CENTRO DE INVESTIGACIÓN Y DE ESTUDIOS
AVANZADOS DEL INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL

UNIDAD ZACATENCO

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA ELÉCTRICA

SECCIÓN DE ELECTRÓNICA DEL ESTADO SÓLIDO

"Desarrollo de heterouniones de Ga_2O_3-amorfo/GaAs(100) tipo p con películas de Ga_2O_3-amorfo crecidas por pulverización catódica"

Tesis que presenta

Jonathan Ortiz Vázquez

Para obtener el grado de

MAESTRO EN CIENCIAS

EN LA ESPECIALIDAD DE INGENIERÍA ELÉCTRICA

Director de la tesis:

Dr. Ramón Peña Sierra

Ciudad de México Diciembre, 2022

Agradecimientos

Le doy gracias a mi familia por el apoyo que me han dado constantemente.

Agradezco al Dr. Ramón Peña Sierra por tiempo invertido en dándome asesoría y orientación en lo largo de mis estudios de maestría.

A mis sinodales por sus correcciones y comentarios en la revisión del trabajo.

Al Dr. Yurik Kudriavtsev por su invaluable asistencia en la obtención de las mediciones realizadas por SIMS.

Al M. en C. Miguel Galván Arellano por su asesoría en el manejo de equipos, Norma Iris González por los crecimientos realizados y a Lucía Ivonne Amador por la asistencia brindada en realización del escrito.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el soporte económico para la realización de mis estudios.

Resumen.

En el presente trabajo, se reporta el crecimiento de películas semiconductoras amorfas de óxido de galio (Ga_2O_3-a), de óxido de galio impurificado con titanio (Ti), (Ga_2O_3-a:Ti) y la construcción de heterouniones de Ga_2O_3-a con sustratos cristalinos de arseniuro de galio tipo p+ {Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+)}. Las películas de óxido de galio amorfo sin impurificar e impurificadas con titanio se obtuvieron por el método de pulverización catódica a temperatura ambiente, con espesores en el rango de 50 a 100 nm para determinar sus propiedades eléctricas. Se obtuvo las propiedades morfológicas, estructurales y eléctricas de las películas de óxido de galio, usando las técnicas de microscopía electrónica de barrido, difracción de rayos-X y por el método de Hall-Van der Pauw, respectivamente. Las películas de Ga_2O_3-a y de Ga_2O_3-a:Ti resultan con superficies uniformes, con un rango de movilidades desde 3 cm^2/Vs hasta 52.36 cm^2/Vs y un rango de concentración de portadores entre $1x10^{11}$ $1/cm^3$ y $5x10^{19}$ $1/cm^3$.

Para la formación de las heterouniones, se utilizaron fragmentos de una oblea cristalina de GaAs(100) tipo p+, con área de 1 cm^2. Las heterouniones Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(100) se caracterizaron por microscopía electrónica de barrido, microscopía de fuerza atómica y espectrometría de masas de iones secundarios para conocer la morfología, su estructura cristalina y su composición química. La caracterización eléctrica de las heterouniones se realizó por mediciones corriente-voltaje y capacitancia-voltaje. Las heterouniones presentan una corriente de saturación de $3.8x10^{-9}$ A/cm^2, valor que se relaciona a la heterounión con una película amorfa de óxido de galio. El análisis de los mecanismos de transporte en la heterounión, indican que su operación está controlada por la película de óxido de galio sin impurificar, señalando que los mecanismos dominantes son, emisión termoiónica, generación-recombinación, efecto túnel y corriente debido a regiones de carga espacial distribuidas en la película de óxido de galio.

En la parte final de este trabajo se sugieren las líneas que podrían continuarse para la aplicación práctica de los resultados que se obtuvieron en esta investigación.

Abstract.

In the present work, we report the growth of semiconductor films with amorphous gallium oxide (Ga_2O_3-a), amorphous gallium oxide doped with titanium (Ti), (Ga_2O_3-a:Ti) and the construction of heterojunctions with Ga_2O_3-a:Ti on crystalline p-type gallium arsenide substrates {Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+)}. The amorphous gallium oxide films, undoped and doped were obtained using sputter deposition at room temperature, with thickness in the range of 50 to 100 nm to determine its electrical properties. The morphological, structural, and electrical properties of the gallium oxide films were obtained using scanning electron microscopy, x-ray diffraction and the Hall-Van der Pauw method, respectively. The Ga_2O_3-a and Ga_2O_3-a:Ti films result with uniform surfaces, with a range of mobilities from 3 cm^2/Vs to 52.36 cm^2/Vs and a range of carrier concentration between $1x10^{11}$ $1/cm^3$ and $5x10^{19}$ $1/cm^3$.

To grow the heterojunctions, we used fragments with an area of 1 cm^2 of crystalline p-type GaAs(100). The Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(100) heterojunctions were characterized by scanning electronic microscopy, atomic force microscopy and secondary ion mass spectrometry to know the morphology and its structure. The electrical characterization of the heterojunctions was performed by current-voltage and capacitance-voltage measurements. The heterojunctions present a saturation current of $3.8x10^{-9}$ A/cm^2 a value that is related to the heterojunction with an amorphous film. The analysis of transport mechanisms in the heterojunction, indicates that its operation is controlled by the undoped gallium oxide film, indicating that the dominant mechanisms are thermionic emission, generation-recombination, tunneling and current due to space charge regions distributed on the gallium oxide film.

In the final part of this work, we suggest the lines that could be continued for the practical application of the results obtained in this investigation.

Índice

Agradecimientos ii

Resumen. iii

Abstract. v

Índice vi

Lista de figuras viii

Lista de tablas xi

Capítulo 1 Introducción general y objetivos de la tesis 1

1.1. El Ga_2O_3, sus perspectivas y su potencial tecnológico 1

1.2. Dispositivos de película delgada de Ga_2O_3 amorfo (Ga_2O_3-a) 2

1.3. Importancia de las heterouniones de Ga_2O_3-a/GaAs 3

1.4 Objetivos: 5

Capítulo 2 Bases teóricas 6

Parte 1 Desarrollo de películas finas de Ga_2O_3-a 6

2.1 Películas epitaxiales, películas policristalinas y películas amorfas. 6

2.1.1 Estructura electrónica y defectos en la banda prohibida. 9

2.2 Técnicas de crecimiento de películas finas 15

2.3 Propiedades eléctricas de películas semiconductoras delgadas 21

2.3.1 Propiedades eléctricas generales 21

2.3.2 Efecto del espesor sobre las propiedades eléctricas 22

2.3.3 Estado del arte de las propiedades eléctricas de las películas de Ga_2O_3 23

2.3.3.1 Ancho de banda y concentración intrínseca de portadores en Ga_2O_3. 25

2.3.3.2 Propiedades eléctricas en películas de Ga_2O_3 en general, reportadas en la literatura ... 25

2.3.4 Mecanismos de dispersión eléctrica en películas semiconductoras 27

2.3.4.1 Resumen de los mecanismos de dispersión. 32

2.3.4.2 Simulación de movilidad para las películas de Ga_2O_3. 33

2.4 Películas de Ga_2O_3-a sin impurificar e impurificadadas con Ti 36

2.5 Contactos óhmicos en Ga_2O_3 37

Parte 2 Desarrollo de heterouniones con Ga_2O_3-a 38

2.6 Heterouniones 38

2.6.1 Formación de las heterouniones 38

2.6.2 Transporte de carga en las heterouniones 40

2.6.2.1 Mecanismos de transporte en las heterouniones 41

2.6.3 Características eléctricas de las heterouniones 47
2.6.3.1 Características corriente-voltaje de las heterouniones 47
2.6.3.2 Características de capacitancia – voltaje de las heterouniones 48
2.7 Aplicaciones de los óxidos amorfos en heterouniones y nanoestructuras 50
2.8 Propuesta de la heterounión Ga_2O_3-a/GaAs (100) tipo p. 53
2.9 Simulación en "COMSOL Multiphysics 5.6 (COMSOL Inc.)" para la corriente termoiónica y el diagrama de bandas para la heterounión GaAs-Ga_2O_3-a(i) 54
2.10 Resumen 55
Capítulo 3 Técnicas experimentales 57
3.1. Crecimiento de películas de óxidos amorfas por magnetrón sputtering 57
3.2 Caracterización estructural 59
3.3 Mediciones eléctricas 61
3.3.1 Método para caracterización eléctrica para las películas de Ga_2O_3-a y Ga_2O_3-a:Ti 62
3.3.2 Método para caracterización eléctrica para la heterounión 63
3.4 Resumen 64
Capítulo 4 . Desarrollo experimental 65
4.1 Crecimiento de películas amorfas de óxido de galio por magnetrón sputtering. 65
4.2 Crecimiento de heterouniones de Ga_2O_3: Ti/ Ga_2O_3(i) / GaAs(100) tipo p. 67
Capítulo 5 Resultados y Discusión 71
5.1 Crecimiento y caracterización de las películas de Ga_2O_3-a. 71
5.1.1 Morfología superficial de las películas 72
5.1.2 Caracterización estructural de las películas de Ga_2O_3-a 72
5.3.1 Microscopía electrónica de barrido de las heterouniones 77
5.3.2 Microscopía de fuerza atómica de las heterouniones 78
5.3.3 Espectrometría de masas de iones secundarios (SIMS) 80
5.3.4 Caracterización eléctrica de las heterouniones Ga_2O_3-a/GaAs(100)-p+ 83
5.3.4.1 Características densidad de corriente-voltaje 83
5.3.4.2 Corriente – Campo eléctrico en polarización directa 87
5.3.4.3 Características capacitancia-voltaje 88
5.4 Discusión de resultados 90
5.5 Conclusiones del capítulo 91
Capítulo 6 Conclusiones generales. 93
Capítulo 7 Referencias 95

Lista de figuras

Figura 1.1 Variación de resistividad para películas de Ga2O3-a[6]..... 4
Figura 2.1. a) Arreglo estructural del silicio amorfo hidrogenado [7], b) Representación de las sub-celdas parcialmente estructuradas en óxidos metálicos [8]. 7
Figura 2.2. Comparación de un ordenamiento a) cristalino y b) no cristalino [11]..... 8
Figura 2.3. Esquema de energía del electrón contra separación interatómica para un agregado de 12 átomos (N=12) [13]. 10
Figura 2.4. a) Representación convencional para la banda de energía para un sólido en equilibrio. b) Energía del electrón contra separación interatómica para un agregado de átomos [13]..... 10
Figura 2.5. Procesos debido a trampas dentro de la banda prohibida. 11
Figura 2.6. Diagrama de bandas de energía para materiales amorfos [11]. 12
Figura 2.7. Esquema de los defectos intersticiales y de vacancias..... 13
Figura 2.8. Esquema de los defectos intersticiales y sustitucionales. 13
Figura 2.9. Esquema para representar una dislocación. 14
Figura 2.10. Defecto de frontera de grano..... 14
Figura 2.11. Esquema de la técnica MBE. 16
Figura 2.12. Sistema de inmersión. 17
Figura 2.13. Esquema de cámara usada para deposición por evaporación térmica..... 18
Figura 2.14. Esquema de la cámara y componentes para técnica de evaporación por haz de electrones..... 19
Figura 2.15. Esquema de la técnica PLD..... 19
Figura 2.16. Esquema de la técnica de sputtering. 20
Figura 2.17. Gráficas de a) conductividad y b) movilidad dependiendo del espesor de las películas de Ga2O3-β..... 23
Figura 2.18. Recopilación de movilidad para el Ga_2O_3 en general. 26
Figura 2.19. Movilidad por dispersión óptica polar. 33
Figura 2.20. Movilidad por dislocaciones. 33
Figura 2.21. Movilidad por fronteras de grano..... 34
Figura 2.22. Movilidad por potencial piezoeléctrico..... 34
Figura 2.23. Movilidad por impurezas ionizadas en función de la temperatura. 35
Figura 2.24. Sumatoria de las movilidades..... 35
Figura 2.25. Movilidad por impurezas ionizadas en función de la concentración de portadores..... 36
Figura 2.26. Curvas I-V para contactos Ti/Au en Ga_2O_3-a: Sn con diferentes tratamientos térmicos[34]. 38
Figura 2.27. Diagrama de bandas de energía para 2 semiconductores antes de contacto. ... 39
Figura 2.28. Diagrama de bandas de energía para una heterounión (n)/(p), a) antes de entrar en contacto, b) en contacto..... 39

Figura 2.29. Diagrama de bandas de energía con posibles procesos de transporte para GaAs/ Ga_2O_3-a. a) Emisión y recombinación de portadores a través de las barreras debido a las discontinuidades y picos de banda, b) efecto Túnel en estados de la interfaz, c) efecto túnel - *hopping* de huecos hacia Ga_2O_3-a. 40
Figura 2.30. Esquema para la emision termoiónica semiconductor-semiconductor. 42
Figura 2.31. Diagrama de bandas de la heterounión en equilibrio térmico. 44
Figura 2.32. Curva I-V típica para la conducción de corriente por el mecanismo (SCL). ... 46
Figura 2.33. a) Diagrama de bandas de una heterounión GaAs tipo n-Ga_2O_3 tipo-n en equilibrio térmico [26], b) Esquema de un capacitor de placas paralelas. 49
Figura 2.34. Esquema de los diagramas para la heterounión; a) esquema físico y b) diagrama de bandas de energía para la heterounion Ga_2O_3-a/GaAs(p+) incluyendo una región n+ en la película de Ga_2O_3-a. 53
Figura 2.35. Diagrama de bandas simulado por COMSOL de la heterounión cristalina de GaAs: Ga_2O_3-a:Ti. 54
Figura 2.36. Simulación de la emisión termoiónica de la heterounión cristalina de GaAs: Ga_2O_3-a:Ti. 55
Figura 3.1. Esquema del método de sputtering. 57
Figura 3.2. Representación general de la microestructura de las superficies que se obtienen en las películas de materiales depositadas por pulverización catódica con magnetrón, conocido como diagrama de zonas descrito por Thornton, J. A. [36]..... 59
Figura 3.3. Esquema de una punta AFM cerca de la muestra. 60
Figura 3.4. Esquema de la ley de Bragg. 60
Figura 3.5. Esquema básico de un proceso de SIMS 61
Figura 3.6. Esquema del Efecto Hall. 62
Figura 3.7. Esquema de medición I-V usando el sistema 4200-SCS 64
Figura 4.1. Fotografía del equipo de sputtering usado en este trabajo y disposición de los magnetrones en el interior del equipo. 65
Figura 4.2 Vista frontal de la heterounión Ga2O3-aTi/Ga2O3-a/GaAs(p+)..... 68
Figura 5.1 Película de óxido de galio. 71
Figura 5.2. Micrografía por SEM de las películas de Ga_2O_3-a. 72
Figura 5.3. Resultado de la medición de rayos X realizada a las películas de Ga2O3-a..... 73
Figura 5.4. Datos de las propiedades eléctricas de películas de óxido de galio; (1) datos reportados para películas crecidas por diversas técnicas, (2) comportamiento de la movilidad dominada por la dispersión por impurezas ionizadas y (3) datos obtenidos en este trabajo. 75
Figura 5.5 Caracterización SIMS de la estructura de 5 capas. 76
Figura 5.6. Diagramas de la hetero-unión Ga2O3-a:Ti/Ga2O3-a/GaAs(p+): a) estructura física, y b) diagrama de bandas de energía. 77
Figura 5.7. Micrografías de las superficies de las hetero-uniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+); a) muestra h5, b) h6, y c) h7. 78
Figura 5.8. a) Relieve de la muestra h5 y su b) histograma 79
Figura 5.9. a) Relieve de la muestra h6 y su b) histograma 79
Figura 5.10. a) relieve de la muestra h7 y su b) histograma..... 80

Figura 5.11. Esquema de las heterouniones Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) (100) 80
Figura 5.12. Concentraciones de los elementos químicos de la heterounión Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) obtenidas por SIMS de la muestra h6. Se agrega un esquema simplificado para la zona de la heterounión, entre 40 y 50nm. 81
Figura 5.13. Concentraciones de los elementos químicos de la heterounión Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) obtenidas por SIMS de la muestra h7. Se agrega un esquema simplificado para la zona entre 40 y 50nm. 81
Figura 5.14. Curva lineal J-V para la muestra h7 83
Figura 5.15. Resultados J-V para la muestra h7 con 3 minutos de tratamiento térmico. 85
Figura 5.16. Resultados J-V para la muestra h7 con 5 minutos de tratamiento térmico. 85
Figura 5.17. Resultados J-V para la muestra h7 con 10 minutos de tratamiento térmico. ... 86
Figura 5.18. Representación I-E para las muestras h7 a diferentes tratamientos térmicos a)3 min, b)5min y c) 10min. 87
Figura 5.19. Resultados C-V para la muestra h7 con un tratamiento térmico de 3 minutos de a) C-V, b)1/C^2-V ,c)1/C^3-V. 89
Figura 5.20. Resultados C-V para la muestra h7 con un tratamiento térmico de 5 minutos de a) C-V, b)1/C^2-V, c)1/C^3-V. 89
Figura 5.21. Resultados C-V para la muestra h7 con un tratamiento térmico de 10 minutos de a) C-V, b)1/C^2-V, c)1/C^3-V. 89

Lista de tablas

Tabla 2.1. Resumen de técnicas para crecimiento de películas delgadas. 17
Tabla 2.2. Resumen de condiciones de crecimiento para Ga_2O_3 en general [18]. 24
Tabla 2.3. Mecanismos de dispersión microscópicos básicos en películas semiconductoras. 32
Tabla 2.4. Resumen de Heteroestructuras 2D y aplicaciones [29]. 51
Tabla 4.1. Parámetros de crecimiento utilizados en el proceso de magnetrón sputtering. ... 70
Tabla 5.1. Películas de óxido de galio impurificadas con titanio crecidas por magnetrón sputtering a temperatura ambiente. 74
Tabla 5.2. Resumen de los mecanismos de conducción. 84
Tabla 5.3 Resumen de los resultados J-V 86

Capítulo 1 Introducción general y objetivos de la tesis

La tecnología de los semiconductores ha adquirido tal importancia, que estos han cambiado de muchas maneras nuestra forma de vida. Su desarrollo ha proporcionado comunicaciones rápidas y permitido entrar a la era de la información al evolucionar hacia una computación de alto rendimiento y almacenamiento de datos a gran capacidad. Estas características son fundamentales para cualquier sistema electrónico. La investigación tecnológica de los semiconductores se hizo notable con materiales como el germanio (Ge) y el silicio (Si) y de ahí se desarrolló una gran cantidad de semiconductores compuestos y diversas aleaciones semiconductoras. Actualmente los óxidos semiconductores constituyen una familia de semiconductores que proveen propiedades únicas, debido al gran ancho de banda de energía prohibida (Eg) que usualmente poseen y los hace atractivos para aplicaciones en dispositivos de potencia, entre otras. Además, debido a que el Eg es grande, los óxidos son transparentes hasta la región ultravioleta (UV), lo cual permite su uso en diversas aplicaciones como en optoelectrónica y en comunicaciones, entre otras. [1-2] Un grupo de semiconductores, también relevante, son los semiconductores amorfos transparentes por su gran Eg, que de la misma forma, se utilizan en la construcción de celdas solares o bien se están realizando investigaciones para su aplicación en el desarrollo de dispositivos electrónicos de potencia. Algunos ejemplos son el óxido de galio (Ga_2O_3) o el óxido de zinc (ZnO), este último del que se ha realizado una extensa y amplia investigación desde hace muchos años.

1.1. El Ga_2O_3, sus perspectivas y su potencial tecnológico

El Ga_2O_3 es un óxido conductor transparente (TCO, Transparent Conducting Oxides, por sus siglas en inglés) que ha ganado atención debido a sus propiedades como semiconductor y su gran potencial en aplicaciones diversas para la electrónica moderna.

