED durante el depósito de InAs sobre GaAs(100).

La evolución del crecimiento también puede realizarse sensando otro de los spots del patrón RHEED el cual nos da información directa acerca de la rugosidad de la superficie, es decir de la formación de las nanoislas. Éste es el spot de transmisión. La Figura 3.2 muestra las oscilaciones en intensidad del spot de transmisión del patrón RHEED para el InAs/GaAs(100). Notemos que para espesores equivalentes de InAs depositado menores a 1.7 ML, no existe variación significativa en intensidad, indicando que la superficie esta básicamente plana. Al momento de la relajación, la intensidad del spot de transmisión aumenta significativamente, indicando la nucleación de nanoislas. Se indican en la figura

con flechas verticales el momento en el que se abre el obturador de In, y al cerrarse para tres crecimientos analizados en este trabajo. Podemos decir que para el crecimiento 506

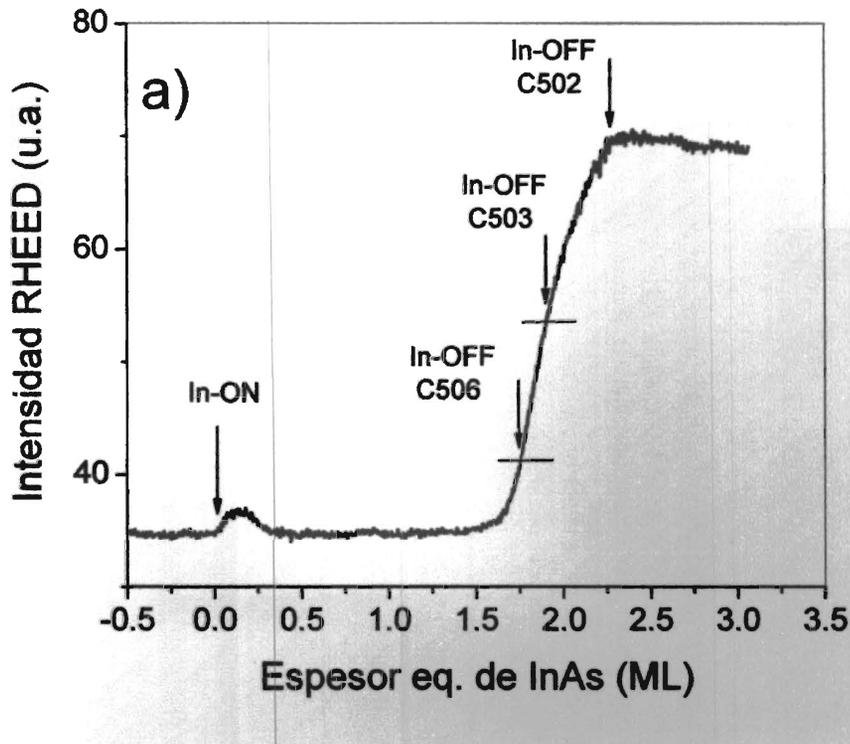


Figura 3.2. Variaciones en intensidad del spot de transmisión durante el crecimiento de InAs/GaAs(100).

recién iniciaba la relajación del InAs, para el 503 se detuvo un momento posterior a la relajación y finalmente para el 502 la intensidad estaba por alcanzar su punto de saturación. Para el crecimiento 502, el cual fue de aproximadamente 2.2 ML, se estima que la densidad de nanoislas así como el tamaño es el apropiado para presentar confinamiento cuántico. Estas observaciones se compararan más adelante con los resultados de microscopía de fuerza atómica (AFM).

3.2.2 Topología Superficial

En esta sección se muestra el análisis mediante microscopia de fuerza atómica para los diferentes crecimientos realizados mediante MBE, donde revela detalles morfológicos de la nucleación de las islas. Estos resultados serán comparados posteriormente con los obtenidos mediante RHEED donde podemos comprobar el facetamiento de las islas para InAs/GaAs(100), (631)A y B, donde las facetas son asimétricas para las caras A y B.

3.2.2.1 Muestra 506, 1.75ML

En la Figura 3.3 se muestra la superficie de las muestras una vez concluido el depósito de la cantidad equivalente de InAs a 1.75ML sobre GaAs(100), GaAs(631)A y GaAs(631)B. De acuerdo a lo discutido en la sección anterior en este espesor nos encontramos justo en el inicio de la relajación de la tensión del InAs. Como podemos apreciar de estas imágenes queda en manifiesto la gran diferencia morfológica que representa el crecimiento sobre cada una de las superficies mencionadas pudiendo notar que, al concluir el depósito, se da la formación de islas en la orientación cristalográfica (100), no siendo así para las superficies (631). Este resultado en si es poco sorprendente dado que como es conocido, las superficies de los sustratos diferentemente orientados son caracterizados por disímiles potenciales químicos, afectando de esta manera la cinética de la absorción, migración, desorción, reconstrucción y relajación de la tensión [26]. Este último factor en el caso del InAs/GaAs esta directamente relacionado con la autoformación de islas mediante el modo de crecimiento S-K, no observado a este espesor para las superficies (631). Notemos además un aspecto muy importante. Mientras el crecimiento sobre la cara A resultó en una rugosidad cuadrática media (rms) de 2.8\AA , en la cara B se obtiene $\text{rms}=7\text{\AA}$, mas del doble. Esto corrobora que,

la morfología superficial depende no solo de la orientación cristalográfica del sustrato, sino además de su terminación (átomos del grupo III o V).

En la Figura 3.4 se grafican los histogramas de alturas de las superficies en donde podemos cuantificar lo descrito anteriormente: después del depósito de 1.75 ML de InAs, sobre la superficie de GaAs(100) observamos nanoislas cuya altura promedio se encuentra en torno de los 15nm; sobre las superficies (631) no se encuentra la formación de islas, sin embargo el depósito sobre la cara B resulta en mayor rugosidad superficial.

3.2.2.2 Muestra 503, 1.9ML.

Después del depósito de una cantidad equivalente a 1.9ML de InAs sobre GaAs observamos la nucleación de nanoislas sobre todas las diferentes orientaciones estudiadas. Notemos como la anisotropía de la superficie (631) descrita en la Sección 1.2.4 tiene importante efecto en la forma, tamaño y distribución de los QDs. Como menciona Liang et.al. [26], esto se debe a varios factores. El primero de ellos está relacionado con la anisotropía misma de las reconstrucciones superficiales, la cual a su vez es diferente para las caras A y B. Recientemente se ha reportado una reconstrucción superficial 2X5, estando ausente para la cara B [16]. Otro factor que determina el tamaño, forma y distribución de los QDs en superficies desorientadas es la energía superficial y los campos superficiales de tensión. Y el tercero, es debido a la intersección de facetas permitidas que rodean a los QDs los cuales claramente dependen del índice del sustrato y por lo tanto juegan un papel importante al definir su forma.

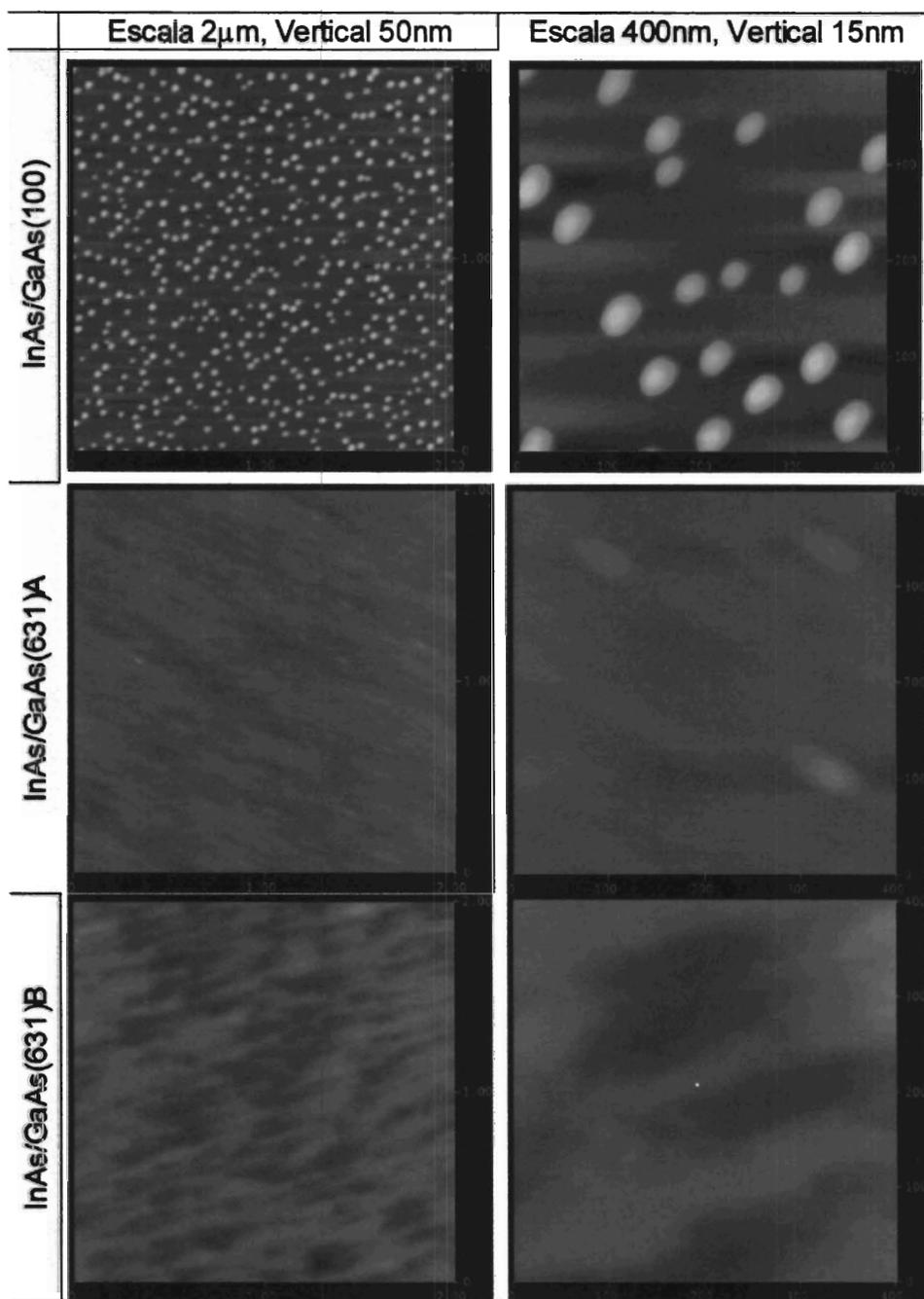


Figura 3.3 Imágenes de AFM posteriores al crecimiento de 1.75ML de InAs, M506.

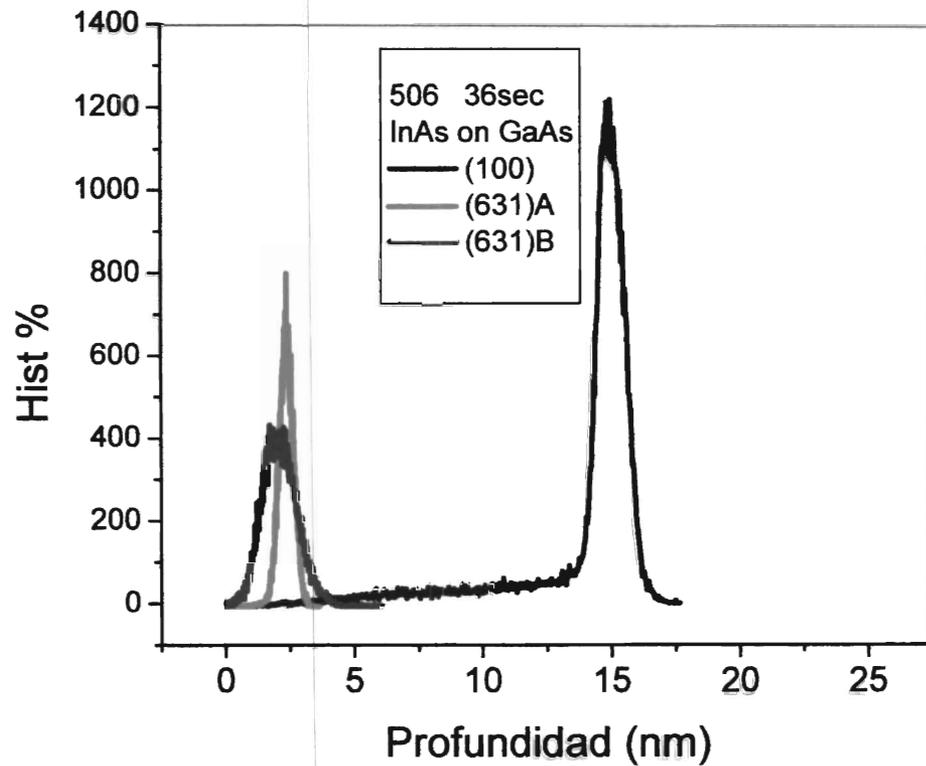


Figura 3.4. Histograma de altura de la muestra M506.

Respecto a este punto es importante resaltar que la geometría de los QDs sobre las superficies (631) no es perfectamente simétrica, lo cual será discutido mas adelante. De acuerdo a Seydmohamadi, la morfología de las nanoestructuras depositadas en substratos de alto índice es determinada por los planos o facetas estables que intersectan a estas superficies. Las facetas reconocidas como estables son los planos $\{11\ 5\ 2\}$ y $\{631\}$ y el análisis se presentará en la Sección 3.3.