El Ga_2O_3 tiene un gran ancho de banda, (~ 4.5-4.9 eV) y un campo eléctrico de ruptura alto (~ 8 MV / cm). Debido a sus propiedades, la figura de mérito Baliga [3] es cuatro veces o

más grande que la del SiC o GaN para aplicaciones de potencia. Además, los cristales de Ga_2O_3 en la actualidad se crecen por métodos tradicionales como Czochralski y Zona Flotante, facilitando la disponibilidad comercial de sustratos Ga_2O_3 de gran área, que lo hacen económicamente competitivo con la tecnología del silicio [1-2]. Otras aplicaciones tecnológicas importantes del Ga_2O_3 se deben a su gran ancho de banda y a la posibilidad de producirlo como películas delgadas amorfas en grandes áreas.

Existen al menos 5 polimorfismos diferentes para el Ga_2O_3. Estos incluyen la fase romboédrica (α-Ga_2O_3), la fase monoclínica (β-Ga_2O_3), la fase espinela defectuosa (γ-Ga_2O_3), la fase cubica (δ-Ga_2O_3) y la fase hexagonal (ε-Ga_2O_3). La fase β-Ga_2O_3 es la más estable a temperatura ambiente [4] y es el material con el que se realizó esta investigación.

En este trabajo se hará un estudio para producir y mostrar la aplicación de las películas de óxido de galio amorfo (Ga_2O_3-a) y óxido de galio amorfo impurificado con titanio (Ga_2O_3-a:Ti) para su aplicación en la fabricación de heterouniones y su uso en dispositivos semiconductores. Para el crecimiento de estas películas se utilizará la técnica de pulverización catódica (o por su designación en inglés: sputtering) a temperatura ambiente, aprovechando que en esta condición, la técnica permite depositar películas amorfas en grandes áreas para su uso en diferentes tipos de dispositivos electrónicos.

1.2. Dispositivos de película delgada de Ga_2O_3 amorfo (Ga_2O_3-a)

Una película delgada es una capa de material que varía desde fracciones de un nanómetro (monocapa) hasta varios micrómetros de espesor. La síntesis controlada de materiales como películas delgadas (un proceso denominado deposición) es un paso fundamental en muchas aplicaciones tecnológicas. Un ejemplo familiar es el espejo doméstico, que normalmente tiene una fina capa de metal en la parte posterior de una hoja de vidrio para formar una interfaz reflectante. El proceso de plateado alguna vez se usó comúnmente para producir espejos, mientras que más recientemente las capas de metales se depositan usando técnicas como sputtering.

El Ga_2O_3 ha ganado atención como un nuevo material anfitrión de películas fosforescentes (fósforos) para aplicaciones de visualización emisiva, como pantallas electroluminiscentes de película delgada, pantallas de emisión de campo, pantallas de plasma, lámparas fluorescentes y sensores de alta temperatura. Los fósforos convencionales basados en sulfuros tienen muchas desventajas, tales como la falta de emisión de colores primarios y la inestabilidad química, especialmente con respecto a la humedad. Por el contrario, materiales como el óxido de galio es muy estable tanto química como física o estructuralmente.

1.3. Importancia de las heterouniones de Ga_2O_3-a/GaAs

Las heterouniones son estructuras semiconductoras importantes que se producen entre dos capas o regiones de semiconductores diferentes. Los materiales semiconductores que se usan tienen ancho de banda prohibida desiguales. Las heterouniones son usadas en muchas aplicaciones de dispositivos de estado sólido, incluidos láseres semiconductores, celdas solares y transistores. La combinación de múltiples heterouniones juntas en un dispositivo se denomina heteroestructura, aunque los dos términos se usan comúnmente de manera intercambiable.

En un estudio experimental realizado previamente en los laboratorios de la SEES, se crecieron películas de Ga_2O_3-a por la técnica de magnetrón “sputtering" a temperatura ambiente [5]. Las películas obtenidas resultaron eléctricamente aislantes. Este resultado es consistente con el reportado por Ramana [6] en el que describen parcialmente las características eléctricas de películas de Ga_2O_3-a crecidas por “sputtering” en un rango amplio de temperaturas, como se muestra en la figura 1.1, en donde se nota que la resistividad de las películas de Ga_2O_3-a es generalmente grande y muestra un decremento para películas de Ga_2O_3 nanocristalinas.

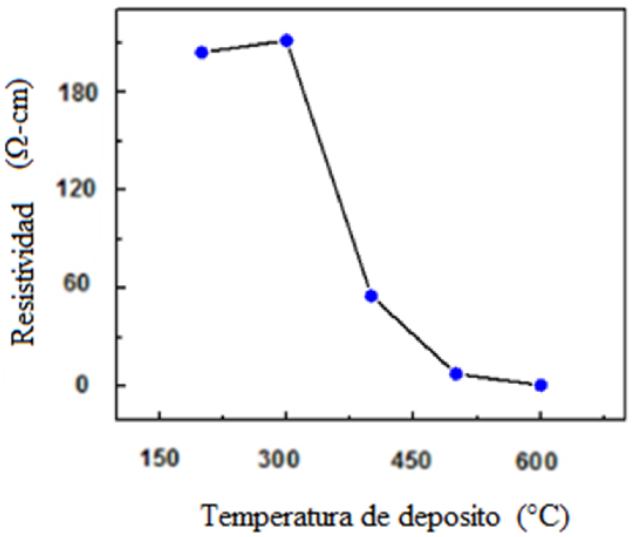


Figura 1.1 Variación de resistividad para películas de Ga2O3-a[6].

En ese trabajo previo [5] se mostró que es posible modificar la condición aislante de las películas de Ga_2O_3-a crecidas por "sputtering" a temperatura ambiente, impurificándolas por "co-sputtering", utilizando un blanco adicional de Titanio (Ti). Las películas impurificadas con Titanio son de conductividad tipo-n. En el estudio previo realizado en la SEES se hicieron algunos experimentos para producir películas en un mayor rango de concentración de electrones; fue durante la primera parte del trabajo realizado en esta tesis donde se obtuvieron películas de óxido de galio impurificadas con titanio en un amplio rango de concentraciones de electrones asociados a la presencia del titanio. Con ese antecedente, en este trabajo se decidió producir heterouniones de Ga_2O_3-a sobre GaAs tipo-p teniendo en cuenta que ambos materiales tienen varias propiedades en común, por ejemplo, el catión Ga que estos comparten. El desarrollo de dispositivos con películas de Ga_2O_3-a es en sí mismo un tema importante; en este trabajo se desarrolla la investigación tecnológica para producir heterouniones de Ga_2O_3-a sobre obleas cristalinas de GaAs tipo-p, con los siguientes objetivos.

1.4 Objetivos:

Principal:

-Fabricación de heterouniones de Ga_2O_3-amorfo/GaAs (100) tipo p con películas de Ga_2O_3 amorfo, para su aplicación a dispositivos electrónicos.

Particulares:

-Estudio del crecimiento de películas de Ga_2O_3-amorfo por la técnica de sputtering a temperatura ambiente sin impurificar, {Ga_2O_3-a}, y películas de Ga_2O_3-a impurificadas con titanio, {Ga_2O_3-a:Ti}.

-Desarrollo de las heterouniones de {Ga_2O_3-a}/GaAs (100) tipo p y su caracterización eléctrica.

Capítulo 2 Bases teóricas

Parte 1 Desarrollo de películas finas de Ga_2O_3-a

2.1 Películas epitaxiales, películas policristalinas y películas amorfas.

Los materiales sólidos pueden clasificarse de acuerdo con la regularidad con la que los átomos o iones están dispuestos unos con respecto a otros. Cuando los átomos están situados en una matriz periódica o repetida sobre grandes distancias atómicas, de modo que, al solidificarse, los átomos se posicionarán en un patrón tridimensional repetitivo, en donde cada átomo está unido a su vecino más cercano, se le puede conocer como un material cristalino. Todos los metales, muchos materiales cerámicos y ciertos polímeros forman cristales estructurados en condiciones normales de solidificación. Materiales que no siguen este orden atómico se les conoce como materiales no cristalinos o amorfos. Un ejemplo clásico es el caso del silicio amorfo (Si-a), en el que sus átomos no guardan una regularidad como en el caso de silicio cristalino y se encuentran distintos arreglos tal como se observan en la figura 2.1.a) [7]. En materiales compuestos, como es el caso de Ga_2O_3, es más difícil representar la fase amorfa debido a que la presencia de los enlaces Galio-Oxígeno conduce a la formación de estructuras casi cristalinas a distancias equivalentes a la constante de red. En la figura 2.1.b) se representa un esquema propuesto por D. Bruce Buchholz [8] para representar la fase amorfa de los óxidos metálicos, por ejemplo, óxido de indio y óxido de galio. Por la complejidad de la celda unitaria de los óxidos metálicos y para simplificar la representación de la fase amorfa, el autor propone que, por la necesidad de mantener orden a corto alcance en este material, pueden representarse segmentos de la celda unitaria con diferentes arreglos tomando como base las aristas, los vértices y las caras de las sub-celdas.

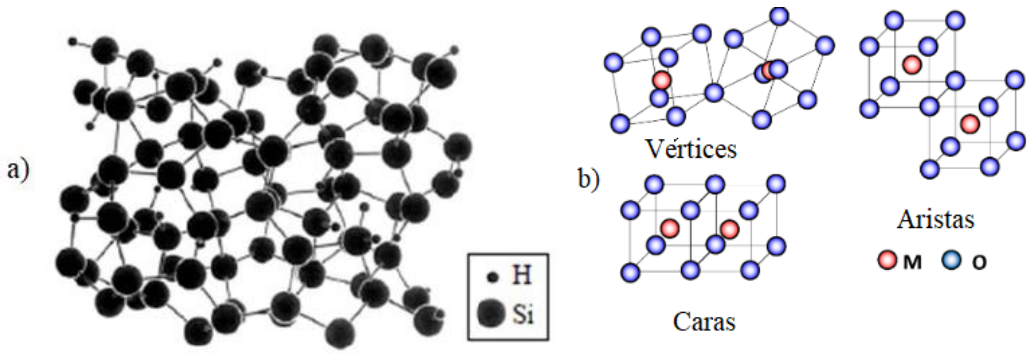


Figura 2.1. a) Arreglo estructural del silicio amorfo hidrogenado [7], b) Representación de las sub-celdas parcialmente estructuradas en óxidos metálicos [8].

Si se habla de películas finas, se tiene que mencionar a las películas epitaxiales. Estas películas se obtienen cuando se hace crecer una capa uniforme y de poco espesor con la misma estructura cristalina de un cristal semiconductor o sustrato [9]. Con los métodos de crecimiento actuales se puede controlar de forma muy precisa el nivel de impurezas en el semiconductor, que son los que definen su carácter (n o p).

Existen muchos métodos para obtener películas epitaxiales, por ejemplo:

- Crecimiento epitaxial en fase vapor (VPE).
- Crecimiento epitaxial en fase líquida (LPE).
- Crecimiento epitaxial por haces moleculares (MBE).
- Química metal-orgánica por deposición a vapor (MOCVD)

Existen muchos otros métodos para obtener diversos tipos de películas incluyendo películas policristalinas y amorfas. Las películas de semiconductores policristalinos consisten de granos de tamaño finito, estos son estructuralmente perfectos, pero cada grano presenta una orientación diferente, la frontera entre granos vecinos se le conoce como límites de grano, que son defectos de la red [10]. En la figura 2.2.a) se puede apreciar una ilustración de éstos.

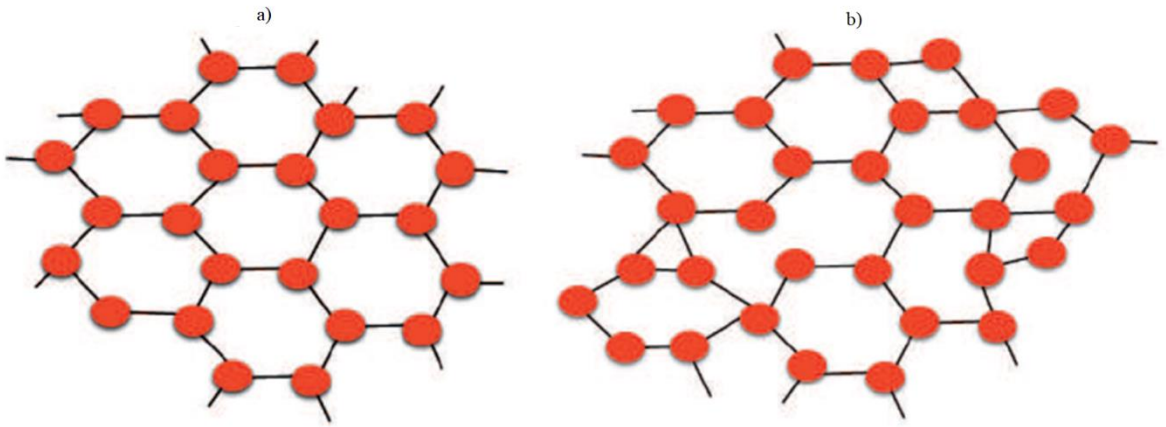


Figura 2.2. Comparación de un ordenamiento a) cristalino y b) no cristalino [11].

Un parámetro importante para estas películas es el tamaño de grano y su distribución. Estos pueden ser influenciados a través de las etapas del proceso de crecimiento. Los semiconductores policristalinos se utilizan en aplicaciones de gran superficie, como celdas solares (p. ej., poli-silicio, $CuInSe_2$) o transistores de película delgada (poli-Si) o como material de contacto conductor en estructuras MOS (poli-Si).

Además de las películas policristalinas, se pueden obtener películas amorfas, las cuales carecen de algún orden en su red cristalina, como mostrado en la figura 2.2.b). El estado amorfo requiere de anisotropías asociadas con el polimorfismo de los elementos sólidos y en adición, diferencias de tamaño del átomo para aleaciones y compuestos sólidos. El proceso más general para formar materiales amorfos es enfriar materiales desde la fase líquida. Esto generalmente solo funciona para elementos como S, Se, P, As, B, $Pd_{0.8}Si_{0.2}$.

Se pueden señalar dos puntos relevantes con base al crecimiento de películas amorfas y policristalinas:

(1) el crecimiento de cualquier estado es independiente del substrato, (asumiendo que no exista interacción entre película-substrato) sea amorfa o cristalina, y
(2) un material amorfo puede ser transformado a un estado policristalino, pero no de forma inversa.

La irreversibilidad indica que el estado cristalino tiene menor energía de red. De igual forma, el estado policristalino cambiará a un estado mono cristalino por la reducción de energía debido a la superficie interna (borde de grano) [10].

2.1.1 Estructura electrónica y defectos en la banda prohibida.

En materiales conductores, semiconductores y en una gran cantidad de aislantes, existe solamente conducción electrónica y la magnitud de la conductividad eléctrica es dependiente del número de electrones presentes para participar en el proceso de conducción. Sin embargo, no todos los electrones del átomo se ven influenciados por la presencia de un campo eléctrico. El número de electrones disponibles para conducción eléctrica en un material está relacionado con el ordenamiento de los estados o niveles de energía que estén ocupados por los electrones.

Para cada átomo individual existen niveles discretos de energía que pueden ser ocupados por electrones, estos ordenados en capas y subcapas. Las capas están designadas por números enteros (1, 2, 3, etc.) y las subcapas por letras (s, p, d y f). Por cada subcapa s, p, d y f, existen respectivamente, 1, 3, 5 y 7 estados. Los electrones llenan solamente los estados de menor energía – 2 electrones de spin contrario por estado, de acuerdo con el principio de exclusión de Pauli.

Mencionemos un caso de un sólido que consiste en N átomos, inicialmente separados uno del otro, que son puestos juntos y enlazados para formar un arreglo ordenado, encontrado en materiales cristalinos. A relativamente gran distancia, cada átomo es independiente de los demás y tiene niveles de energía y configuración de un átomo aislado. Sin embargo, si los átomos entran en proximidad entre sí, los electrones son perturbados por los electrones y núcleos de átomos adyacentes. La influencia es tal que cada estado distinto pueda dividirse en una serie de estados espaciados en el sólido para formar las bandas de energía. Un ejemplo se puede ver en la figura 2.3, donde se tiene un arreglo de 12 átomos. En

cuanto se acercan, cada uno de los estados 1s y 2s se dividen para formar una banda de energía constituyente de 12 estados [13].

Figura 2.3. Esquema de energía del electrón contra separación interatómica para un agregado de 12 átomos (N=12) [13].

La extensión de la división depende de la separación interatómica, ésta empezando siempre con los estados más lejanos de las capas, pues éstos son los primeros en ser perturbados. En cada banda, los estados de energía son discretos, pero la diferencia entre cada estado adjunto es muy pequeña. En equilibrio, la formación de bandas puede no ocurrir para los electrones más cercanos al núcleo del átomo. Aún más, pueden existir niveles de energía entre bandas adyacentes, como indicado en la figura 2.4.b).

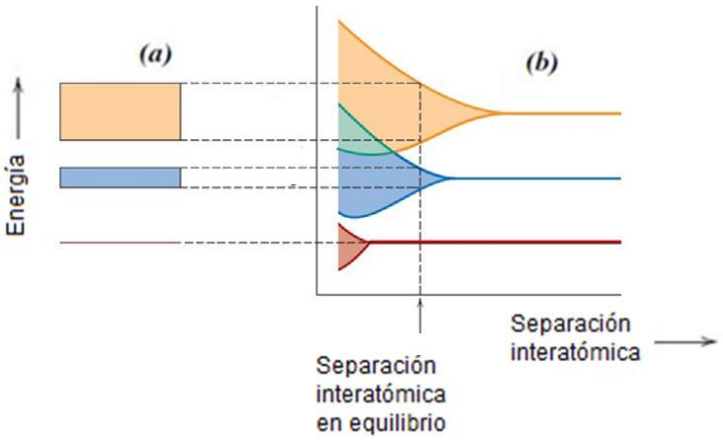


Figura 2.4. a) Representación convencional para la banda de energía para un sólido en equilibrio. b) Energía del electrón contra separación interatómica para un agregado de átomos [13].

Para estudiar los defectos en la banda prohibida, se puede hacer uso de la teoría de generación-recombinación de Schokley-Read-Hall.

Un estado de energía dentro de la banda prohibida, también llamado trampa, puede actuar como un centro de recombinación, capturando electrones o huecos con casi la misma probabilidad [12]. La teoría asume que un centro de recombinación o trampa existe en un nivel de energía E_t dentro de la banda. Entonces existen 4 procesos básicos mostrados en la figura 2.5, que pueden ocurrir en esta trampa:

1- La trampa inicialmente de carga neutra, captura de un electrón de la banda de conducción
2- Lo contrario del proceso 1, la emisión de un electrón que esta inicialmente ocupando una trampa, hacia la banda de conducción.
3- La trampa inicialmente conteniendo un electrón, captura de un hueco de la banda de valencia.
4- Lo contrario del proceso 3, la emisión de un hueco por una trampa hacia la banda de valencia.

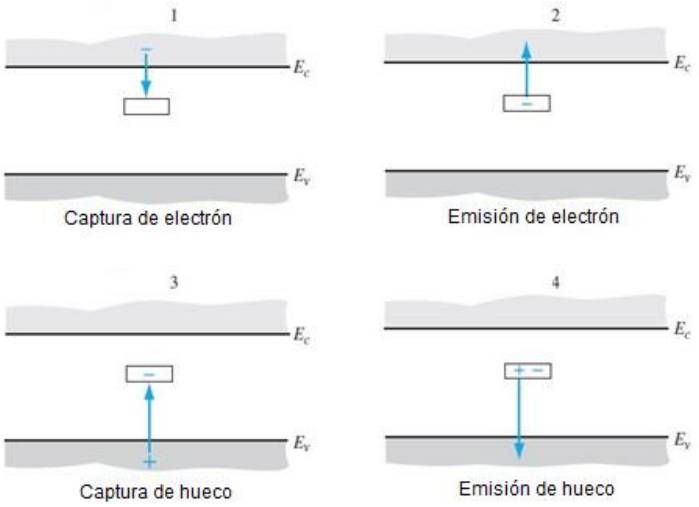


Figura 2.5. Procesos debido a trampas dentro de la banda prohibida.