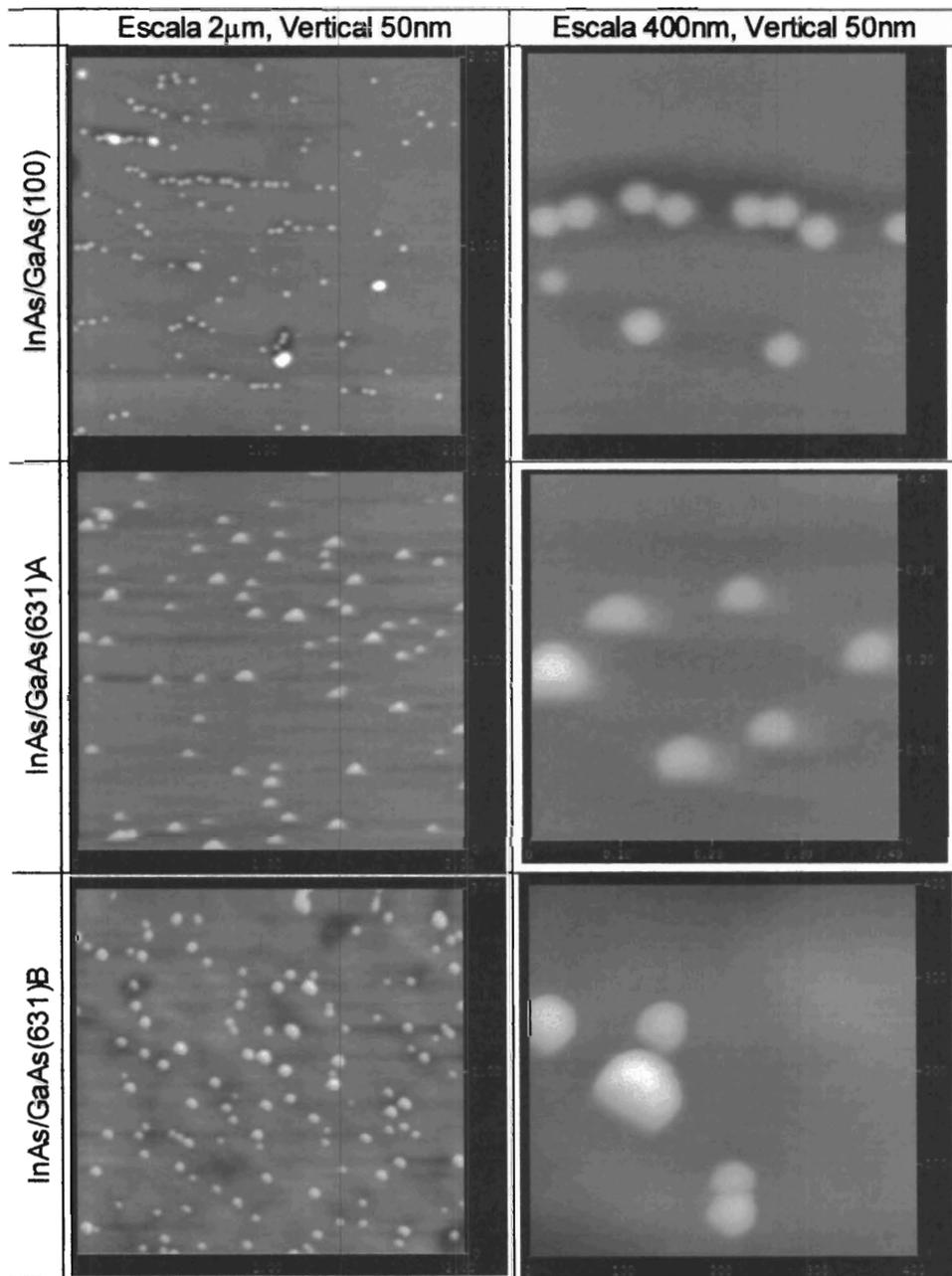


Figura 3.5. Imágenes de AFM de InAs sobre GaAs después de la deposición de 1.95ML.

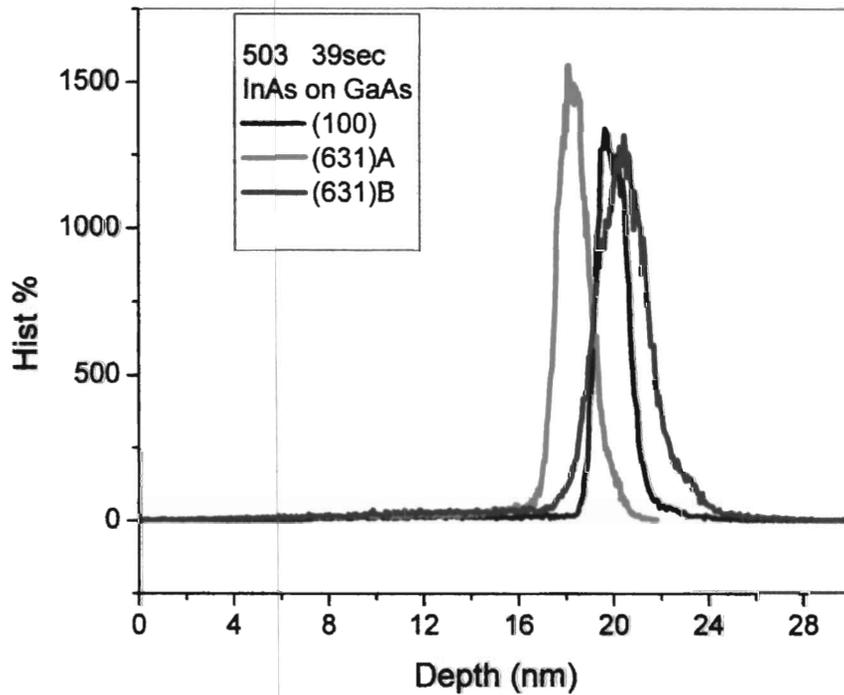


Figura 3.6. Histogramas de altura para la Muestra 503

En la Figura 3.6 se grafican los histogramas de alturas de las nanoislas de InAs. Observemos que las islas de mayor altura fueron obtenidas sobre la superficie (631)B (18nm para los QDs de InAs/GaAs(631)A y 21nm para los QDs de InAs/GaAs(631)B). Asimismo, refiriéndonos a la Figura 3.5, encontramos una mayor densidad de islas en el crecimiento sobre la cara B (1.6×10^9 y 2.8×10^9 islas/cm² para la Cara A y B, respectivamente). No obstante, recordemos que la formación de islas no ha llegado a su punto de saturación, es decir que de haber depositado mayor cantidad de InAs (nominalmente 2.2ML para la superficie (100)), tanto la densidad como la altura sufrirán cambios importantes, tal como se demostrará para la muestra 502.