Tipos de defectos en la red del cristal y películas amorfas

Toda red contendrá varios defectos o imperfecciones; muchas de las propiedades del material son muy sensitivas a estos defectos y sus efectos no necesariamente van a ser siempre adversos. Se puede ver un ejemplo de cómo estas imperfecciones afectan al diagrama de bandas de energía como en el modelo de Davis y Mott [11] mostrado en la figura 2.6. Este modela la conducción eléctrica en semiconductores amorfos con un perfil de estados localizados que se extiende fracciones de electrón-volt dentro de la zona prohibida; es útil mencionar este modelo porque es este comportamiento el que se espera para materiales amorfos.

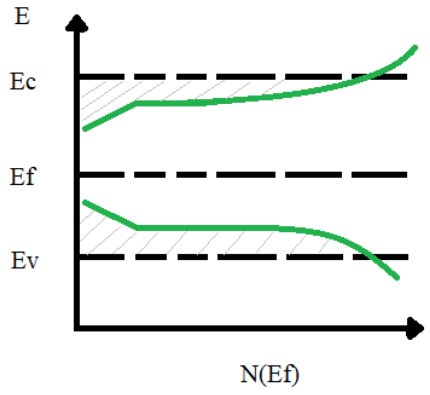


Figura 2.6. Diagrama de bandas de energía para materiales amorfos [11].

Vacancias e intersticiales

El defecto más simple es la vacancia (figura 2.7), éste se refiere a la falta de un átomo en un punto de la red. Todos los materiales contienen vacancias y es imposible producir un material que esté libre de éstas.

Un defecto intersticial (figura 2.7) se refiere a un átomo del cristal que se encuentra en un espacio que en condiciones ordinarias no estaría ocupado. Éstos causan una gran deformación en las zonas circundantes.

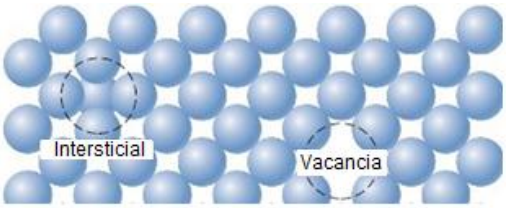


Figura 2.7. Esquema de los defectos intersticiales y de vacancias.

Impurezas en sólidos.

Se considera como impureza a un elemento diferente al que forma la red cristalina. Dependiendo de qué espacios de la red tomen, se pueden considerar como impurezas sustitucionales o intersticiales (figura 2.8). La impureza sustitucional toma el lugar de un átomo de la red original. La impureza intersticial se ubica entre espacios de la red, ordinariamente no disponibles, átomo de impureza intersticial.

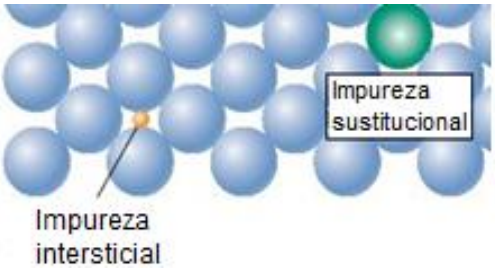


Figura 2.8. Esquema de los defectos intersticiales y sustitucionales.

Dislocaciones.

Una dislocación (figura 2.9) es un defecto lineal o uni-dimensional, en donde algunos de los planos atómicos están desalineados. Ésta se representa con una nueva porción de un plano de átomos. Al borde donde empieza (o termina) el plano de átomos se le considera como borde de dislocación.

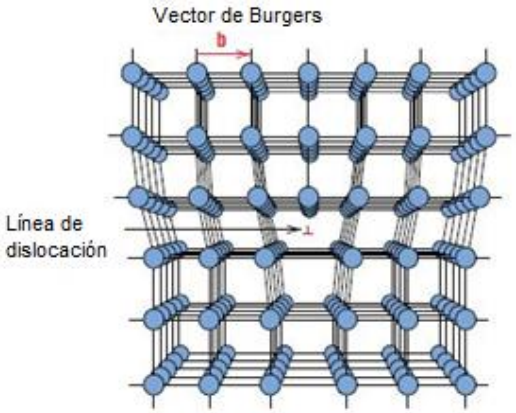


Figura 2.9. Esquema para representar una dislocación.

Superficie

Una imperfección muy evidente, es la superficie del material. Ésta representa un repentino corte en el arreglo de átomos. Los átomos en la superficie no están enlazados, comparándolos con los átomos en el cuerpo del material y por ello éstos se encuentran en un estado de energía más alto.

Frontera de grano

Otro defecto es la frontera de grano (figura 2.10), esto se refiere al encuentro entre dos regiones(granos) con diferentes direcciones cristalográficas en un mismo material.

Figura 2.10. Defecto de frontera de grano.

Vibraciones atómicas

Los átomos en un material sólido normalmente están vibrando alrededor de su posición de en equilibrio en la red cristalina. En cierto sentido se puede considerar a estas vibraciones como imperfecciones dinámicas. Estas vibraciones que ocurren en todo momento y no tienen necesariamente la misma frecuencia, amplitud o energía [13].

Se mencionó anteriormente que todo material cristalino tendrá defectos como los previamente mencionados, cabe recalcar que la densidad de éstos dependerá de la calidad de la red cristalina. Para un material amorfo puede señalarse que la cantidad de defectos será mayor comparándolos con un material cristalino.

2.2 Técnicas de crecimiento de películas finas

A continuación, se describen las técnicas para depositar películas para su aplicación al desarrollo de dispositivos electrónicos.

Técnicas epitaxiales.

Una gran proporción de los dispositivos de semiconductores se fabrican a partir de obleas cortadas de lingotes mono-cristalinos. Un depósito será epitaxial si la película crecida es mono-cristalina. De acuerdo con el medio de transporte, los procesos epitaxiales se pueden clasificar en epitaxia por haces moleculares, epitaxia en fase de vapor o epitaxia en fase líquida.

Epitaxia por haces moleculares (Molecular Beam Epitaxy o MBE). Los elementos se depositan por evaporación en un sistema de vacío y permite el uso de varias técnicas de caracterización (figura 2.11). El proceso de epitaxia por haces moleculares consiste en un depósito por evaporación en alto vacío, donde se calientan los materiales hasta evaporarlos y después se condensan sobre un sustrato cristalino. En el caso de los semiconductores compuestos se evapora cada elemento por separado [13].

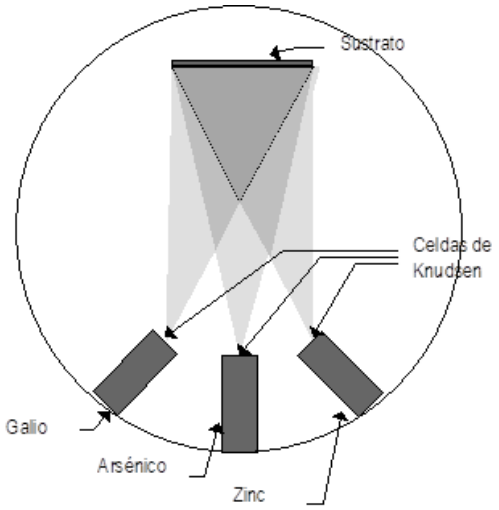


Figura 2.11. Esquema de la técnica MBE.

Epitaxia en fase de vapor. (Vapor Phase Epitaxy o VPE). En esta técnica se introducen compuestos químicos gaseosos a un reactor y se hacen reaccionar en la superficie de los sustratos.

En algunos casos el proceso estará dominado por los fenómenos de transporte (arrastre por el flujo y difusión en el gas), mientras que también se da el caso de que las reacciones superficiales son las que controlan el proceso (reacciones químicas, difusión de átomos en la superficie e incorporación a la red cristalina).

Epitaxia en fase liquida (Liquid Phase Epitaxy o bien LPE). El crecimiento se realiza a partir de la sobresaturación de una solución en contacto con un sustrato. El excedente tiende a cristalizarse sobre este último.

En un proceso epitaxial habrá un solvente y un soluto. Los solventes serán activos cuando impurifiquen el material. Como en el caso de la epitaxia en fase de vapor, los procesos se realizan en atmósferas de gases puros, generalmente en hidrógeno. En este caso la función del gas sólo es purgar el sistema y reducir la cantidad de contaminantes, por lo que los flujos son pequeños.

Los sistemas epitaxiales pueden ser de varios tipos. El más sencillo es el de inmersión, donde se introducen las obleas en un líquido (figura 2.12).

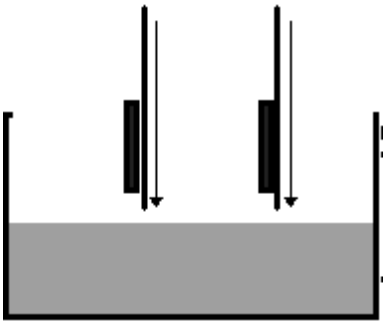


Figura 2.12. Sistema de inmersión.

Existen varios casos particulares que pueden ser modificaciones a las técnicas anteriores o combinaciones de éstas. Por ejemplo: se habla de MOVPE, (Metalorganic-VPE) cuando se utilizan compuestos organometálicos como reactivos, LPVPE (Low Pressure-VPE) si el proceso se realiza a presión reducida, CBE (Chemical Beam Epitaxy) si el sistema de haz molecular utiliza compuestos químicos como precursores en lugar de elementos, entre otros [14].

Otras técnicas de depósito se resumen en la Tabla 2.1, éstas no son necesariamente epitaxiales, pero permite el crecimiento de películas delgadas de buena calidad [15].

Tabla 2.1. Resumen de técnicas para crecimiento de películas delgadas.

Deposición física	Deposición química
1- Técnicas de evaporación	1- Técnica sol-gel
a. Evaporación térmica en vacío	2- Baño químico
b. Evaporación por haz de electrones	3- Técnica de pirólisis
c. Evaporación por haz láser	4- Recubrimiento
d. Evaporación por arco catódico	a. Recubrimiento electrolítico
e. Epitaxia por haz molecular	b. Recubrimiento no electrolítico
f. Evaporación por *blindaje* iónico	5- Deposición por vapor químico

	(CVD)
2- Técnicas de sputtering	a. A baja presión (LPCVD)
a. DC sputtering	b. Plasma mejorado (PECVD)
c. RF sputtering	c. Deposición de capa atómica (ALD)

Técnicas de evaporación

Las técnicas de evaporación se consideran las más comunes para la deposición de materiales en películas delgadas. El mecanismo general es obtenido al cambiar la fase del material, esto es, del estado sólido pasar al estado gaseoso y luego convertirlo nuevamente en un sólido en un sustrato especifico.

Técnica de evaporación térmica al vacío

La técnica de evaporación térmica depende principalmente del material térmicamente evaporado sometido en un vacío de 10^{-5} a 10^{-9} mbar. En la figura 2.13 se muestra un esquema de un sistema de evaporación.

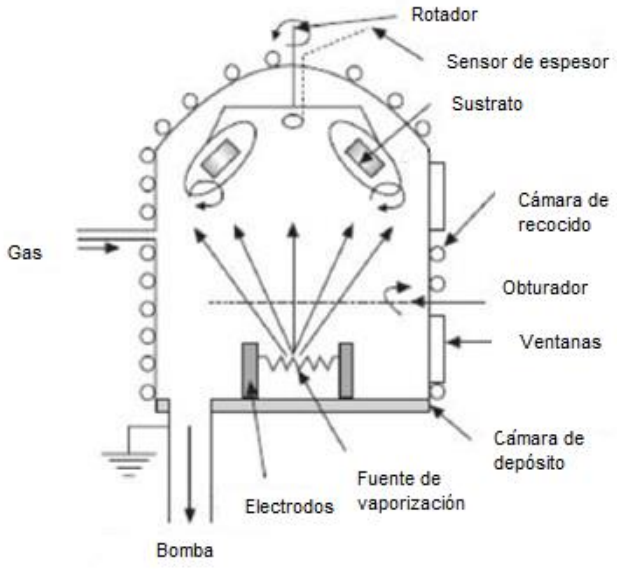


Figura 2.13. Esquema de cámara usada para deposición por evaporación térmica.

Evaporación por haz de electrones.

En este método se tiene un haz de electrones generado por un filamento y dirigido a los blancos por medio de campos eléctricos y magnéticos, usualmente en vacío (figura 2.14) [16].

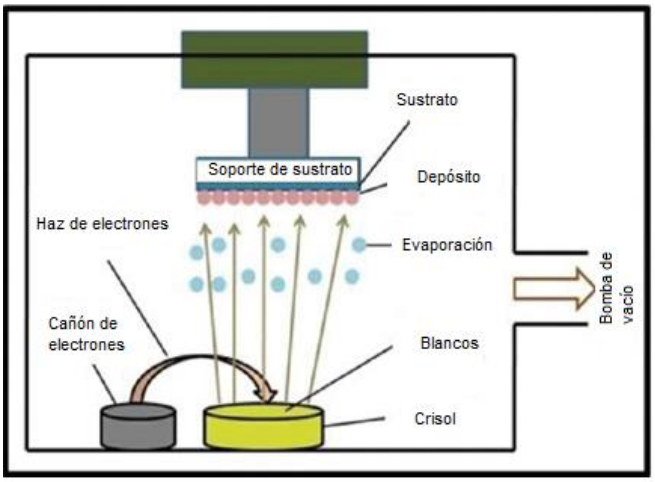


Figura 2.14. Esquema de la cámara y componentes para técnica de evaporación por haz de electrones.

Evaporación por láser pulsado (Pulsed Laser Deposition o PLD)

Éste es otro método de deposición física para depositar películas delgadas [17]. Durante el proceso de depositado, el haz láser es usado para la ablación del material para su depósito en el sustrato (figura 2.15).

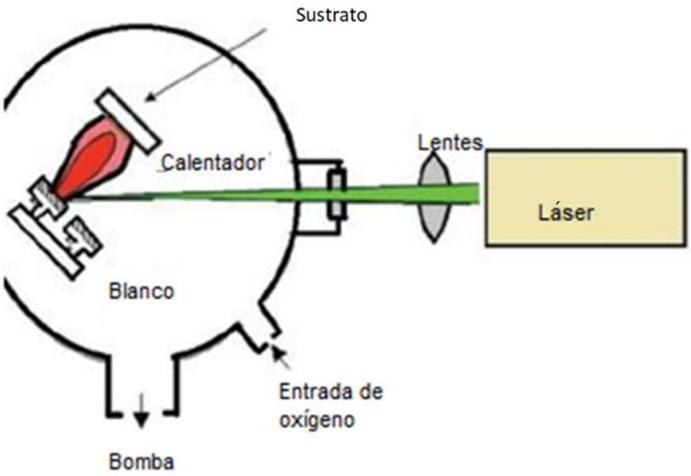


Figura 2.15. Esquema de la técnica PLD.

Pulverización catódica (Sputtering)

La forma simple del sistema de sputtering consiste en una cámara de vacío que contiene un ánodo y un cátodo metálicos [15] para obtener una descarga eléctrica en el gas residual en la cámara (figura 2.16). Además, voltajes aplicados del orden de KeV con una presión superior a 0,01 mbar son suficientes para la deposición de la película. El proceso depende del bombardeo de los iones por la descarga a las moléculas en el cátodo que conduce a la liberación de las moléculas del cátodo con mayor energía cinética. El peso atómico de los iones de bombardeo debe ser cercano al del material objetivo para maximizar la transferencia de impulso. Estas moléculas se mueven en línea recta y golpean el ánodo o el sustrato para formar una película densa y delgada.

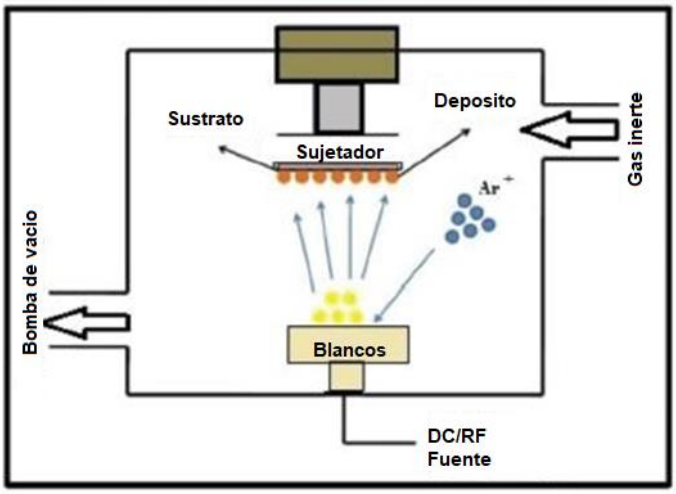


Figura 2.16. Esquema de la técnica de sputtering.

El proceso de pulverización catódica tiene varias ventajas. Los materiales de alto punto de fusión se pueden depositar por pulverización catódica. Las películas depositadas tienen una composición similar a la composición de los materiales de partida. La técnica de pulverización está disponible para su uso en aplicaciones de ultra alto vacío. Hay dos tipos comunes de procesos de pulverización catódica: pulverización catódica de corriente continua (CC) y de radiofrecuencia (RF). El primero depende de la potencia de CC, que generalmente se usa con materiales objetivo eléctricamente conductores. Se usa

pulverización catódica de RF para la mayoría de los materiales dieléctricos. Con este método se obtiene un buen control en el espesor de las películas depositadas; pueden crecerse películas de espesores nanométricos hasta películas de cientos de nanómetros, adicionalmente, la temperatura de crecimiento permite controlar el grado de cristalinidad de las películas. Debido a que esta técnica se usará para crecer las películas que se utilizan en este trabajo, en la sección 3.1 se mencionan detalles relevantes sobre el funcionamiento de la técnica.

2.3 Propiedades eléctricas de películas semiconductoras delgadas

Para la realización de dispositivos, se tiene que precisar con qué objetivo se van a fabricar éstos, ya sea si serán sensores, rectificadores, o un LED. Una vez teniendo claro ésto, se requiere la elección de los materiales a usar para la fabricación del dispositivo. Para ésto, es importante tener el conocimiento de las propiedades de los semiconductores, como lo son las propiedades eléctricas y ópticas. A continuación, se describen las propiedades generales de los semiconductores, en especial las propiedades eléctricas.

2.3.1 Propiedades eléctricas generales

Una de las propiedades fundamentales de los semiconductores es su resistividad eléctrica (ρ), la cual se controla a través de la impurificación de éstos por diferentes técnicas de acuerdo con el material que se trate. La resistividad eléctrica ρ es independiente de la geometría del material y según las dimensiones del dispositivo, ésta se relaciona con la resistencia (R) del mismo, como:

$$\rho = \frac{RA}{l} \tag{2.1}$$

Donde l es la longitud del semiconductor y A la sección transversal del mismo, en dirección perpendicular a la dirección del flujo de corriente eléctrica.

La resistividad eléctrica es relacionada a la conductividad de forma inversa:

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \tag{2.2}$$

La expresión para la conductividad de los semiconductores tomando en cuenta a ambos portadores; electrones y huecos, se expresa por la ecuación 2.3.

$$\sigma = n|e|\mu_e + p|e|\mu_h \tag{2.3}$$

Donde p es el número de huecos, μ_h es la movilidad de los huecos, n es el número de electrones, μ_e es la movilidad de los electrones y ´e´ es la carga del electrón.

La movilidad de los portadores en los semiconductores está determinada por una serie de factores asociados al material, como el grado de perfección de éste, el grado de impurificación, la estructura cristalina y otros factores como las fronteras de grano o la presencia de defectos de diferente naturaleza. Debido a esto, es natural que los materiales amorfos tendrán parámetros posiblemente diferentes que su contraparte cristalina.

2.3.2 Efecto del espesor sobre las propiedades eléctricas

En el caso de los óxidos metálicos semiconductores, experimentalmente se observa una fuerte dependencia de sus propiedades eléctricas cuando los espesores están en el rango de 100 a 300 nm o menores. Las razones son diversas y están asociadas a las características particulares de los óxidos metálicos y a las técnicas que se utilizan para crecerlos.

Un ejemplo está descrito en el trabajo de Robin Arhling [43], quienes realizaron mediciones a películas de Ga_2O_3-β crecidas por MOCVD con diferente espesor, como se puede ver en la figura 2.17.

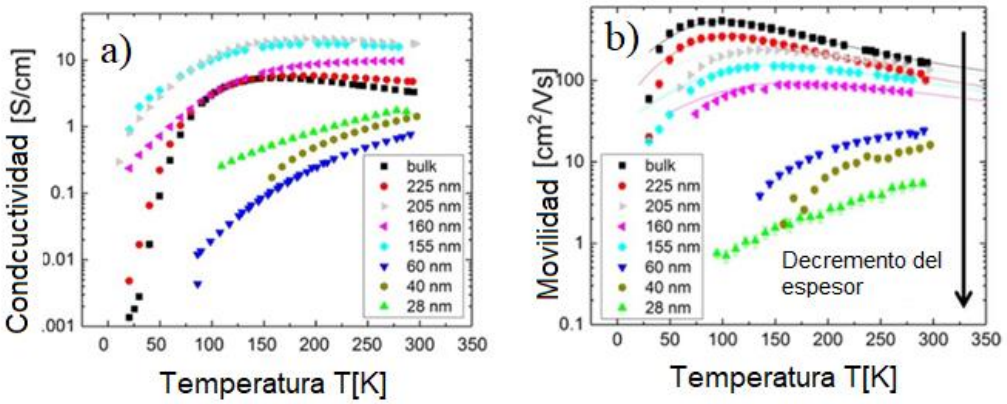


Figura 2.17. Gráficas de a) conductividad y b) movilidad dependiendo del espesor de las películas de Ga2O3-β.

Se reportan tres regímenes de espesor diferentes con respecto al predominio de varios mecanismos de dispersión: las películas más gruesas, (150nm y más), un rango de espesor intermedio (150nm–50nm) y las películas muy delgadas (50nm y menos).

Para las películas gruesas, se observó que los procesos de dispersión de fonones para altas temperaturas y dispersión de impurezas ionizadas para bajas temperaturas son los más comunes. Para películas más delgadas, el modelo de Bergmann utilizado en el trabajo de Robin Arhling [43] pueden describir la reducción de movilidad con mayor exactitud.

2.3.3 Estado del arte de las propiedades eléctricas de las películas de Ga_2O_3

En la tabla 2.2, se hace un resumen de las técnicas utilizadas, las condiciones de crecimiento empleadas en los diferentes casos [18], los impurificantes utilizados y los valores para el ancho de banda medido por diferentes técnicas para películas de Ga_2O_3.

Tabla 2.2. Resumen de condiciones de crecimiento para Ga_2O_3 en general [18].

Método	Sustrato	Dopante	Concentración (at %)	T(°C)	Eg(EV)	Técnica de medición para la Eg
MOCVD	Ga_2O_3-β	Sn	-	700	4.66-4.16	UV-vis
MOCVD	MgO	Sn	-	700	4.80-4.12	UV-vis
PLD	ZGO	Sn	-	100-425	4.80-3.80	UV-vis
F	Si, cuarzo	N	-	700	4.87-4.70	UV-vis
PA-MBE	Zafiro	N	5.5-6.8	850	4.92-4.35	UV-vis
CVD	Si	N	0.0-4.18	1050	4.71-4.96	TR
RF	Zafiro	N	-	800	4.75-4.81	UV-vis
LMBE	Zafiro	Zn	0.0-1.0	RT	4.96-4.76	UV-vis
RF	Si, Cuarzo	Zn	0.0-2.0	800	5.10-4.80	UV-vis
RF	Si	Cu	0.0-5.0	800	4.83-4.65	UV-vis
EBE	Zafiro	Cu	0.0-2.0	1000	4.40-5.80	UV-vis
RF	Si	Ti	0.0-5.0	500	5.40-4.47	UV-vis
PLD	Zafiro	Eu	0.0-1.2	500	4.99-4.85	UV-vis
SP	Vidrio, cuarzo	Eu	-	600-900	4.75-4.44	UV-vis
PLD	Zafiro	Er	0.0-7.0	500	4.96-4.77	UV-vis
RF	Si	W	5.0-11.0	500	5.03-4.35	UV-vis
CVD	Si	W	0.0-30.4	600	4.90-4.47	UV-vis
MOCVD	Si	Mg	12.6	700	5.10	UV-vis
RF	Zafiro	Al	0-0.35	600-1100	4.65-5.10	UV-vis
RF	Cuarzo	Mo	0.0-4.0	-	5.24-4.23	UV-vis

Se puede observar en la tabla 2.2, que las impurezas convencionales para impurificar al Ga_2O_3 son Si, Sn, N y se utilizan temperaturas de crecimiento de rangos (500 °C -1100°C).

2.3.3.1 Ancho de banda y concentración intrínseca de portadores en Ga_2O_3.

El Ga_2O_3 es un semiconductor que ha atraído interés debido a su ancho de banda, con un valor de 4,8 eV, por su alta estabilidad térmica y disponibilidad [1,2]. El Ga_2O_3 se está convirtiendo en un candidato competitivo en aplicaciones de electricidad de alta potencia, dispositivos electrónicos y foto detectores ultravioleta (UV). La característica más destacada de Ga_2O_3 es su banda prohibida grande, que permite un gran potencial para una alta intensidad de campo de ruptura eléctrica (ε_c) debido a una relación exponencial entre el campo de ruptura, que llega hasta valores de 8 MV/cm.

Habiendo dicho esto, el Ga_2O_3 tiene una muy pequeña concentración de portadores intrínsecos, teniendo una magnitud de 10^{-23} cm^{-3} [49]. En consecuencia, las películas de óxido de galio sin impurificar deben ser aislantes a temperatura ambiente. Por lo tanto, para poder utilizar este material para su aplicación a dispositivos semiconductores es necesario controlar sus propiedades eléctricas impurificándolo convenientemente. En este trabajo se decidió complementar el trabajo preliminar donde se usó Titanio.

2.3.3.2 Propiedades eléctricas en películas de Ga_2O_3 en general, reportadas en la literatura

De una revisión a la literatura relacionada a las propiedades eléctricas de películas de Ga_2O_3-a, tiene información muy limitada y solamente se reporta que las películas crecidas a temperaturas próximas del ambiente son de alta resistividad. Este último dato se puede corroborar en el trabajo de Mohsin Ganaie [11] en donde indica que los materiales amorfos tienen una resistividad en el rango de 10^2 a 10^{15} Ω-cm.

Por el contrario, para películas cristalinas de Ga_2O_3 se puede encontrar más información. Una recopilación de las movilidades para Ga_2O_3 [15, 17, 19] con diferentes impurezas, diferentes concentraciones y con diferentes métodos de crecimiento que se reportan en la literatura, se obtiene la figura 2.18.

Puede notarse que, para las condiciones óptimas de crecimiento utilizadas, los valores de la movilidad y la concentración de portadores muestran similitud con el comportamiento que presentan los semiconductores como Si y GaAs; a concentraciones bajas de impurezas se tienen movilidades del orden de 150(cm^2/Vs) y para concentraciones de 10^{19}(cm^{-3}) las movilidades están en el rango de 25-30(cm^2/Vs)

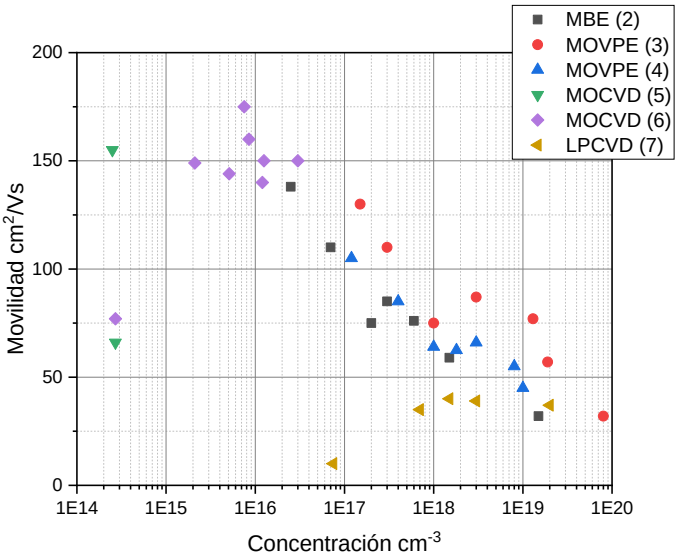


Figura 2.18. Recopilación de movilidad para el Ga_2O_3 en general.

El cuadro insertado en la parte superior derecha de la Fig. 2.18 sirve para identificar los métodos de crecimiento utilizados para crecer las películas, y corresponden a lo siguiente: MBE (2). Son películas de Ga_2O_3 crecidas sobre sustrato de Ga_2O_3 (010) impurificada con Sn. MOVPE (3). Son películas de Ga_2O_3 sobre sustrato de Ga_2O_3 (100) impurificada con Sn. MOVPE (4). Son películas de Ga_2O_3 sobre sustrato de Ga_2O_3 (010) impurificada con Si. MOCVD (5) y (6) son películas de Ga_2O_3 crecidas a temperatura ambiente y en atmosferas de N_2O y O_2 respectivamente. LPCVD (7). Son películas crecidas sobre Ga_2O_3 sobre sustrato de zafiro.

Se puede observar que los valores a baja concentración de impurezas ($8x10^{15}$) llegan a tener valores hasta de 175 y va disminuyendo conforme aumenta la impurificación.

2.3.4 Mecanismos de dispersión eléctrica en películas semiconductoras

En los semiconductores actúan diversos mecanismos que limitan la movilidad o mecanismos de dispersión, pero es usual que algún mecanismo sea el dominante y determine el comportamiento de la movilidad en los semiconductores. Es importante mencionar que el o los mecanismos dominantes de un material cristalino, pueden no ser los mismos para el material amorfo, por lo que es necesario hacer los estudios correspondientes.

A continuación, se describen varios de los mecanismos de dispersión o procesos de dispersión microscópicos que determinan el valor de la movilidad de los portadores en los semiconductores.

Dispersión de Impurezas ionizadas

En teoría este problema es tratado como la dispersión Rutherford. Se asume un potencial de dispersión tipo Coulomb.

$$V(r) = -\frac{Ze}{4\pi\varepsilon_0\varepsilon_r}\frac{1}{r}\exp\left(-\frac{r}{l_D}\right) \tag{2.4}$$

Donde Z es el numero atómico, e la carga del electrón, ε_0 la permitividad del vacío, ε_r la permitividad relativa del material, r es el radio atómico y l_D es la longitud en que se manifiesta la dispersión. El problema se ha resuelto de forma clásica por Conwell y Weisskopf y con mecánica cuántica por Brooks y Herring. Una expresión que une ambos resultados es [10]:

$$\mu_{ion.imp} = \frac{2^{\frac{7}{2}}(4\pi\varepsilon_0\varepsilon_r)^2}{\pi^{\frac{3}{2}}Z^2e^3m^{*\frac{1}{2}}}\frac{(kT)^{\frac{3}{2}}}{N_{ion}}\frac{1}{(\ln(1+b)-1)/(1+1/b)} \tag{2.5}$$

Donde k es la constante de Boltzmann, T la temperatura en grados kelvin, m^* la masa efectiva del electrón, N_{ion} la cantidad de átomos ionizados, y $b = 4(k/l_D)^2 = 8m^* E(l_D/ h^*)^2$. En el modelo Thomas – Fermi de apantallamiento, I_D es dado por:

$$l_D^2 = 4\pi \frac{e^2}{\varepsilon_0 \varepsilon_r} N(E_F) = \left(\frac{3}{\pi}\right)^{\frac{1}{3}} \frac{4m^* e^2}{\varepsilon_0 \varepsilon_r} \; n^{\frac{1}{3}}$$

(2.6)

La ecuación 2.5 es válida solamente para b >> 1, correspondiente a bajas densidades de portadores. Para altas densidad de portadores (b << 1) la movilidad se puede aproximar a:

$$\mu_{ion.imp.} = \frac{4e}{3^{\frac{1}{3}} \pi^{\frac{2}{3}} h} n^{-\frac{2}{3}}$$

(2.7)

Donde n es la concentración de electrones, y h es la constante de Planck.

Dispersión por potencial de deformación

La movilidad debido al potencial de deformación acústica es [10]:

$$\mu_{ac.def.} = \frac{2(2\pi)^{\frac{1}{2}} e\hbar^4 c_1}{3m^{*\frac{5}{2}} E_{ac.def}^2} \; (kT)^{-\frac{3}{2}}$$

(2.8)

donde $\hbar = \frac{h}{2\pi}$, c1= pc_s^{LA}, p siendo la densidad del material, $E_{ac.def}$ el potencial de deformación y c_s la velocidad del sonido.

La dispersión por potencial de deformación pasa a ser el mecanismo dominante a altas temperaturas en varios semiconductores. En semiconductores no polares (Ge, Si) usualmente es el mecanismo dominante a temperatura ambiente.

Dispersión por potencial piezoeléctrico

Los cristales piezoeléctricos son aquellos que manifiestan polarización eléctrica al recibir un impacto físico o presión continua. En cristales iónicos (II-IV) la dispersión piezoeléctrica puede ser mayor que por potencial de deformación. La movilidad debido al potencial piezoeléctrico es [10]:

$$\mu_{pz.el.} = \frac{16(2\pi)^{\frac{1}{2}}}{3} \frac{\hbar\varepsilon_0\varepsilon_r}{m^{*\frac{3}{2}}eK^2} (kT)^{-\frac{1}{2}}$$

(2.9)

Donde

$$K = \frac{\frac{e_p^2}{c1}}{\varepsilon_0\varepsilon_r + \frac{e_p^2}{c1}}$$

(2.10)

Con e_p siendo el coeficiente piezoeléctrico y para este modelo c1 es la constante elástica para las ondas longitudinales.

Dispersión óptica polar.

Si la temperatura es baja comparada con la temperatura de Debye, $T << \Theta_D$

La movilidad será dada por

$$\mu_{pol.opt.} = \frac{e}{2m^*\alpha\omega_0} \exp(\frac{\Theta_D}{T})$$

(2.11)

Donde

$$\alpha = \frac{1}{137} \left(\frac{m^* c^2}{2k\Theta_D}\right)^{\frac{1}{2}} (\frac{1}{\varepsilon(\infty)} - \frac{1}{\varepsilon(0)})$$

(2.12)

Donde Θ_D es la temperatura de Debye, $\varepsilon(\infty)$ la constante dieléctrica a alta frecuencia, $\varepsilon(0)$ la constante dieléctrica estática, c es la velocidad de la luz en el vacío y ω_0 la frecuencia de resonancia del fonón.

Dispersión por dislocaciones

Las dislocaciones pueden contener centros de carga y por lo tanto actuar como centros de dispersión. La movilidad debido a la dispersión por dislocación en un semiconductor tipo n está dado por [10]:

$$\mu_{disl.} = \frac{30(2\pi)^{\frac{1}{2}}(\varepsilon_0\varepsilon_r)^2 d^2 (kT)^{\frac{3}{2}}}{N_{disl} e^3 f^2 L_D (m^*)^{\frac{1}{2}}} \; \alpha \frac{(n)^{\frac{1}{2}}}{N_{disl}} \; T$$

(2.13)

Donde d es la distancia promedio de centros aceptadores en la línea de dislocación, f la razón de ocupación, N_{dsil} la densidad de área de la dislocación y $L_D = (kT/(e^2n))^{1/2}$ la longitud de Debye de apantallamiento.

Para este modelo se observa una relación empírica:

$$\mu_{disl.} \; \alpha \; \frac{(n)^{\frac{1}{2}}}{N_{disl}}$$

(2.14)

Dispersión por fronteras de grano

Este mecanismo es un efecto importante en materiales policristalinas. Las fronteras de grano contienen trampas que se llenan dependiendo del dopado en el volumen del semiconductor. Habrá carga atrapada en las fronteras y en región de carga espacial [10].

$$\mu_{GB} = \frac{eL_G}{(8m^*\pi k)} T^{-\frac{1}{2}} \exp\left(-\frac{\Delta E_b}{kT}\right)$$

(2.15)

Donde L_G es el tamaño de grano y ΔE_b es la barrera de potencial electrónica causada por la zona de agotamiento parcial del grano.

Dispersión acústica de fonones

El movimiento coherente de los fonones acústicos suele dispersar a los portadores de carga compensando localmente las bandas [20]. La contribución a la movilidad por este mecanismo está dada por:

$$\mu_{AC}^{3D} = \frac{2e\hbar\rho v_s^2}{3\pi n_{3D} m^* a_C^2} \ln(1+\exp(E_F/kT)) \tag{2.16}$$

Donde ρ es la densidad del cristal, v_s es la velocidad del sonido, n_{3D} es la densidad de portadores con perfil tridimensional y a_C es el potencial de deformación para la banda de conducción.

Dispersión por la estructura física en las películas finas

Existen mecanismos de dispersión adicionales a los antes mencionados, como lo son, la dispersión por imperfecciones reticulares, dispersión debida al espesor de las películas (menores o igual a 100nm [43]), dispersión debida a la rugosidad de la superficie, mecanismos de dispersión relacionados con el espín, entre otros [20].

Los mecanismos vistos en esta sección son los más generales vistos en los semiconductores, todos influencian en cierta medida las propiedades de las películas, pero como ya se mencionó, es usual que exista un mecanismo dominante que prevalezca ante los otros y dicte el comportamiento del dispositivo.

2.3.4.1 Resumen de los mecanismos de dispersión.

Los mecanismos de dispersión de portadores previamente descritos se presentan en la tabla 2.3.

Tabla 2.3. Mecanismos de dispersión microscópicos básicos en películas semiconductoras.

Dispersión por impurezas ionizadas	$\mu_{ion.imp} = \frac{2^{\frac{7}{2}}(4\pi\varepsilon_0\varepsilon_r)^2}{\pi^{\frac{3}{2}}Z^2e^3m^{*\frac{1}{2}}}\frac{(kT)^{\frac{3}{2}}}{N_{ion}}\frac{1}{(\ln(1+b)-1)/(1+1/b)}$
Dispersión por potencial piezoeléctrico	$\mu_{pz.el.} = \frac{16(2\pi)^{\frac{1}{2}}}{3}\frac{\hbar\varepsilon_0\varepsilon_r}{m^{*\frac{3}{2}}eK^2}(kT)^{-\frac{1}{2}}$
Dispersión óptica polar	$\mu_{pol.opt.} = \frac{e}{2m^*\alpha\omega_0}\exp(\frac{\Theta_D}{T})$
Dispersión por dislocaciones	$\mu_{disl.} = \frac{30(2\pi)^{\frac{1}{2}}\varepsilon^2d^2(kT)^{\frac{3}{2}}}{N_{disl}e^3f^2L_D(m^*)^{\frac{1}{2}}}\ \alpha\frac{(n)^{\frac{1}{2}}}{N_{disl}}\ T$
Dispersión por fronteras de grano	$\mu_{GB} = \frac{eL_G}{(8m^*\pi k)}T^{-\frac{1}{2}}\exp\left(-\frac{\Delta E_b}{kT}\right)$

Además de los mecanismos indicados en la Tabla 2.3, para los óxidos semiconductores amorfos deben incluirse las contribuciones asociadas directamente a estas películas como son: i) tamaño y densidad de inclusiones nanocristalinas; ii) distribución espacial y clusterización por los cationes; iii) defectos puntuales locales; iv) vibraciones térmicas; y v) efectos piezoeléctricos asociados con las tensiones internas de la red. La regla de Matthiessen (ecuación 2.17) considera estos efectos de la siguiente forma:

$$\frac{1}{\mu} = \frac{m^*}{e}\left(\frac{1}{\tau_{cristalinidad}} + \frac{1}{\tau_{composición}} + \frac{1}{\tau_{defectos}} + \frac{1}{\tau_{vibraciones}} + \frac{1}{\tau_{tensión}}\right) \quad (2.17)$$

La consideración de estos mecanismos adicionales conduce a que las movilidades en óxidos semiconductores amorfos deben ser menores que las correspondientes a películas nano-cristalinas.