3.2.2.3 Muestra 502, 2.2ML

En la Figura 3.7 se muestran las imágenes obtenidas mediante microscopia de fuerza atómica, después del depósito de una cantidad equivalente a 2.2 ML de InAs sobre GaAs. Se estima que a esta cantidad depositada se alcanza la denominada densidad de saturación, N_s , la cual permanece prácticamente inalterada al depositar mayor cantidad de InAs (sólo crecen de tamaño los QDs hasta coalescer). Con la ayuda de N_s es posible estimar el comportamiento migratorio de los átomos. El conocimiento de la cinética de difusión de superficies semiconductoras tiene interés no sólo fundamental sino que adquiere gran relevancia en la fabricación de estructuras de baja dimensión, tales como hilos cuánticos y puntos en superficies no-planares o desorientadas. En particular, la distancia promedio entre islas puede ser utilizada para estimar la longitud media de difusión de los átomos superficiales [11]. Para poder determinar la posible validez de esta aproximación en el crecimiento de películas tensadas tal como el sistema InAs/GaAs, debemos considerar el efecto de la tensión residual sobre la difusión de átomos superficiales (*adatoms*) y la densidad de islas resultantes durante el crecimiento en 3D. En este sistema, la tensión es aliviada mediante la formación de islas coherentes, seguida por la introducción de dislocaciones a los bordes de las islas cuando las islas alcanzan cierto tamaño crítico. El punto al cual la formación de dislocaciones se torna energéticamente favorable se denomina transición "coherente-incoherente". El modelo seguido para estimar la longitud de difusión de los átomos, presupone la existencia de islas coherentes. Si bien no tenemos evidencia de que haya existido la nucleación de islas trapezoidales coherentes sobre las superficies (631), las supondremos así bajo el argumento que su formación siguió el modo de crecimiento S-K. Esto es soportado por la Figura 3.3, en donde observamos que a 1.75 ML no ha ocurrido la autoformación de islas, por lo que la superficie observada puede considerarse como la capa de mojado. De hecho aun si las nanoislas no fuesen coherentes, de acuerdo a Lobo et.al. [11] la

aproximación para determinar la longitud de difusión puede considerarse válida.

Otra consideración adicional en este análisis es el efecto de los sitios de nucleación heterogéneos, tales como los escalones atómicos sencillos o múltiples. En el crecimiento 3D de islas, los escalones pueden actuar como sitios preferenciales de nucleación, lo cual modifica tanto el diámetro como la densidad resultante de QDs. Obviamente el crecimiento sobre la superficie (631) presupone la existencia de anisotropía superficial la cual en ocasiones resulta en la existencia de escalones atómicos. Como un ejemplo de lo anterior, observemos detalladamente la Figura 3.7 para el crecimiento sobre la superficie (631)A en la cual podemos constatar la existencia de escalones atómicos orientados a lo largo de la dirección [5-9-3]. Para poder continuar con nuestro modelo, supondremos que la densidad de escalones es tan alta (o bien las terrazas son tan pequeñas) que puede considerarse la superficie (631)A aproximadamente isotrópica. Finalmente, con lo anterior y la suposición última de que el coeficiente de pegado de los átomos superficiales en las paredes de las nanoislas es cercano a la unidad, la longitud de difusión puede expresarse como $\lambda^2=1/N_s$. Los resultados se presentan en la Tabla 3.2. Observamos que para las superficies (631) se obtiene una mayor longitud de difusión de los átomos superficiales lo cual es importante para la creación de sistemas de baja dimensionalidad. Esta mayor longitud de difusión superficial tiene un efecto inmediato sobre la altura de los QDs, graficados en la Figura 3.8, donde podemos apreciar que la altura de los QDs crecidos sobre las superficies (631) esta en torno a los 22nm (~50% mas altos que los observados sobre la superficie (100).

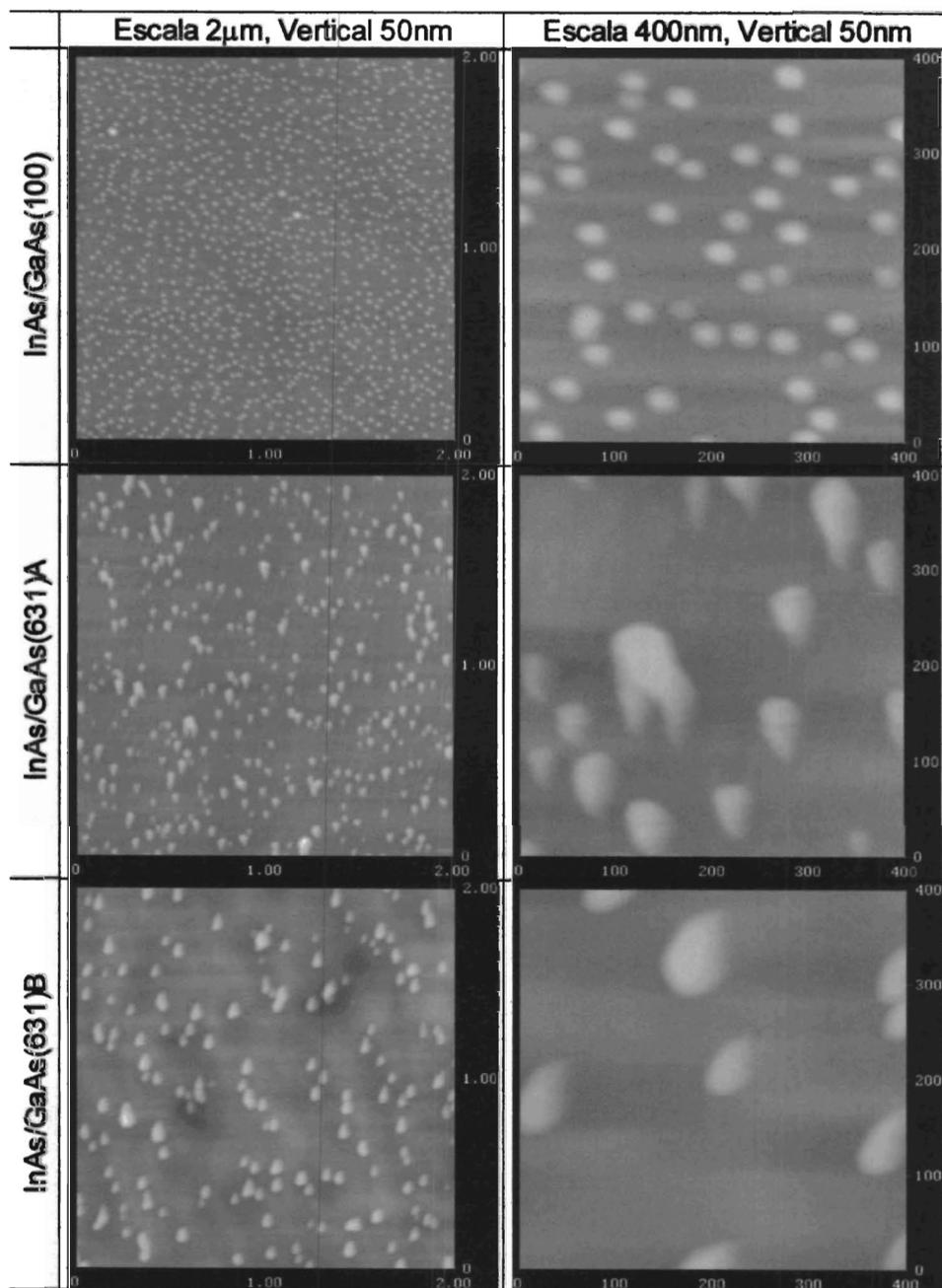


Figura 3.7. Imágenes de AFM posteriores al crecimiento de 2.2 ML de InAs, M502.

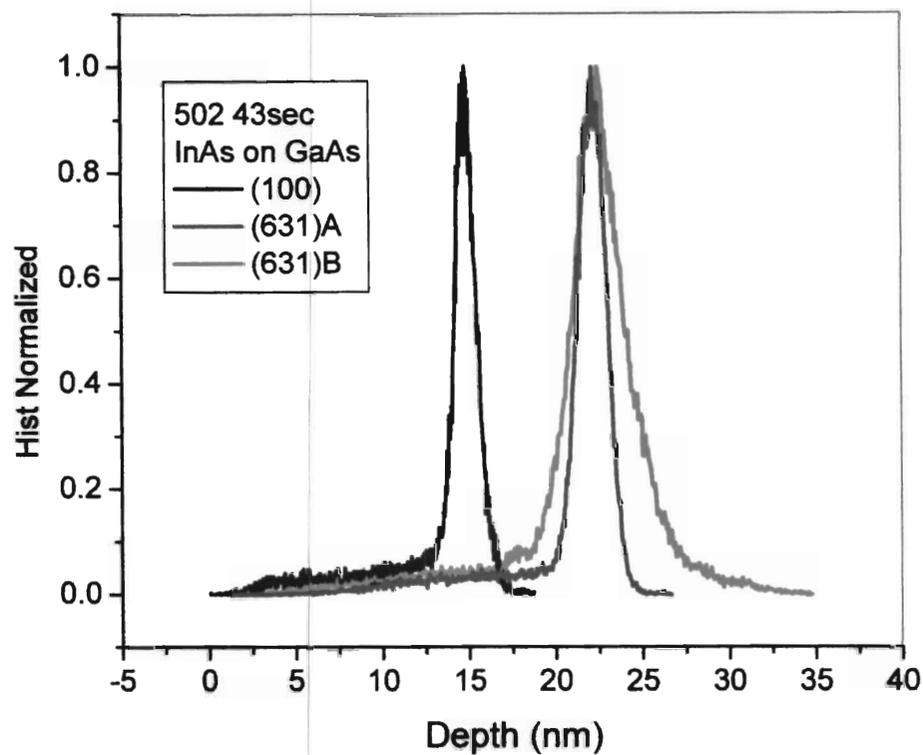


Figura 3.8 Histogramas de altura para la Muestra 502

Espesor equivalente (ML)	Superficies	Densidad (cm ⁻²)	Diámetro QDs medios (nm)	Dimensiones QDs grandes (nm)	Longitud de Difusión (μm)
1.75	100	1.2x10 ¹⁰	45	W40-L53	—
	(631)A	—	—	—	—
	(631)B	—	—	—	—
1.95	100	3.0 x10 ⁹	—	—	—
	(631)A	1.6 x10 ⁹	61	W48-L80	—
	(631)B	2.8 x10 ⁹	51	W41-L58	—
2.20	100	2.6 x10 ¹⁰	66	W65-L78	0.06
	(631)A	7.6 x10 ⁹	66	W77-L103	0.11
	(631)B	3.3 x10 ⁹	85	W116-L130	0.17

Tabla 3.2. Estadísticas de los QDs de InAs sobre GaAs.

3.3 Análisis RHEED-AFM de las Nanoislas

La Figura 3.9 muestra los patrones RHEED observados después de la deposición de 2.2ML de InAs sobre GaAs en las diferentes orientaciones cristalográficas estudiadas en este trabajo. En todas las imágenes observamos patrones formados por puntos, lo cual es típico de un crecimiento tridimensional o superficies rugosas. Sin embargo, notemos que en el caso del crecimiento sobre GaAs(100), las manchas o spots observados a lo largo del azimuth $[0\bar{1}1]$ tienen la forma de "V", los cuales se conocen en la literatura como "*chevrons*". El origen de este tipo de spots ha sido discutido ampliamente por varios investigadores. De acuerdo a Lee [9] los chevrons son formados debido a la reflexión del haz de electrones en las caras de las nanopirámides. En otras palabras, se asume que la forma de los QDs es piramidal. Estas pirámides están alargadas a lo largo de la dirección $[0\bar{1}1]$ y sus caras corresponden a planos de la familia $\{631\}$. Además, Lee demuestra que el ángulo entre las líneas de difracción oblicuas que conforman al patrón RHEED forman un ángulo de 56° , que coincide con el ángulo subtendido por los planos $[136]$ y $[\bar{3}\bar{1}6]$ de la pirámide. Previamente Nabetani et.al.[27] habían propuesto una forma piramidal de QDs con caras de la familia $\{311\}$ y el ángulo subtendido por el patrón RHEED era cercano a 55° . Cualquiera que sea el caso, en general podemos decir que el observar manchas tipo chevron en un patrón de difracción, es atribuible a la formación de islas facetadas, es decir islas formadas por planos cristalográficos definidos. Notemos en la Figura 3.9 que al depositar sobre las orientaciones cristalográficas (631) se obtienen asimismo patrones puntuales al observar el RHEED a lo largo del azimuth $[-593]$. Más interesante aun, es el hecho de que los spots están formados por líneas diagonales (chevrons) indicando la existencia de nanoislas facetadas de InAs sobre GaAs (631) . Cabe hacer notar que los chevrons de las superficies (631) no son perfectamente simétricos, es

decir, el chevrón, el cual es muy evidente en la superficie (631)A, esta ligeramente rotado.