2.3.4.2 Simulación de movilidad para las películas de Ga_2O_3.

Usando el software "Mathcad 15 (Parametric Technology Corporation,PTC)" se realizó la simulación de movilidad de los mecanismos de transporte usando las ecuaciones de la tabla 2.3 dando como resultado a las figuras 2.19 – 2.25.

Proceso de dispersión óptica polar (u_{ion})

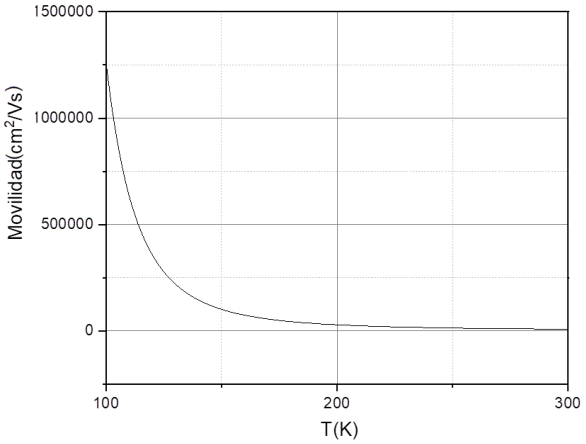


Figura 2.19. Movilidad por dispersión óptica polar.

Proceso de dispersión debido a dislocaciones (u_{disl})

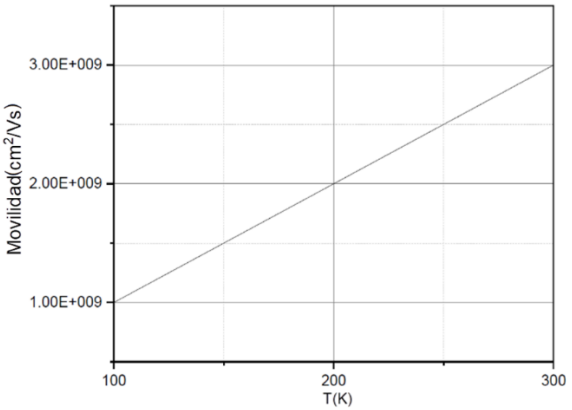


Figura 2.20. Movilidad por dislocaciones.

Los valores de las constantes usadas en este modelo como distancia entre dislocaciones ($1x10^{-7}$ cm), su probabilidad de ocupación (0.1), y su densidad ($1x10^{2}$ $1/cm^{2}$), fueron propuestas arbitrariamente.

Dispersión debido a fronteras de grano (u_{GB})

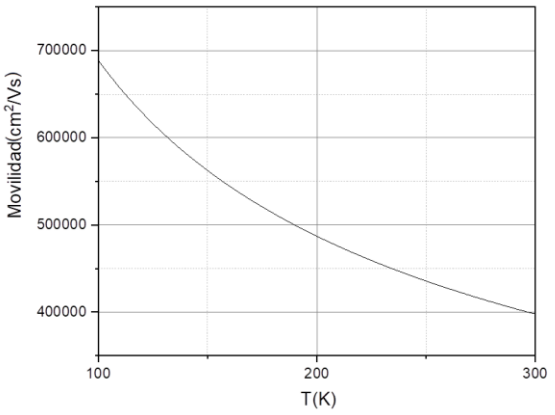


Figura 2.21. Movilidad por fronteras de grano.

Proceso de dispersión por potencial piezoeléctrico (u_{pzel})

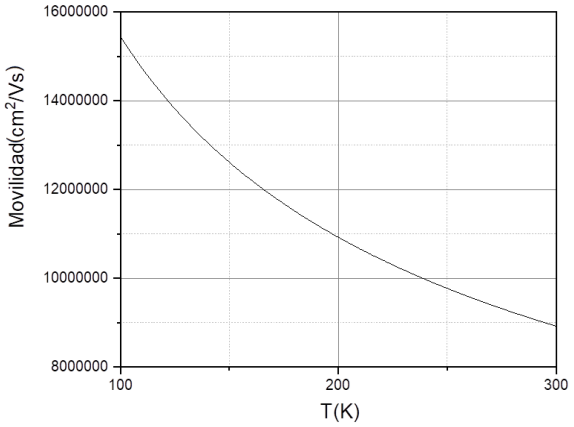


Figura 2.22. Movilidad por potencial piezoeléctrico.

Este modelo requirió la densidad del cristal ($5.95x10^{3}$ kg/m^{3}) y la velocidad del sonido en el cristal ($6x10^{3}$ m/s) [12].

Proceso de dispersión por impurezas ionizadas al variar la temperatura (u_{ion}).

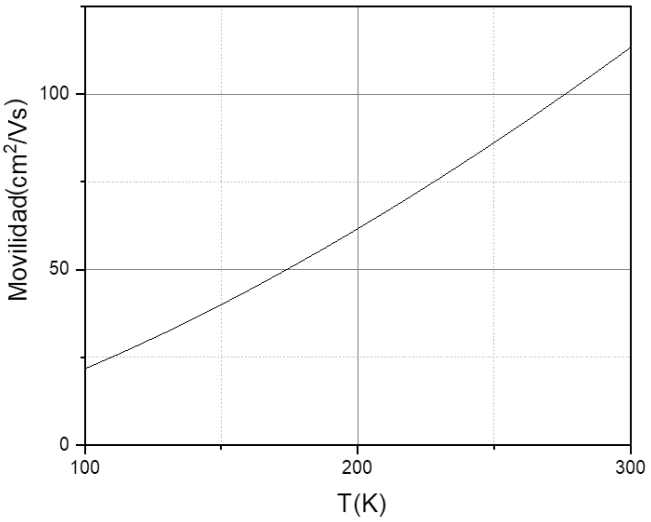


Figura 2.23. Movilidad por impurezas ionizadas en función de la temperatura.

La figura 2.24 muestra todas las movilidades en función de la temperatura, junto con la sumatoria de todas éstas (uTot) usando la ecuación 2.17.

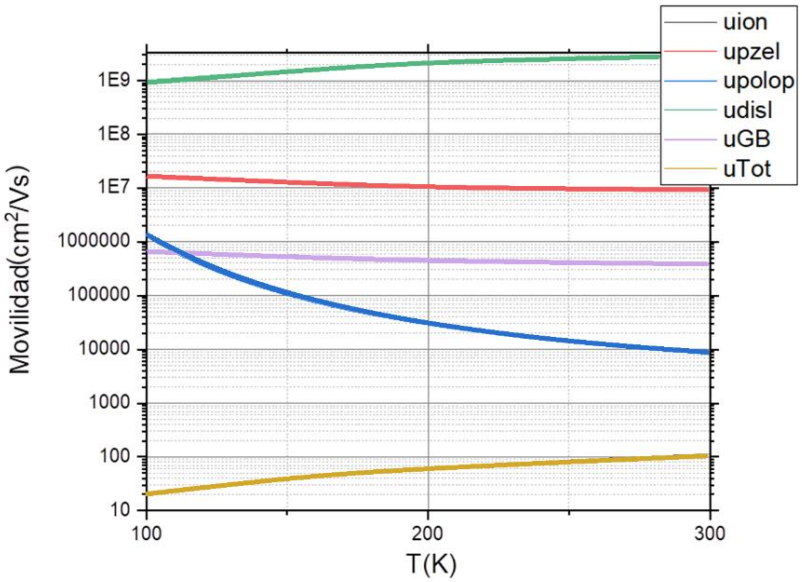


Figura 2.24. Sumatoria de las movilidades.

La curva de la movilidad total seguirá a la de impurezas ionizadas, éstas siendo las que dan el menor valor en todo el rango de temperatura haciendo a este mecanismo el dominante en los semiconductores de Ga_2O_3.

Siendo las impurezas ionizadas el mecanismo dominante, también se simuló su comportamiento debido a la concentracion de portadores (figura 2.25). Se puede notar un compotamiento decreciente y llega a tomar valores cercanos al cero a concentraciones altas.

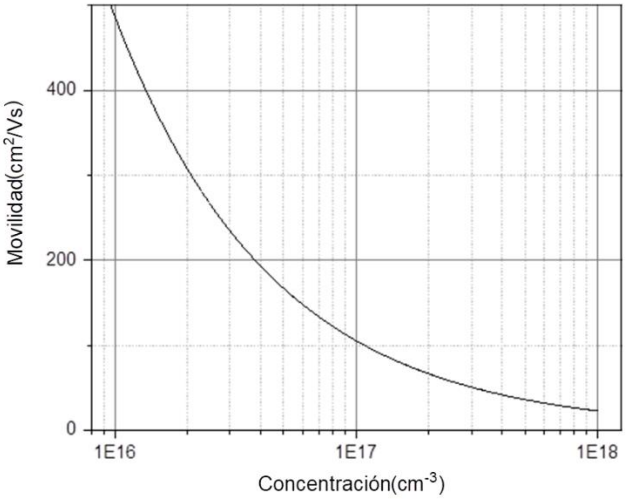


Figura 2.25. Movilidad por impurezas ionizadas en función de la concentración de portadores.

2.4 Películas de Ga_2O_3-a sin impurificar e impurificadadas con Ti

Con la información presentada, se desarrolló el estudio de crecimiento y caracterización de las películas de Ga_2O_3-a por sputtering sin impurificar e impurificadas con Ti. De acuerdo con un estudio previo [5] realizado en películas Ga_2O_3-a impurificadas con cobre, se estableció la metodología para la realización de estas películas.

El óxido de galio presenta conductividad tipo-n con baja concentración de electrones, debido a que las vacancias de oxígeno son el defecto estructural dominante en este material, sin embargo, para obtener mayor concentración de portadores, se requiere impurificarlo con iones metálicos apropiados para diferentes aplicaciones en dispositivos semiconductores.

Los impurificantes más usados para las películas de Ga_2O_3 producidas con los métodos convencionales son Si, Nb, Cu, In, Mn, Eu y Sn [21], de acuerdo con la literatura existente.

En algunos reportes se encuentra que el Ti es una impureza que puede usarse para producir contactos óhmicos en Ga_2O_3, lo cual sugiere que el Ti tiene alta solubilidad sólida y puede usarse también como dopante. Bajo la hipótesis anterior, en este trabajo se realizó un estudio experimental para determinar la posibilidad de controlar las propiedades eléctricas del óxido de galio amorfo con titanio. En la literatura relacionada también se ha reportado que la introducción de dopantes metálicos en materiales amorfos mejora sus propiedades fisicoquímicas y pueden inducir su cristalización. Los iones de Ti pueden entrar en la matriz de las películas de Ga_2O_3 y en las fronteras de grano mejorando la calidad de las películas. Éstas son algunas de las razones que justifican el uso de titanio como impurificante en las películas de óxido de galio amorfo.

2.5 Contactos óhmicos en Ga_2O_3

Un contacto óhmico se define como un contacto metal-semiconductor que tiene una resistencia de unión relativamente baja comparada con resistencia total del dispositivo semiconductor. El contacto óhmico no debe perturbar significativamente el rendimiento del dispositivo y puede suministrar la corriente requerida con una caída de voltaje que es suficientemente pequeña en comparación con la caída en la región activa del dispositivo. Por lo tanto, para cada dispositivo semiconductor hay al menos dos contactos semiconductores de metal para formar conexiones. Cabe recalcar que un buen contacto óhmico es imprescindible para todos los dispositivos semiconductores.

A mediados de 1971, que es cuando el Ga_2O_3 se empezó a usar como semiconductor, los contactos usados fueron de oro (Au) o Indio (In)[33].

Se ha utilizado Ti/Au como contacto óhmico efectivo en Ga_2O_3-β. También se ha usado esta aleación como contactos óhmicos en Ga_2O_3-a. Ya-Wei Huan[34] realizó una caracterización I-V (Figura 2.26) para conocer a qué temperatura de tratamiento se obtiene el mejor resultado para los contactos óhmicos de Ti/Au.

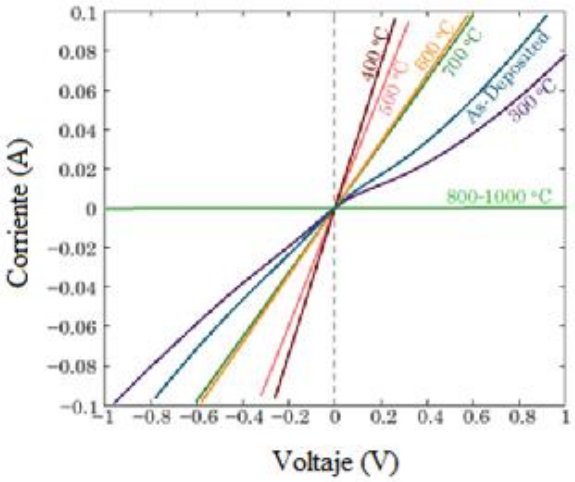


Figura 2.26. Curvas I-V para contactos Ti/Au en Ga_2O_3-*a*: Sn con diferentes tratamientos térmicos[34].

Parte 2 Desarrollo de heterouniones con Ga_2O_3-a

2.6 Heterouniones

Las heterouniones en general se realizan utilizando dos semiconductores diferentes. A continuación, se describen algunos de los elementos esenciales de las heterouniones, necesarios para abordar los aspectos sobre los que se enfocó esta investigación.

2.6.1 Formación de las heterouniones

Cuando un semiconductor entra en contacto con otro semiconductor manteniendo cada uno sus propiedades fisicoquímicas, es posible observar la formación de una región interfacial que se puede aprovechar para diferentes aplicaciones. De acuerdo con las características de la barrera de potencial que se forma, esta puede utilizarse para controlar la conducción de corriente a través de ella, y otras características como es la capacitancia asociada. En las

figuras 2.27 y 2.28, se muestran los esquemas de las bandas de energía para una heterounión.

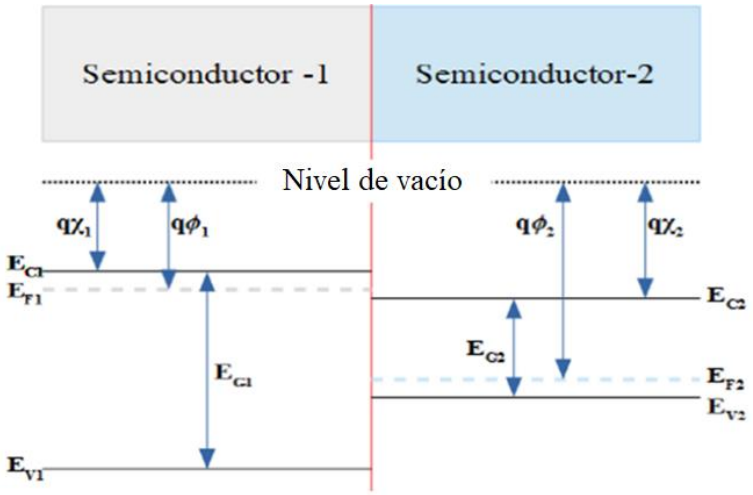


Figura 2.27. Diagrama de bandas de energía para 2 semiconductores antes de contacto.

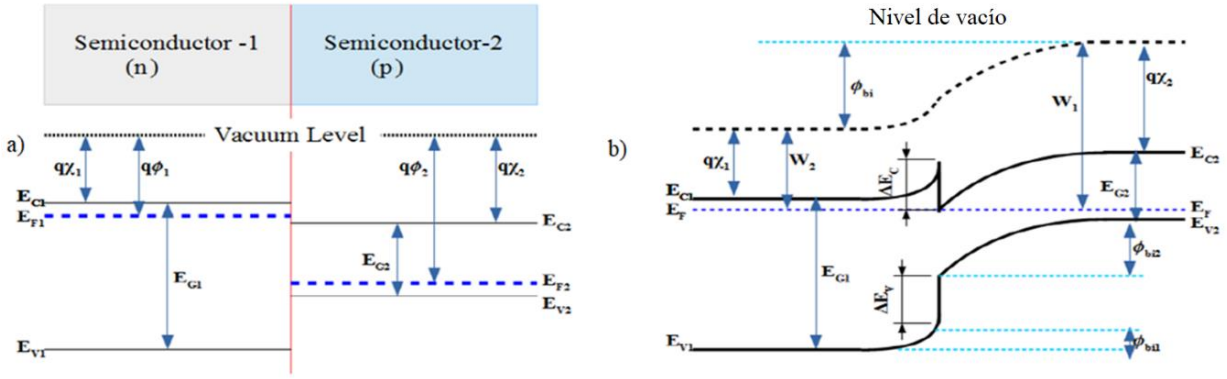


Figura 2.28. Diagrama de bandas de energía para una heterounión (n)/(p), a) antes de entrar en contacto, b) en contacto.

En cada uno de los esquemas de las figuras 2.27 y 2.28 se indican las cantidades físicas relacionadas con las heterouniones. En estas se presentan los efectos debidos a las diferencias en las propiedades fisicoquímicas de los materiales semiconductores que conforman la heterounión.

2.6.2 Transporte de carga en las heterouniones

Dependiendo de la estructura del dispositivo, la temperatura y la polarización, el transporte de portadores de carga en dispositivos semiconductores se puede producir por varios mecanismos. En las heterouniones p-n, las discontinuidades de las bandas de conducción y de valencia son parte de las barreras y determinan los mecanismos de transporte involucrados. Los defectos en la red cristalina dentro de la banda prohibida de uno o de ambos materiales que forman la heterounión, dan lugar a niveles de defecto o trampas, los cuales pueden dar lugar a conducción *hopping* en el nivel de fermi y procesos de tunelamiento, ya sea de banda a banda o entre niveles dentro de las bandas prohibidas. En las heterouniones con materiales amorfos, es necesario considerar los efectos debido a la densidad significativa de estados electrónicos en el material.

En este trabajo, nuestro interés se enfocará al estudio y desarrollo de heterouniones Ga_2O_3-a sobre sustratos cristalinos de GaAs. Considerando que las películas de Ga_2O_3-a son altamente resistivas o bien, se pueden obtener de conductividad tipo n, se realizarán heterouniones sobre GaAs tipo p. En la figura 2.29 se muestra un diagrama de bandas de energía propuesto para una heterounión anisotipo de GaAs(p) / Ga_2O_3-a(n). Se representan algunas características del Ga_2O_3-a y se ilustran los mecanismos de transporte esperados [22], a) emisión termoiónica, b) efecto Túnel en estados de la interfaz y c) transporte por *hopping*.

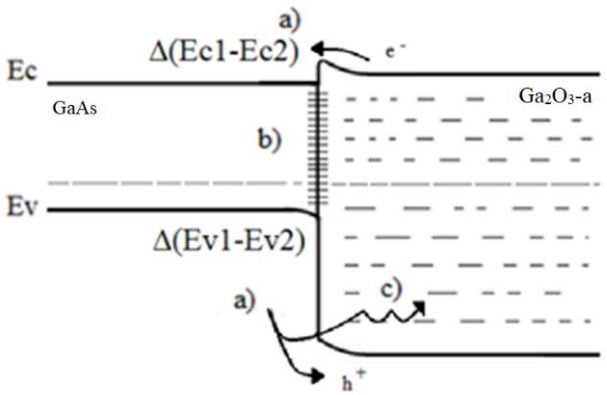


Figura 2.29. Diagrama de bandas de energía con posibles procesos de transporte para GaAs/ Ga_2O_3-a. a) Emisión y recombinación de portadores a través de las barreras debido a

las discontinuidades y picos de banda, b) efecto Túnel en estados de la interfaz, c) efecto túnel - *hopping* de huecos hacia Ga_2O_3-a.