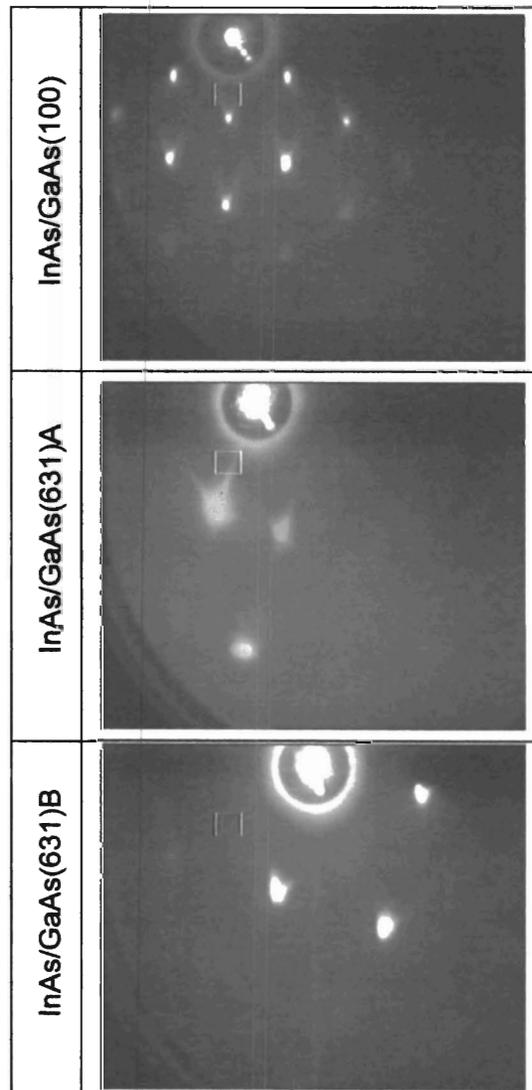


Figura 3.9. *Patrones de difracción RHEED al final del crecimiento.*

Para investigar el origen de las caras o facetas que pueden dar origen a los chevrones, realizamos un acercamiento a las imágenes de AFM par resolver las islas por separado. La Figura 3.10 muestra una imagen de AFM de una nanoisla de InAs. Apreciemos la forma asimétrica de la isla. Sobre la imagen, Figura 3.10, se traza una línea aproximadamente perpendicular a una de las proyecciones de la isla sobre el plano. Con ayuda de esta línea podemos obtener un perfil de profundidad el cual nos sirve para poder determinar el ángulo subtendido por el plano formado por esa cara de la isla con el plano (631). Con este método determinamos para varias islas los dos planos que las acotan los cuales hacen ángulos de aproximadamente $\sim 21.37^\circ \pm 0.6$ y de $\sim 37.45^\circ \pm 1.4$. Con ayuda de estos datos determinamos que las facetas de las islas corresponden a los planos (302) y (63-1). En la Figura 3.11 (a) se esquematizan los planos que forman a la nanoisla de InAs sobre GaAs(631) y en la Figura 3.11 (b) se modelan los planos anteriores. Notemos como la intersección de los planos (631) y (302) con el plano (631) forma un par de líneas a lo largo de los vectores [1-20] y [2-3-3]. El ángulo entre ambos vectores es de 45° , lo cual es consistente con las imágenes reales de AFM.

Finalmente, para concluir este análisis, en la Figura 3.12 se calcula el ángulo subtendido por las líneas diagonales del chevrón del patrón RHEED para la cara (631)A. El ángulo del chevrón es de $\sim 58^\circ$ el cual corresponde aproximadamente al ángulo entre las direcciones [1-20] y [2-3-3], en perfecta concordancia a lo reportado en la literatura para nanoislas de InAs/GaAs(100) que se discutieron a inicio de la presente sección.

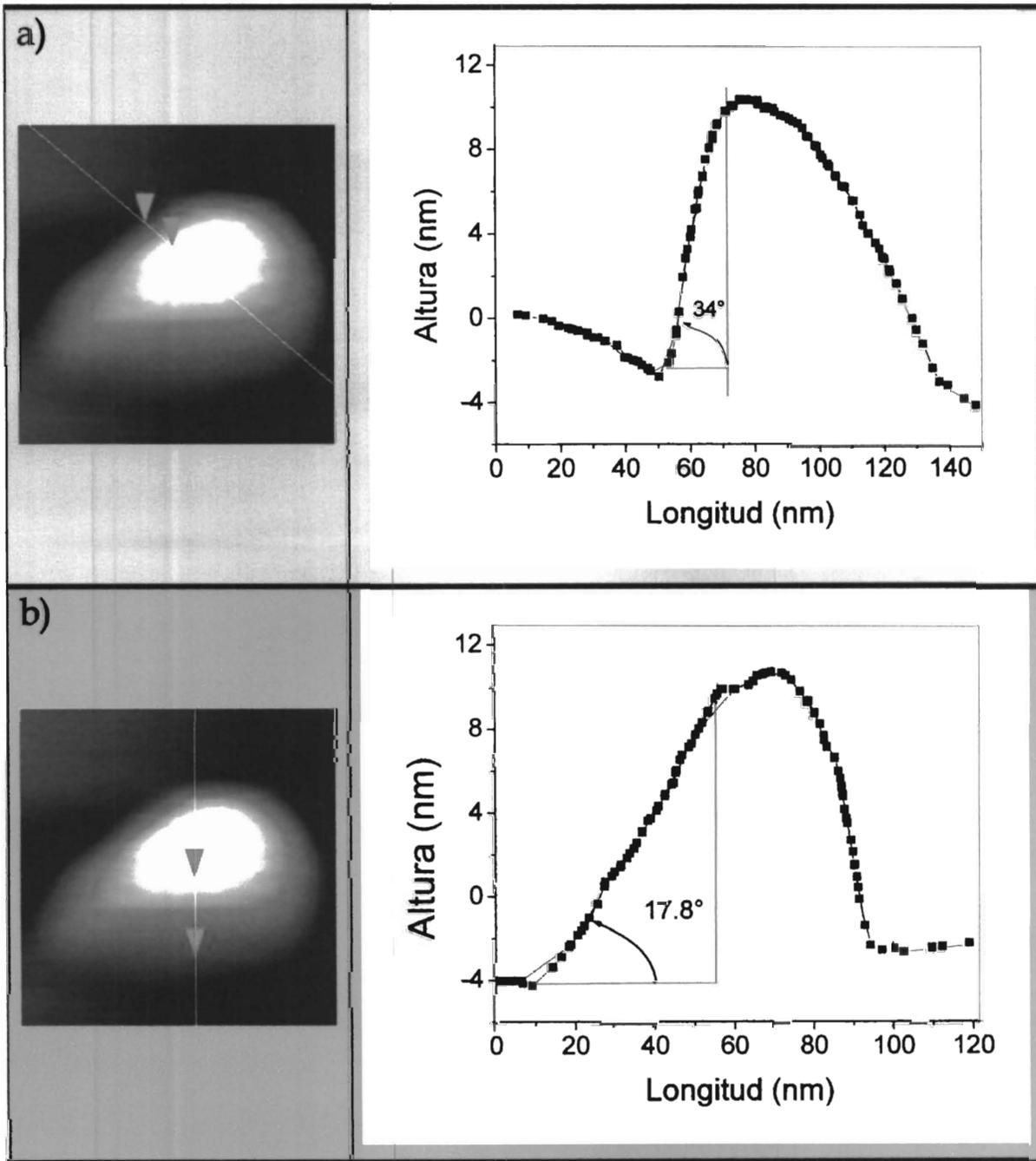


Figura 3.10. Acercamiento a una de las nanoislas de InAs. Se trazan líneas sobre las islas para conocer los perfiles de profundidad (columna derecha).

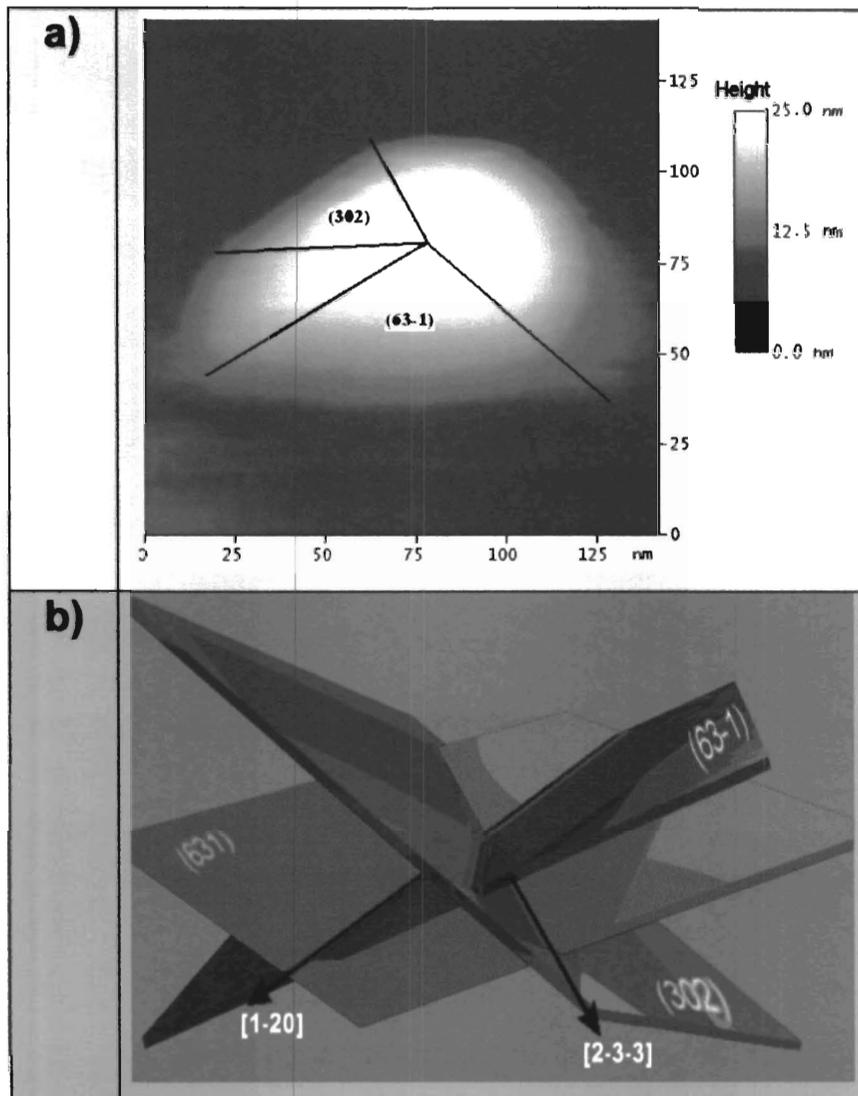


Figura 3.11. Modelado de los planos que conforman las nanoislas de InAs sobre GaAs(631).

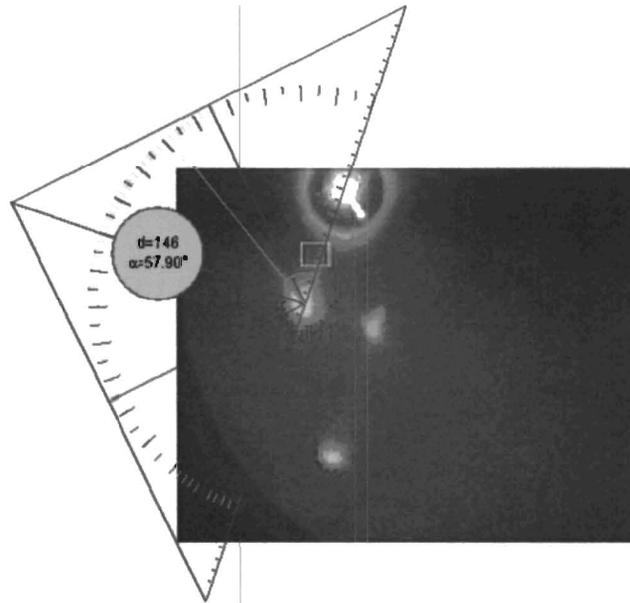


Figura 3.12. *Determinación del ángulo subtendido por el chevrón.*

3.4 Espectros de Fotoluminiscencia

Los espectros de FL obtenidos al depositar InAs/GaAs(631), con un espesor de , con una potencia del láser de y el FWHM de los picos de fotoluminiscencia fueron obtenidos del ajuste con gaussianas se muestran en la Figura 3.13. La emisión de las nanoislas esta centrada en torno a los 1.023eV. Cabe señalar que no existen evidencias anteriores de emisión óptica de este tipo de estructuras. En lo que se refiere a QDs sobre substratos de GaAs(n11), se ha encontrado que el pico de emisión depende fuertemente del tipo de substrato utilizado, es decir, en general cambia la posición de energía de las transiciones fundamentales de los QDs para la cara A y B [13]. Nosotros encontramos que el tipo de superficie no determina en ancho de la transición fundamental de los QDs, posiblemente debido a que la altura de las nanoestructuras es muy semejante. No obstante, consideramos necesario ampliar la investigación al respecto.

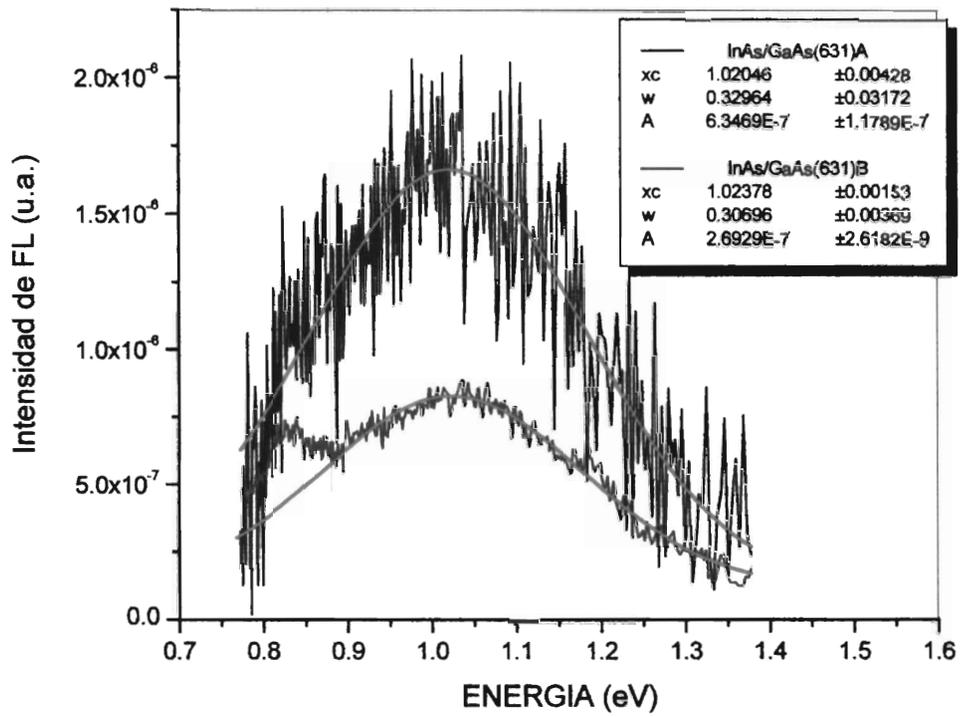


Figura 3.13. Espectros de Fotoluminiscencia del InAs/GaAs(631)

CAPITULO 4

CONCLUSIONES

En este trabajo de tesis hemos estudiado el autoensamble de puntos cuánticos de InAs sobre substratos de GaAs(631) mediante la técnica de epitaxia por haces moleculares.