2.6.2.1 Mecanismos de transporte en las heterouniones

Debido a que la heterounión está constituida por Ga_2O_3 amorfo y GaAs cristalino, es de esperar que, además de la corriente de emisión termoiónica propia de las heterouniones, existan otros mecanismos de transporte debido a la presencia de defectos estructurales en la unión entre el Ga_2O_3 y el GaAs. Otros posibles mecanismos de transporte se deben al gran ancho de banda del óxido de galio, que por este hecho adquiere características aislantes. Otros posibles mecanismos de transporte son; las corrientes de recombinación debidas a los defectos interfaciales, a los defectos estructurales y los efectos debido al campo eléctrico intenso que existe en la interfaz de la heterounión [23 24]. A continuación, se describen brevemente los mecanismos de transporte asociados a las características antes mencionadas.

a) Emisión termoiónica

La figura 2.30 ilustra el mecanismo de emisión termoiónica en una barrera de potencial rectangular conformada por tres regiones. Para describir el mecanismo solo se representa el perfil de la banda de conducción. La emisión termoiónica se refiere a la corriente de portadores mayoritarios incidiendo sobre la barrera y se indican aquellos que tienen las características para sobrepasarla, considerando su distribución en energía. Para que la emisión termoiónica sea el mecanismo dominante, el proceso de arrastre-difusión dentro de la barrera tiene que ser insignificante y de la misma forma, el ancho de la barrera tiene que ser más angosta que el camino libre medio de los portadores [23].

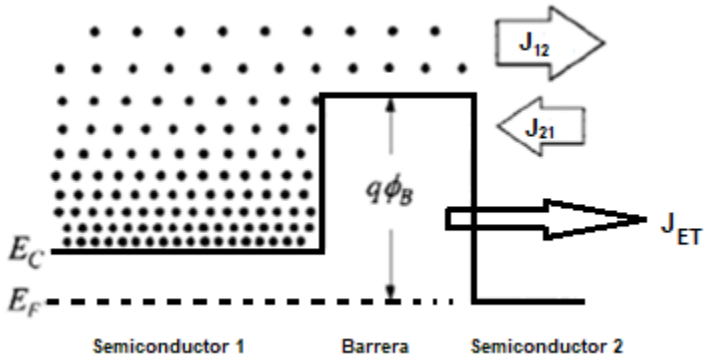


Figura 2.30. Esquema para la emision termoiónica semiconductor-semiconductor.

En el caso de la heterounión de (p) GaAs / (n) Ga_2O_3-a, la discontinuidad que se forma en la banda de conducción sugiere que el mecanismo de transporte dominante es la corriente de emisión termoiónica. El flujo de electrones que se produce puede expresarse por las ecuaciones 2.18 y 2.19, que toman en cuenta la barrera de la heterounión (figura 2.30); de tal forma que se considera al GaAs como material 1 y al Ga_2O_3 como material 2.

$$J_{12} = N_{C1} T_{12} \left(\frac{kT}{2\pi m_1^*}\right)^{1/2} \exp\left(-\frac{q\Phi_{B0}}{kT}\right) \exp\left(\frac{qV_1}{kT}\right) \tag{2.18}$$

$$J_{21} = N_{C2} T_{21} \left(\frac{kT}{2\pi m_2^*}\right)^{1/2} \exp\left(-\frac{q\Phi_{B0}}{kT}\right) \exp\left(\frac{qV_2}{kT}\right) \tag{2.19}$$

Donde J_{12} y J_{21} son las densidades de corriente que van del material 1(GaAs) al material 2(Ga_2O_3) y viceversa, N_{C1} y N_{C2} son las densidades de estados disponibles en los materiales 1 y 2 respectivamente, k es la constante de Boltzmann, T la temperatura en Kelvins, m_x^* la masa efectiva de los electrones para el material respectivo, Φ_{B0} la altura media de la barrera de la heterounión en equilibrio, q la carga del electrón y V el voltaje de polarización. V_1 y V_2 son las caídas de potencial en el material 1 y en el material 2 respectivamente. Los parámetros T_{12} y T_{21} representan las probabilidades de transporte por emisión termoiónica, en cierto sentido como las probabilidades de transporte por efecto túnel. Se utilizan estos parámetros para considerar que la película de óxido de galio es amorfa.

De tal forma que J_{12} representa el flujo de corriente del material de ancho de banda menor hacia el material de ancho de banda mayor y J_{21} representa el flujo de corriente del material de ancho de banda mayor hacia el material de ancho de banda menor. Entonces, la expresión para la corriente total (J) en condiciones de equilibrio térmico, para el caso de la heterounión, se puede expresar como la diferencia de J_{12} y J_{21}.

$$J = q\exp\left(-\frac{q\Phi_{B0}}{kT}\right)[T_{12}N_{C1}\left(\frac{kT}{2\pi m_1^*}\right)^{\frac{1}{2}}\exp\left(\frac{qV_1}{kT}\right) - T_{21}N_{C2}\left(\frac{kT}{2\pi m_2^*}\right)^{\frac{1}{2}}\exp\left(\frac{qV_2}{kT}\right)\ ]$$

(2.20)

En equilibrio térmico, las componentes de corriente J_{12} y J_{21}, deberán de ser iguales, lo cual implica que J=0, por lo tanto:

$$\frac{T_{12}N_{C1}}{(m_1^*)^{\frac{1}{2}}} = \frac{T_{21}N_{C2}}{(m_2^*)^{\frac{1}{2}}}$$

(2.21)

En condiciones de polarización, se genera un desequilibrio entre las componentes J_{12} y J_{21} debido al voltaje aplicado (V) en los extremos de la heterounión. En estas condiciones, la ecuación 2.22 representa la corriente de emisión termoiónica (J_{ET}) [25, 26]

$$J_{ET} = J_s\exp(-\frac{q\Phi_0}{kT})[\exp(\frac{qV}{kT})-1]$$

(2.22)

Siendo J_s la corriente de saturación equivalente, Φ_0 representa la discontinuidad en las bandas en equilibrio, V el voltaje de polarización aplicado y k la constante de Boltzmann.

De acuerdo con la figura 2.31, en condiciones de polarización directa la barrera que controla el flujo de electrones desde el Ga_2O_3 hacia el GaAs es la que se produce por el doblamiento de la banda de conducción del lado del Ga_2O_3. Cuando la heterounión se polariza en inversa, la barrera que controla la corriente correspondiente es considerablemente mayor, de tal manera que la corriente en polarización inversa para una heterounión ideal debe ser mínima.

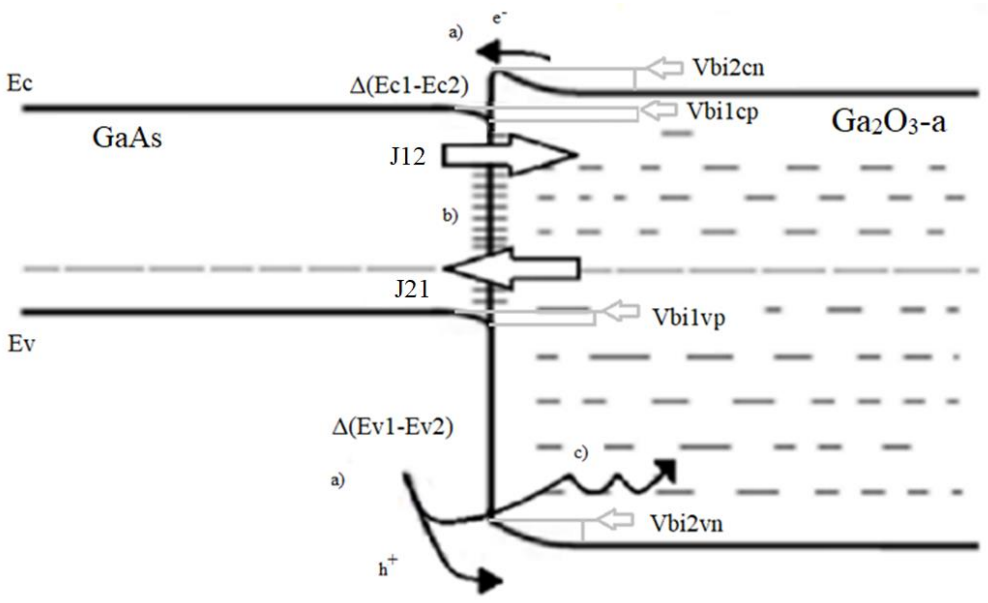


Figura 2.31. Diagrama de bandas de la heterounión en equilibrio térmico.

En la figura 2.31 se ilustran las discontinuidades que se producen entre las bandas de conducción y de valencia, Δ(Ec1-Ec2), Δ(Ev1-Ev2), respectivamente. También se ilustran los doblamientos en las bandas por efecto del grado de impurificación en cada semiconductor, que producen las barreras señaladas como Vbi1cp, Vbi1vp, Vbi2cn y Vbi2vn.

b) Otros mecanismos de transporte en la heterounión GaAs/Ga_2O_3-a

Corriente túnel.

En mecánica clásica, los portadores son completamente confinados en pozos de potencial. Solamente los portadores con energía suficiente pueden escapar, como en el caso de la emisión termoiónica. En mecánica cuántica un electrón puede ser representado por una onda. La función de onda no termina abruptamente en un pozo de potencial y puede penetrar a través de la barrera. Este mecanismo se puede modelar con la ecuación 2.23 [23].

$$J_{tunel} = \frac{q^3V^2}{8\pi hq\Phi_B}\exp[-\frac{8\pi\left(2qm_T^*\right)^{\frac{1}{2}}}{3hV}\ \Phi_B^{\frac{3}{2}}\quad] \tag{2.23}$$

En donde m_T^* la masa efectiva para efecto túnel.

Corriente Poole-Frenkel

Este mecanismo de transporte toma en cuenta las emisiones de electrones que se encuentran en niveles trampa, hacia la banda de conducción. Esté se modela con la ecuación 2.24 [23].

$$J_{PF}=V\exp\left[\frac{q\left(2\left(\frac{qV}{4\pi\varepsilon d}\right)^{\frac{1}{2}}-\Phi_B\right)}{kT}\right]$$

(2.24)

Corriente limitada por zonas de carga espacial

El mecanismo de transporte limitado por zonas de carga espacial o SCL (por sus siglas en ingles Space-Charge-Limited), equivale al comportamiento presentado por electrones en un diodo de vacío, la diferencia es que en este caso se tiene un sólido de gran Eg prácticamente libre de portadores, y, en consecuencia, de características aislantes. Este mecanismo se desarrolla en condiciones de campo eléctrico intenso, en las regiones próximas al plano de la heterounión. Usualmente se modela con las ecuaciones 2.25-2.27.

$$J_{Ohm}=\frac{qn_0u(V)}{d}$$

(2.25)

$$J_{TFL}=\frac{9u\varepsilon\Theta V(V)^2}{8d^3}$$

(2.26)

$$J_{Child}=\frac{9u\varepsilon(V)^2}{8d^3}$$

(2.27)

Donde n_0 es la concentración de portadores libres en equilibrio térmico, d es el espesor de la película aislante y Θ es la razón de la densidad de portadores libres con el total de densidad de portadores (libres y atrapados). El mecanismo de SCL se puede visualizar en la figura 2.32.

Cada una de las ecuaciones describe el transporte en regiones con diferentes condiciones de campo eléctrico y la influencia que este tiene sobre la cinética de transporte y atrapamiento de la carga. Puede notarse que la movilidad de portadores es el parámetro relevante.

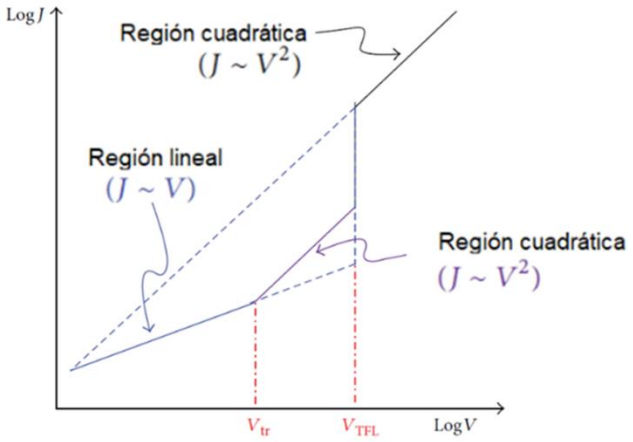


Figura 2.32. Curva I-V típica para la conducción de corriente por el mecanismo (SCL).

Los parámetros que pueden identificarse en la figura 2.32, son el voltaje de transición V_{tr}, que indica el inicio del transporte de los portadores inyectados al semiconductor de gran ancho de banda, y el voltaje limitado por llenado de trampas V_{TFL} (trap-filled limit), que es el voltaje que corresponde al voltaje de polarización donde se produce el llenado de trampas por los electrones inyectados. Estos parámetros se pueden obtener con las ecuaciones 2.28 y 2.29.

$$V_{tr} = \frac{8n_0 d^2}{9\theta} \tag{2.28}$$

$$V_{TFL} = \frac{qN_t d^2}{2\varepsilon} \tag{2.29}$$

2.6.3 Características eléctricas de las heterouniones

2.6.3.1 Características corriente-voltaje de las heterouniones

La medición de las características corriente-voltaje (I-V) en las heterouniones permiten analizar la funcionalidad de estas y determinar los mecanismos que limitan su funcionamiento con base en las expresiones antes señaladas. En base a las diferentes aproximaciones reportadas en la literatura, donde se analizan las características corriente-voltaje de las heterouniones, considerando la ecuación 2.30 como una ecuación general que contiene los parámetros relevantes asociados a una estructura completa de las heterouniónes.

$$J_{HET} = J_{sh}[\exp(\frac{qV}{\eta\, kT})-1] \qquad (2.30)$$

donde J_{HET} es la corriente que circula en la heterounión al aplicar un voltaje de polarización V; J_{sh} es la corriente de saturación asociada, y η es el factor de idealidad.

Las mediciones experimentales pueden analizarse en condiciones de polarización directa e inversa, o bien puede estudiarse las características I-V en polarización directa o en polarización inversa de manera separada.

Tomado en cuenta que el principal interés de este trabajo es el papel que desempeña la película de óxido de galio amorfo (Ga_2O_3-a), se decidió usar arseniuro de galio (GaAs) tipo p como substrato, para que la respuesta eléctrica esté directamente relacionada con la película de Ga_2O_3-a. Debido al gran ancho de banda del óxido de galio y su comportamiento como aislante, su influencia debe ser notable para campos eléctricos intensos.

2.6.3.2 Características de capacitancia – voltaje de las heterouniones.

La caracterización eléctrica por mediciones capacitancia- voltaje (C-V) de la heterounión son de gran utilidad y complementarias a las mediciones I-V. Las características C-V se basa en modular la región de carga espacial o zona de agotamiento que se comporta como un capacitor, al aplicar un voltaje de polarización inversa, en particular. La variación o modulación de la región de agotamiento permite obtener información de las características internas del semiconductor, tales como el perfil de impurificación y la densidad de defectos eléctricamente activos.

Un capacitor puede representarse por dos placas conductivas separadas por un dieléctrico de espesor D como mostrado en la figura 2.33.b). En el caso de la heterounión GaAs(p)/Ga_2O_3-a(n), y debido a las características de la película de Ga_2O_3-a en condiciones de equilibrio, se puede considerar que en esta se concentra la zona desértica, que actúa como dieléctrico y, debido a su grado de impurificación, el GaAs no influye de manera determinante en el valor que toma la capacitancia.

La capacitancia de la heterounión se puede expresar con la ecuación 2.31.

$$C = \frac{Q}{|\Delta V|} = \frac{\varepsilon_s A}{d} \qquad (2.31)$$

donde Q es la carga presente contenida en la heterounión, ε_s es la permitividad del semiconductor, A es el área transversal y d corresponde a la distancia entre las placas, o ancho de la zona desértica.

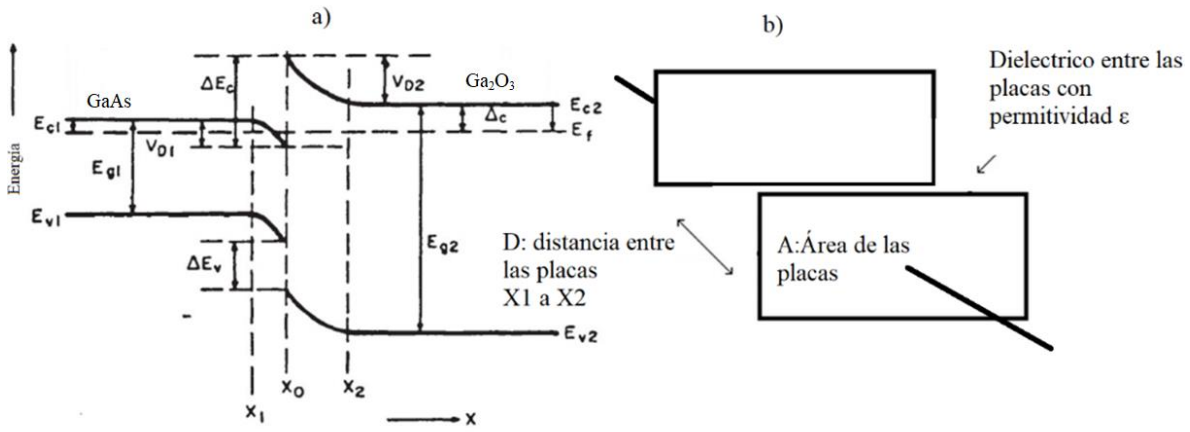


Figura 2.33. a) Diagrama de bandas de una heterounión GaAs tipo n-Ga_2O_3 tipo-n en equilibrio térmico [26], b) Esquema de un capacitor de placas paralelas.

En la Figura 2.33.a) se indican las diferentes regiones que constituyen la heterounión. La posición de las placas paralelas está señalada por las posiciones x_1 y x_2. x_0 corresponde al plano de contacto de la heterounión. La extensión de la región desértica es $W= x_2-x_1$.

La carga en la heterounión se expresa por la ecuación 2.32 [27].

$$Q(V) = \left[2q\frac{\varepsilon_1\varepsilon_2 N_a N_d(Vbi-V)}{(\varepsilon_1 N_a+\varepsilon_2 N_d)}\right]^{\frac{1}{2}}$$

(2.32)

Donde N_a y N_d son las impurezas aceptoras y donadoras, ε_1 y ε_2 son las permitividades de los semiconductores 1 y 2, V es el voltaje polarización, q es la carga del electrón y Vbi es el potencial inter-construido.

Sustituyendo la ecuación 2.32 en la ecuación 2.31 se obtiene la ecuación 2.33:

$$C = \left(\frac{qN_dN_a\varepsilon_1\varepsilon_2}{2(\varepsilon_1 N_a+\varepsilon_2 N_d)(Vbi-V)}\right)^{\frac{1}{2}}$$

(2.33)

Considerando que la concentración de aceptores es mucho mayor que la concentración de donadores (Na>Nd) se obtiene que la expresión para la capacitancia es:

$$C = \left(\frac{qN_d\varepsilon_2}{2(\text{Vbi-V})}\right)^{\frac{1}{2}}$$

(2.34)

2.7 Aplicaciones de los óxidos amorfos en heterouniones y nanoestructuras

Debido a la banda prohibida ancha, una de las aplicaciones más típicas de Ga_2O_3-a es como detector ultravioleta (UV). Estos fotodetectores de alto rendimiento se utilizan para la detección de incendios, comunicaciones submarinas, automatización, comunicaciones entre satélites y detección bioquímica [15,19,29]. El Ga_2O_3-a se ha empleado en múltiples dispositivos como fotoconductores, fotodetectores de metal semiconductor metálico (MSM), fotodiodos de avalancha y diodos Schottky (SBD). El primer diodo Schottky basado en Ga_2O_3-a mostró un voltaje de ruptura de más de 100V. Después de esto, Konisha [28] et al. informó que SBD logró un voltaje de ruptura superior a 1KV utilizando una capa gruesa de Ga_2O_3-a crecida por epitaxia en fase vapor. El primer transistor de efecto de campo semiconductor-metal (MESFET) que usa Ga_2O_3-a demostró tener corriente de drenaje (ID) de 15 mA. El Ga_2O_3-a exhibe una actividad foto-catalítica más fuerte en comparación con el TiO_2 y, por lo tanto, se considera como mejor material para la foto-electrólisis [15].