Mediante la caracterización de las muestras mediante AFM, RHEED y PL obtuvimos los siguientes resultados:

- Mediante RHEED determinamos las regiones en las que ocurre el crecimiento pseudomórfico, la formación de la reconstrucción y la generación de las nanoislas.
- Lo anterior sirvió para plantear la serie de crecimientos: antes de la relajación plástica (1.75ML) durante la relajación (1.9ML) y una vez concluida la relajación de la tensión (2.2ML).
- El concluir el depósito de 1.75ML de InAs la tensión acumulada sobre la superficie de GaAs(100) se relaja en forma de islas, no siendo así en el crecimiento sobre las superficies (631)A y (631)B.
- Al aumentar el espesor, nos percatamos que la auto formación de nanoestructuras ocurre primero en la superficie GaAs(631)A que en la superficie GaAs(631)B. Las nanoislas después del depósito de 1.95 ML poseen mayor altura y mayor densidad en la cara B.

- Al depositar 2.2ML de InAs sobre las superficies de GaAs(631) encontramos que la altura de las nanoislas es semejante, sin embargo sobre la cara B existe mayor longitud de difusión lo cual resulta en una densidad menor y diámetros mas grandes. Mediante el análisis de AFM notamos que la dispersión de alturas de las islas en la superficie A es menor que en la superficie B, para los diferentes crecimientos.
- Mediante RHEED se observa que las nanoislas presentan facetamiento asimétrico. Esto fue corroborado mediante las imágenes de AFM, donde a partir de estas pudimos modelar los planos que le dan forma a las nanoislas.
- Los resultados de fotoluminiscencia nos mostraron que la emisión de las nanoislas esta centrada alrededor de los 1.023eV.

Como propuesta para trabajo a futuro se propone lo siguiente:

- Continuar con el proceso experimental con el fin de modelar la superficie (631) A y B, para dar una explicación cuantitativa de las diferencias entre ambas superficies.
- Debido a que el estudio en la superficie de GaAs(631) es muy reciente, seria importante conocer las características que sufriría la superficie al ir variando las condiciones de crecimiento, con el fin de mejorar las dimensiones y efectos de emisión de las nanoislas.
- Retomando los resultados obtenidos del presente trabajo, realizar un estudio comparativo en espectros de fotoluminiscencia con otros de puntos cuánticos en superficies de alto índice.

REFERENCIAS

- [1] L. Esaki y R. Tsu, *J.Res.Develop*, 14 (1970) 61.
- [2] M. Suguwara, *Self-assembled InGaAs/GaAs quantum dots, Semiconductors and Semimetals*, Academic Press, New York, 60 (1990).
- [3] Y. Arakawa y H. Sakaki. *Appl. Phys. Lett.*, 40 (1982) 939.
- [4] I.N. Stranski y L. von Krastanov, *Akad. Wiss. Let. Mainz Math. Natur K1 lib* 146 (1939) 797.
- [5] Y. Ohno, S. Shimomura, S. Hiyamizu, Y. Takasuka, M. Ogura y K. Komori. *J.Vac. Sci. and Technol.* 22 (2004) 1526.
- [6] D.I. Lubyshev, P. P. Gonzalez-Borrero, E. Marega Jr., E. Petitprez, P. Basmaji, *J. Vac. Sci. Technol. B* 14 (1996) 2212.
- [7] J.S. Rojas-Ramírez, A. Pulzara-Mora, E. Cruz-Hernández, A. Perez-Centeno, M. Meléndez-Lira, V.H. Méndez-García, M. López-López, *Physica E* 32 (2006) 139-143.
- [8] M. Lopez, T. Ishikawa and Y. Nomura, *Electron. Lett.* 29 (1993) 2225.
- [9] H. Lee, R. Lowe-Webb, W. Yang and P. C. Sercel: *Appl. Phys. Lett* 72, (1998) 812.
- [10] Sh. Seydmohamadi, Zh.M. Wang y G.J. Salamo: *J. Crystal Growth* 275 (2005) 410.
- [11] C. Lobo y R. Leon: *J. Appl. Phys.* 83 (1998) 4168.
- [12] D. J. Bottomley: *J. Vac. Sci. Technol. B* 17, 259, 1999
- [13] S. Sanguinetti, M. Gurioli y M. Henini: *Eur. Phys. J. B* 27 (2002)75.
- [14] T. Kaizu and K. Yamaguchi: *Jpn. J. Appl. Phys.* 42 (2003) 4166.
- [15] Y. Suzuki, T. Kaizu, K. Yamaguchi: *Physica E* 21 (2004) 555.

- [16] E. Cruz-Hernández, A. Pulzara-Mora, F.J. Ramírez-Arenas, J.S. Rojas-Ramírez, V.H. Méndez-García y M. López-López, *Jpn. J. Appl. Phys.* 44 (2005) L1556.
- [17] A. Cho, *J. Vac. Sci. Tech.*, 8 (1971) S31.
- [18] A. Cho, J. Arthur, *Prog. Solid-State Chem.*, 10 (1975) 157.
- [19] M.A. Herman y H. Sitter: *Molecular Beam Epitaxy*, Springer-Berlag Berlin Heidelberg (1989).
- [20] Charles Kittel, *Reverte*, 2ª Edicion
- [21] Véase por ejemplo: M Haugk, J Elsner y Th Frauenheim, *J. Phys.: Condens. Matter* 9 (1997) 7305.
- [22] G. Binnig, C.F. Quate y Ch. Gerger., *Phys. Rev. Lett.* 56 (1986) 930.
- [23] L. Pavesi y M. Guzzi, *J. Appl. Phys.* 75 (1994) 4779.
- [24] A. Guillen-Cervantes, Z. Rivera-Alvarez, M. Lopez-Lopez, E. Lopez-Luna, I. Hernandez-Calderon, *Thin Solid Films* 373 (2000) 159.
- [25] P.B. Joyce, T. J. Krzyzewski, G. R. Bell, E.C. Le Ru, R. Murray y T.S. Jones, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 642 (2001) J9.2.2
- [26] B.L. Liang, Zh. Wang, Yu. I. Mazur, V.V. Strelchuck, K. Holmes, J.H. Lee y G.J. Salamo: *Nanotechnology* 17 (2006) 2736 y referencias aqui citadas.
- [27] Y. Nabetani, T. Ishikawa, S. Noda y A. Sasaki, *J. Appl. Phys* 74 (1994) 347.