La posibilidad de crecer películas amorfas amplía el potencial tecnológico de los óxidos semiconductores metálicos. Estas películas se pueden crecer por magnetrón sputtering a temperatura ambiente, reduciendo el costo de producción de los dispositivos [29].

Zhibin Yang [29], reporta en su trabajo diversas aplicaciones de heteroestructuras 2D, dando como ejemplos, grafeno amorfo, disulfuro de molibdeno amorfo, nitruro de boro y fósforo amorfos, tal como se ilustra en la tabla 2.4.

Tabla 2.4. Resumen de Heteroestructuras 2D y aplicaciones [29].

Heteroestructuras 2D y aplicaciones			
Tipo	Estructura	Aplicación	Rendimiento
Semi-metal/semiconductor	Grafeno/MoS	Sensor biológico	Detección de DNA a concentraciones de 1 atto. mole
	Grafeno/WS	Celdas solares	Eficiencia de 3.3%
	Grafeno/WS/grafeno/h-BN	FETs verticales	Razón ON/OFF > 10^6
	Grafeno/ MoS	FETs verticales	Densidad de corriente a 5000 A cm^{-2}
	Grafeno/h-BN/MoS/grafeno	FETs	Movilidad de 33cm^2 /V*s. Razón On/Off > 10^6
	Grafeno/MoS/grafeno	Fotodetector	Eficiencia externa de 55% Eficiencia interna de 85%
	Grafeno/WS/grafeno	Fotodetector	Eficiencia cuántica externa de 30% Foto resistividad de 0.1 A/W
	Grafeno/MoS	Fotodetector	Ganancia de $5E^{10}$
Semi-metal/aislante	Grafeno/h-BN	FETs	Movilidad 60,000 cm^2 / Vs
	h-BN/Gra./h-Bn/Gra./h-BN	Vertical FET	B/G/B/G/B on/off razón de 50
	Grafeno/h-BN/grafeno	Potencia	Coeficiente

		termoeléctrica	Seebeck -99uV/K ZT=1.05x10^{-6}
Semiconductor-Semiconductor	WSe_2 / MoS_2	Celdas solares	Eficiencia de conversión de potencia 0.2%
	p-WSe_2 /n-WSe	CMOS	Ganancia de cambio lógico a 38
	p-MoS_2 /n-MoS_2	Celdas solares	Eficiencia de conversión de potencia 2.8%
	MoS_2/p-Si	Celdas solares	Eficiencia de conversión de potencia 5.23%
	WSe_2/MoS_2	Diodo p-n	Rectificación con factor de 12
	MoS_2/p-Si	Celda solar	Eficiencia de 4%
Semiconductor/ Aislante	MoS_2/ n-MoS_2	FETs	Movilidad > 45 cm^2/V s

Fabricación de heteroestructuras 2D

Los procesos de fabricación de heteroestructuras pueden clasificarse en dos categorías: uno es el método de apilamiento mecánico y el otro es el método de síntesis directa [30]. Las heteroestructuras crecidas por apilamiento manual usan métodos de exfoliación y transferencia de materiales estratificados. Los métodos mecánicos o de niveles 2D se pueden apilar manualmente para formar heteroestructuras 2D. Los niveles 2D pueden exfoliarse mecánica / químicamente a partir de materiales a granel o aislarse de las capas 2D sobre sustratos. El orden de apilamiento y la interfaz de la heterounión son fundamentales para sus propiedades eléctricas y ópticas. Estos métodos pueden combinarse

con el proceso de magnetrón sputtering para depositar Ga_2O_3 amorfo y aprovechar su transparencia en una amplia región desde el visible hasta el UV, ampliando el uso tecnológico de los materiales 2D como el grafeno.

2.8 Propuesta de la heterounión Ga_2O_3-a/GaAs (100) tipo p.

En este trabajo, considerando la información que se ha descrito anteriormente, se estudiará la heterounión formada por películas de Ga_2O_3-a crecidas por magnetrón sputtering sobre obleas cristalinas de GaAs tipo-p. La elaboración de esta heterounión se basa en los reportes realizados por varios autores [31, 32] quienes han reportado resultados que pueden ser útiles en aplicaciones tecnológicas importantes como dispositivos emisores de luz, transistores de efecto de campo, entre otros.

En la figura 2.34, se presenta el diagrama físico de la heterounión junto con el diagrama de bandas de energía para la estructura formada entre los dos materiales.

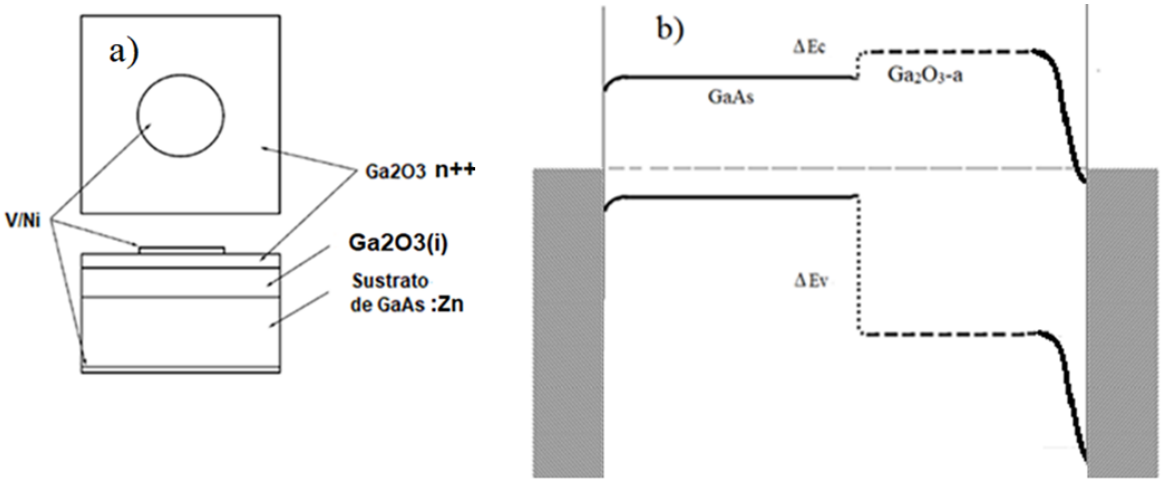


Figura 2.34. Esquema de los diagramas para la heterounión; a) esquema físico y b) diagrama de bandas de energía para la heterounion Ga_2O_3-a/GaAs(p+) incluyendo una región n+ en la película de Ga_2O_3-a.

Cabe señalar que se usaron líneas a trazos para el óxido de galio amorfo para indicar que es un material amorfo, y su ancho de banda no corresponde al del material cristalino.

2.9 Simulación en “COMSOL Multiphysics 5.6 (COMSOL Inc.)” para la corriente termoiónica y el diagrama de bandas para la heterounión GaAs-Ga_2O_3-a(i)

Usando el programa “COMSOL Multiphysics 5.6 (COMSOL Inc.)”, se obtuvo el diagrama de bandas de Ga_2O_3-a: Ti/GaAs y también su comportamiento I-V, mostrados en las figuras 2.35 y 2.36.

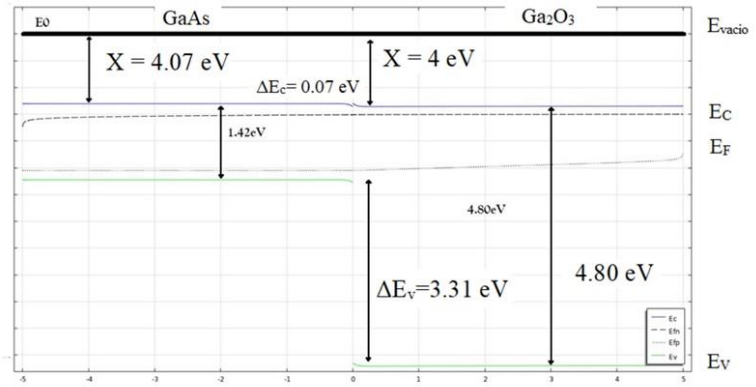


Figura 2.35. Diagrama de bandas simulado por COMSOL de la heterounión cristalina de GaAs: Ga_2O_3-a:Ti.

El programa de COMSOL permite la simulación del comportamiento I-V de la heterounión, sin embargo, solo trabaja con una cierta cantidad de mecanismos, éstos se pueden ver en la figura 2.36. En la simulación, se presenta un comportamiento ideal, esto resulta en gráficas muy “limpias” comparados con los resultados experimentales. El primer trazo que se puede ver en la figura 2.36 representa la pendiente para un coeficiente de idealidad 1, ésto para el mecanismo de emisión termoiónica. El segundo trazo representa la pendiente para un coeficiente de idealidad 2, el cual indica presencia del mecanismo de transporte de generación-recombinación.

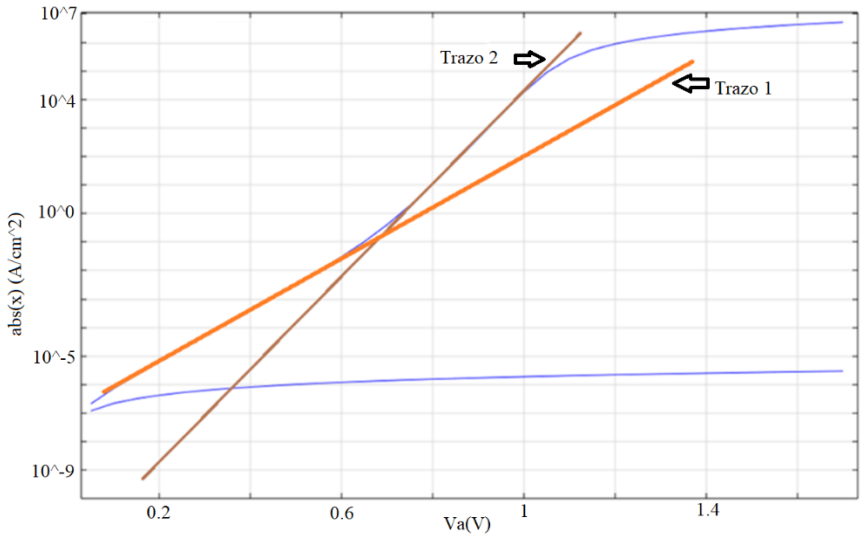


Figura 2.36. Simulación de la emisión termoiónica de la heterounión cristalina de GaAs: Ga_2O_3-a:Ti.

2.10 Resumen

El óxido de galio es un semiconductor con estructura de bandas directas de gran ancho de banda que tiene un campo eléctrico de ruptura de hasta 8MV/cm, tal que llama la atención del mercado de dispositivos de ultra alta potencia (>1 MW) tomando lugar como uno de los materiales más usados para este fin, tales como el SiC y GaN.

El óxido de galio también se considera un buen material en el campo de la detección UV debido a su ancho de banda prohibida. Debido a las vacancias de oxígeno que están presentes en la red cristalina, el óxido de galio puede ser usados en sensores de gas. El óxido de galio como material con una estructura de banda directas permite el desarrollo de dispositivos optoelectrónicos.

En este capítulo se describen algunas características de las películas de óxido de galio y el proceso de fabricación de las heterouniones con Ga_2O_3 y su potencial para apoyar el desarrollo de dispositivos electrónicos. Aunque es posible adquirir obleas de Ga_2O_3 en el mercado, el interés de este trabajo se centra en el desarrollo de heterouniones con películas

de óxido de galio amorfo (Ga_2O_3-a), por ser un material transparente debido a su gran ancho de banda. Un semiconductor que puede facilitar el estudio y desarrollo de heterouniones con Ga_2O_3-a es el GaAs debido a que ambos tienen al galio como catión común.

Con objeto de distinguir los mecanismos de dispersión de las películas de Ga_2O_3 se simularon los mecanismos de transporte utilizando las ecuaciones de dispersión que se reportan en la literatura. De acuerdo con los resultados de la simulación y su comparación con los resultados experimentales que se mostraran más adelante, se concluye que el mecanismo dominante es el de dispersión de portadores por impurezas ionizadas.

Concretamente, se propone desarrollar heterouniones de Ga_2O_3 amorfo sobre obleas cristalinas de GaAs tipo-p, para conseguir interfaces de buena calidad.

Capítulo 3 Técnicas experimentales

3.1. Crecimiento de películas de óxidos amorfas por magnetrón sputtering

Las películas delgadas de óxidos amorfos se han investigado intensamente para su uso en la fabricación de transistores de película delgada (TFT, de *Thin Film Transistors*). Los TFT se utilizan en varios tipos de pantallas y dispositivos de imágenes, incluidas las pantallas de cristal líquido (LCD, de *Liquid Crystal Dysplays*). En ambos casos las películas de óxidos se actúan también como conductores transparentes amorfos, y son atractivos porque la temperatura de procesamiento es baja y hace posible que puedan crecerse sobre sustratos plásticos. En la figura 3.1 se muestra un esquema del proceso de sputtering. En la configuración más simple el sistema consiste en una cámara de vacío, un blanco conectado a una fuente de voltaje, un substrato, una bomba de vacío y una entrada para el gas de proceso.

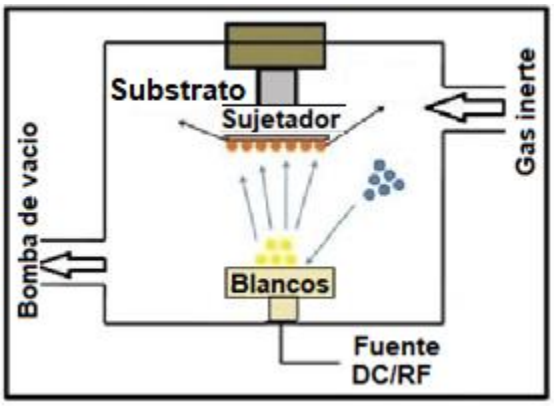


Figura 3.1. Esquema del método de sputtering.

Al aplicar un voltaje negativo al blanco, en este caso CD, se forma un campo eléctrico. Un gas de proceso, Argón (Ar) por ejemplo, se introduce a la cámara. Una cantidad pequeña de iones y electrones van a estar siempre presentes en la cámara y estos van a ser afectados por el campo eléctrico. Los electrones son repelidos por el blanco cargado negativamente, y si estos obtienen suficiente energía del campo eléctrico, causarán la ionización del gas. Los iones de Ar cargados positivamente serán atraídos hacia el blanco, donde chocan en su

superficie causando numerosas colisiones. Los átomos del blanco, principalmente neutros se extraen por transferencia de impulso, otras partículas, como los electrones secundarios, los iones reflejados, átomos neutros y los fotones, también se dispersan desde la superficie. Los átomos neutros del blanco viajaran hacia el sustrato, lo cual causa que los átomos se condensen en el sustrato y formen la película delgada [35]. Algunos de los átomos del blanco serán ionizados y viajarán a través del plasma, golpeando tanto las paredes de la cámara conectada a tierra como al sustrato. Los electrones secundarios se aceleran lejos de la superficie del blanco. Estos electrones ayudan a sostener la descarga mediante la ionización de los átomos del gas, que a su vez bombardean el blanco y liberan más electrones secundarios en un proceso de avalancha.

El método para depositar películas de diversos materiales por la técnica de sputtering es ampliamente utilizado tanto en la industria, como en los centros de investigación. En la literatura existe gran cantidad de reportes de diversa índole. Existen reportes de las características con las que resultan las películas crecidas por esta técnica; un trabajo clásico es el de J. A. Thornton [36], en el que se describen los diversos tipos de superficies con una variedad de microestructuras como se ilustra en la figura 3.2. En esta figura se observa la influencia de dos parámetros importantes, la temperatura del sustrato (T) normalizada a la temperatura de fusión del material (Tm) en la película, [T/Tm] y la presión de trabajo en mili torr [mTorr]. En la figura se ilustra con un recuadro de color rojo, que las películas que se crecen a temperaturas bajas (por ejemplo, a temperatura ambiente) son de carácter amorfo. Las características resultantes de las películas por esta técnica son sensibles a la presión de trabajo, y otros factores como las características del sustrato.

Con los avances tecnológicos que se tienen actualmente, con la técnica de magnetrón sputtering es posible obtener películas de alta calidad. La flexibilidad de la técnica se amplía con la posibilidad de incorporar varios magnetrones, con el propósito de controlar el grado de impurificación.

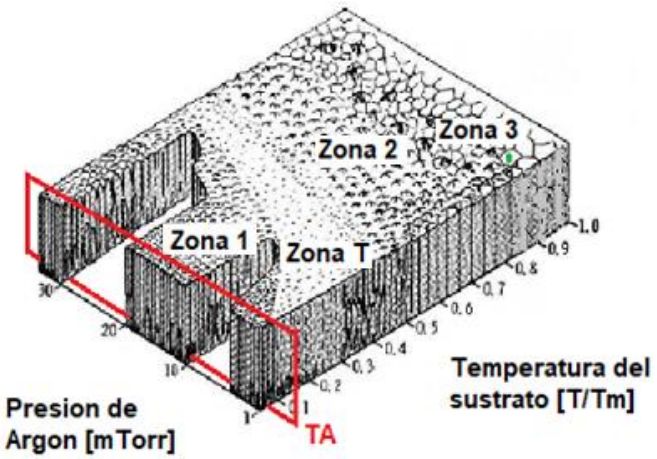


Figura 3.2. Representación general de la microestructura de las superficies que se obtienen en las películas de materiales depositadas por pulverización catódica con magnetrón, conocido como diagrama de zonas descrito por Thornton, J. A**.** [36]

3.2 Caracterización estructural

Análisis de la rugosidad y morfología superficial, defectos superficiales por AFM

La microscopía por fuerza atómica (AFM) se ha empleado en una variedad de campos de investigación que incluyen física, química, biología e ingeniería. Para medir la fuerza o energía potencial entre una pequeña punta y una muestra, se emplea una pequeña sonda. La sonda consta de un sensor de fuerza y un actuador de fuerza [40]. Al dirigir la sonda hacia la muestra, se puede medir su altura topográfica y la fuerza de interacción entre la punta unida a la sonda y la muestra se puede medir interactuando con ella, como se muestra en la figura 3.3. Existen varios métodos para detectar el movimiento de la sonda con precisión de escala nanométrica. Éstos incluyen medición de corriente de túnel, técnica de deflexión óptica, interferometría con fibra óptica y métodos piezorresistivos.

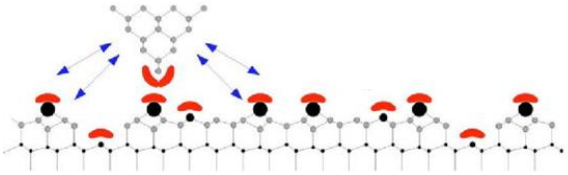


Figura 3.3. Esquema de una punta AFM cerca de la muestra.

Por Difracción de Rayos X

Los rayos X tienen energías de fotones en el rango de 100eV - 100KeV y longitudes de onda del orden de espaciado atómico para sólidos. Cuando un haz de rayos X incide sobre un material sólido, una parte de esté se dispersa en todas las direcciones por los electrones asociados con cada átomo que se encuentra en la trayectoria del haz. Una expresión que relaciona la longitud de onda de los rayos X y el espacio interatómico con el ángulo del haz difractado es la ley de Bragg[13].

$$2dsen(\theta) = \lambda n \tag{3.1}$$

En donde n es el orden de la reflexión y es un numero entero, λ es la longitud de onda de los rayos X, d es la distancia entre los planos de la red cristalina y θ es el ángulo entre los rayos incidentes y el plano de dispersión. En la figura 3.4 se puede observar un esquema de la ley de Bragg.

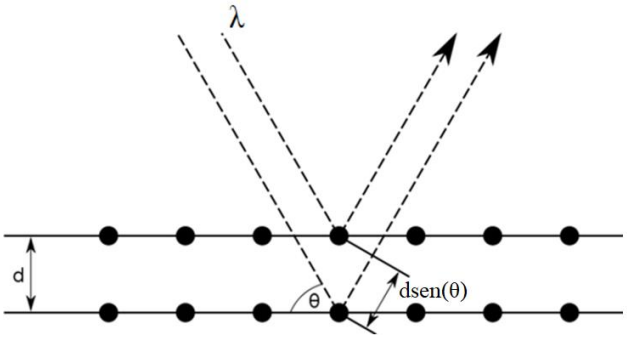


Figura 3.4. Esquema de la ley de Bragg.

Por espectrometría de iones secundarios

La espectrometría de iones secundarios (o por sus siglas en inglés, SIMS) es una técnica destructiva usada para el análisis de superficie [50]. SIMS se puede usar para medir todos los elementos e isotopos de la tabla periódica. Esta técnica es esencialmente una combinación de sputtering y espectrometría de masas aplicada usualmente a superficies solidas. El proceso de sputtering se realiza irradiando la superficie de una muestra con un haz de iones con energías en el rango de 250 eV a 30 keV. El ion primario genera una intensa y corta colisión contra la superficie, muchos de los átomos de la red cristalina son expulsados, estos son colectados y analizados por el analizador de masas. Un esquema de este proceso se puede apreciar en la figura 3.5.

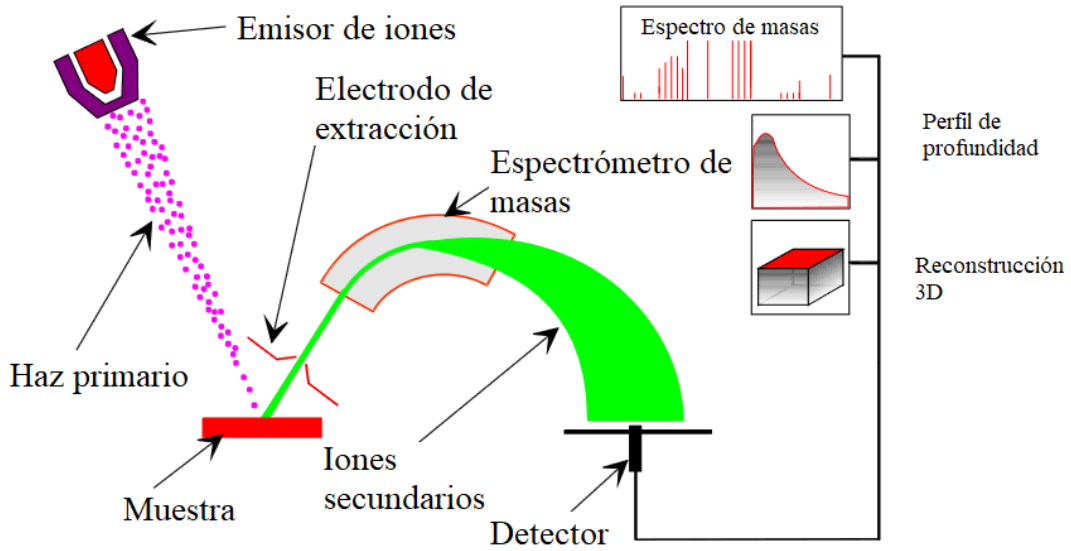


Figura 3.5. Esquema básico de un proceso de SIMS

3.3 Mediciones eléctricas

Las mediciones eléctricas son aquellas que miden las respuestas del material cuando se les aplica un campo eléctrico, con la finalidad de obtener parámetros como lo son la resistividad, concentración y la movilidad del material.

3.3.1 Método para caracterización eléctrica para las películas de Ga_2O_3-a y Ga_2O_3-a:Ti

La caracterización eléctrica de las películas se llevó a cabo por medio de la técnica de Hall-Van der Pauw. A continuación, se describen esta técnica y el fenómeno del cual se basa.

Efecto Hall

El Efecto Hall se presenta cuando un campo magnético, perpendicular a la dirección de movimiento de una partícula cargada, ejerce una fuerza en la partícula, perpendicular al campo eléctrico, a la dirección original de movimiento de la partícula y al campo magnético. Teniendo como base a la figura 3.5, se tiene una corriente I_x, cuando se aplica el campo magnético B_z, la fuerza resultante en los portadores hace que se muevan en la dirección ´y´; dando lugar a la formación de un voltaje denominado Voltaje Hall (V_H), medido en la dirección y. La magnitud del Voltaje de Hall depende de la corriente, de los campos eléctrico y magnético, del espesor y la concentración de portadores, como mostrado en la ecuación 3.2 y 3.3[13].

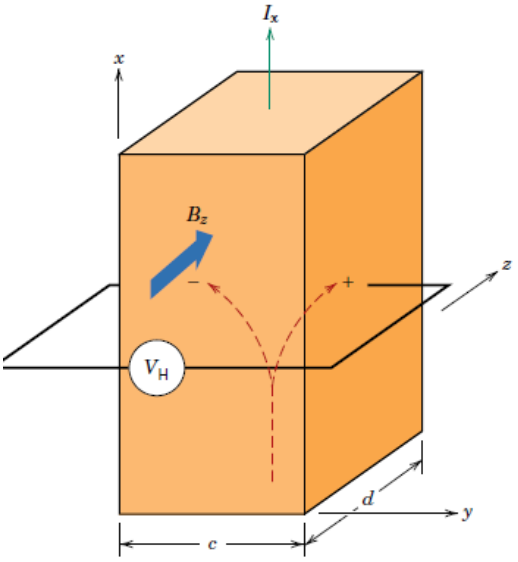


Figura 3.6. Esquema del Efecto Hall.

$$V_H = \frac{R_H I_x B_z}{d}$$

(3.2)

En esta expresión R_H se denomina Coeficiente de Hall, el cual es una constante del material. Éste se puede encontrar conociendo la cantidad de portadores mayoritarios usando la ecuación 3.3 para un material tipo n.

$$R_H = \frac{1}{n|e|}$$

(3.3)

Técnica de Hall-Van der Pauw.

Este método es una técnica comúnmente utilizada para medir resistividad y el Coeficiente Hall de una muestra. Este método emplea 4 puntos de contacto colocados alrededor del perímetro de una muestra, como lo indica la ASTM F76 − 08, esto permite evaluar la resistividad promedio de la muestra.

En el trabajo de Juárez-Amador [5] se reportan las características de películas de óxido de galio depositado por RF-sputtering usando el método de Hall-Van der Pauw. Los especímenes fueron estructuras de Ga_2O_3-a/Cu/Ga_2O_3-a, a las cuales se les aplicó un tratamiento térmico a diferentes temperaturas por 100 minutos.

3.3.2 Método para caracterización eléctrica para la heterounión

La caracterización eléctrica de las hetero-uniones se realizó principalmente por mediciones de densidad de corriente-voltaje (J-V) y capacitancia-voltaje (C-V). Para esto se utilizó el equipo automatizado Keithley 4200-SCS.

El esquema básico del arreglo utilizado se ilustra en la figura 3.6, realizado de acuerdo a la literatura proporcionada por el fabricante [42].

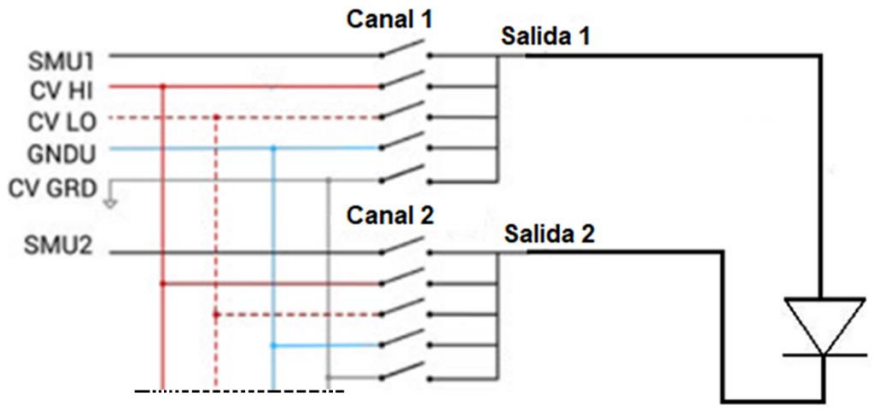


Figura 3.7. Esquema de medición I-V usando el sistema 4200-SCS

3.4 Resumen

Se uso la técnica de magnetrón-sputtering para el crecimiento de películas de Ga_2O_3 así como para las heterouniones.

Se determinó la estructura de las películas por mediciones de difracción de rayos-X.

Se hizo microscopía de fuerza atómica (AFM) para obtener la rugosidad de la superficie de las películas.

Se usó la técnica de caracterización Hall-Van der Pauw para obtener las propiedades eléctricas, resistividad, tipo y concentración de portadores y su movilidad, de las películas de Ga_2O_3-a. Estas técnicas basadas en el método estandarizado de la ASTM F76 – 08 (2016)

Con el equipo de Keithley 4200-SCS se hizo caracterización por I-V y C-V para la obtención de perfil de comportamiento de las heterouniones.

Capítulo 4 . Desarrollo experimental

En este capítulo se presenta el proceso de crecimiento de las películas de óxido de galio amorfo (Ga_2O_3-a), de óxido de galio amorfo impurificado con titanio (Ga_2O_3-a:Ti) y las heterouniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p).

4.1 Crecimiento de películas amorfas de óxido de galio por magnetrón sputtering.

En la figura 4.1 se presenta una fotografía del equipo utilizado (Intercovamex V1) y el esquema descriptivo del equipo.

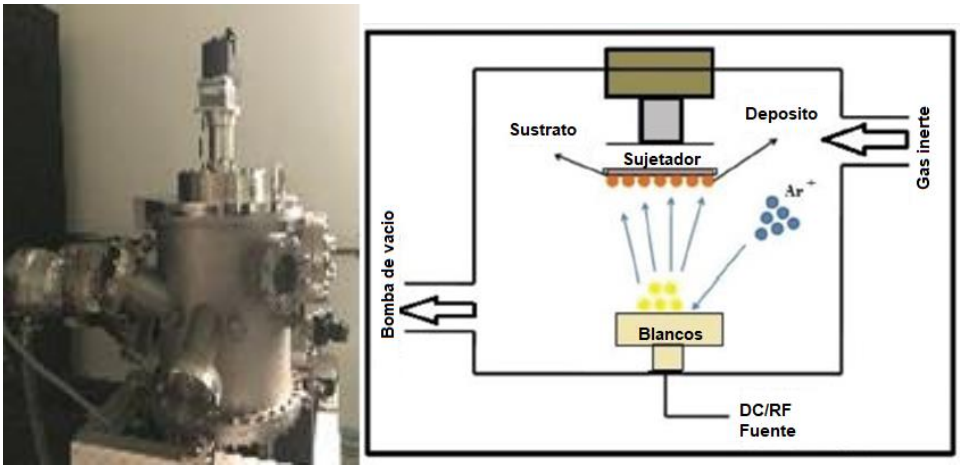


Figura 4.1. Fotografía del equipo de sputtering usado en este trabajo y disposición de los magnetrones en el interior del equipo.

El proceso de crecimiento de las películas de óxido de galio por magnetrón sputtering se desarrolla en tres etapas principales, que a continuación se describen brevemente.

Etapa I: Preparación del sistema del crecimiento.

I.1.- Revisión de las condiciones generales del equipo para asegurar que se tengan las condiciones necesarias para realizar los procesos de crecimiento: Campana de extracción

operando, gases para activar las válvulas (nitrógeno) y gases de proceso (argón de ultra alta pureza y nitrógeno cromatográfico), agua de recirculación, preparación de los blancos requeridos y disponibilidad de los sustratos.

I.2.- Revisar las condiciones de la cámara para deposito. Que esté en condiciones de vacío y que la válvula de presurización está cerrada.

I.3.- Abrir la cámara y colocar los blancos en los magnetrones correspondientes.

I.4.- Carga o colocación de los sustratos en el porta muestras que se usarán en los procesos. Previo a esta etapa se realiza la limpieza de los sustratos con los reactivos adecuados.

I.5.- Cerrar la cámara de crecimiento, y en seguida se establecen las condiciones de vacío propias del sistema de acuerdo con las especificaciones del fabricante.

Etapa II: Proceso de crecimiento

II.1.- Activar la bomba mecánica para generar vacío primario de 2×10^{-3} torr.

II.2.- Una vez alcanzado el vacío primario, se activa la bomba turbo molecular. El vacío de la cámara se mide con el cátodo frio. Una vez obtenido un vacío 5×10^{-3} torr, se establece la condición de “standby”, condición necesaria para introducir los gases de proceso en la cámara; en esta condición puede dejar en pausa al sistema para hacer las revisiones y confirmaciones necesarias; en esta condición de vacío debe apagarse el cátodo frio.

II.3.- La preparación del experimento requiere verificar el flujo necesario el argón, y preparar las fuentes de RF y/o CD para las condiciones de potencia requeridas (150W-30W).

II.4.- Se activan las fuentes de plasma y se verifica la presencia de este. Posteriormente se abren los obturadores de los magnetrones para empezar el crecimiento de la película deseada.

II.5.- Una vez que se alcanza el espesor deseado, se cierran los obturadores y se apagan las fuentes de potencia. Se desactiva el flujo de argón y se desactiva la bomba turbo-molecular para dejar operando al sistema con la bomba mecánica.

II.6.- Al momento en que la bomba turbomolecular se detiene totalmente, se procede a apagar la bomba mecánica y se concluye esta etapa del proceso.

Etapa III: Terminación del proceso y extracción de las muestras para su caracterización

III.1.- Se libera la válvula de alivio del equipo para que se presurice la cámara a la presión atmosférica.

III.2.- Se abre el equipo y se retira el porta muestras conteniendo las películas crecidas.

III.3.- Se recuperan las muestras y se les clasifica para su caracterización.

Se realizaron dos tipos de procesos, los procesos de crecimiento para producir las películas óxido de galio sobre sustratos de vidrio portaobjeto o vidrio sodo-cálcico, y procesos para crecer las heterouniones sobre secciones de 1 x 1 cm^2 de obleas de arseniuro de galio tipo-p^+ (GaAs-p^+)

Los procesos de crecimiento se realizaron con el sustrato a la temperatura que establece el plasma sin establecer una temperatura determinada en el sustrato. A esta temperatura la consideramos igual a la temperatura ambiente, aunque se ha reportado por algunos autores que la temperatura del plasma produce un calentamiento en los sustratos de 70 °C. Por esta razón, y de acuerdo con el diagrama de zonas (figura 3.2), las películas crecidas resultan amorfas.

4.2 Crecimiento de heterouniones de Ga_2O_3: Ti/ Ga_2O_3(i) / GaAs(100) tipo p.

En el esquema de la figura 4.2 se muestran los elementos principales de las heterouniones que se fabricaron.

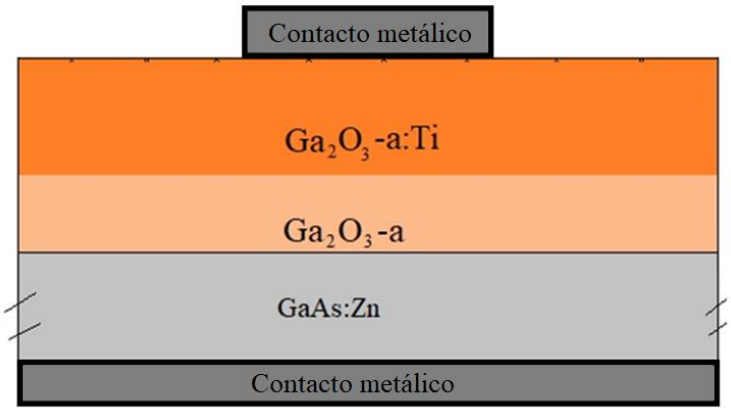


Figura 4.2 Vista frontal de la heterounión Ga2O3-aTi/Ga2O3-a/GaAs(p+)

Justificación del estudio de las heterouniones de Ga_2O_3-GaAs.

1- El Ga_2O_3 y el GaAs son semiconductores con estructura de bandas directas y pueden ser utilizados para fabricar dispositivos optoelectrónicos
2- La tecnología de la fabricación de obleas de GaAs está bien establecida y se pueden conseguir de conductividad tipo-p o tipo-n y resistividad en una amplia gama de valores. Para este trabajo se seleccionaron obleas de GaAs tipo-p de orientación (100) impurificadas con Zn y concentraciones de impurezas mayores de 10^{17} cm^{-3}
3- Las heterouniones de Ga_2O_3(i)-GaAs(p+) tienen un potencial tecnológico importante en diferentes aplicaciones. - Potencia, optoelectrónica, comunicaciones, entre otras.
4- Para la elaboración de la heterounión Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a(i)/GaAs(p+) se desarrolló el proceso de impurificación de estas películas con titanio para formar el contacto óhmico en las películas de Ga_2O_3-a(i)

Proceso de fabricación de la heterounión.

Etapa 1.- Selección del GaAs tipo p (100)

Se escogieron obleas de GaAs tipo p (100) debido a 2 razones.

1- Porque se tiene este material disponible, siendo de buena calidad.

2- Porque se teorizó que el Galio compartido por ambos semiconductores (Ga_2O_3, GaAs) ayude en la formación de la interfaz del semiconductor

Etapa 2.- Crecimiento de las películas de Ga_2O_3-a(i) de 10 nm.

Por el método de sputtering se crecieron películas de Ga_2O_3-a sobre sustratos de GaAs, las películas se crecieron a temperatura ambiente, produciéndose películas aislantes en particular cuando se utiliza una potencia de 150 W en el magnetrón de óxido de galio y 20 W en el magnetrón de titanio.

Etapa 3.- Crecimiento de la película de Ga_2O_3-a:Ti

Por el método de co-sputtering se creció la película de Ga_2O_3-a:Ti sobre un sustrato cristalino de GaAs. Esta película se creció a temperatura ambiente usando una potencia de 150 W en el magnetrón de óxido de galio y 40 W en el magnetrón de titanio.

Etapa 4.- Formación de los contactos óhmicos sobre las películas de Ga_2O_3-a: Ti

Una vez obtenidas las películas por co-sputtering, se usó el cañón de electrones para la adición de contactos omhicos de V/Ni en la capa de Ga_2O_3-a: Ti y de V/Ni en el sustrato de GaAs

Etapa 5.- Tratamiento térmico de la heterounión a 150°C.

Para uniformizar los planos de contactos entre los diferentes materiales; los contactos con la película y el sustrato, se requiere de hacer un tratamiento térmico. Se observó que un minuto a 150°C es suficiente para homogenizar la estructura.

4.3 Resumen

En este capítulo se hace una descripción de los procedimientos que se utilizaron para obtener las películas de óxido de galio amorfo (Ga_2O_3-a) y las heterouniones sobre sustratos de GaAs utilizando un equipo de magnetrón-sputtering el cual tiene dos magnetrones y se puede realizar el proceso de depósito con dos blancos de manera simultánea, o co-sputtering.

En la primera parte del capítulo se describe el proceso de crecimiento de películas de óxido de galio amorfo (Ga_2O_3-a) sin impurificar y de Ga_2O_3-a impurificado con titanio (Ga_2O_3-a: Ti)

El crecimiento de películas de óxido de galio amorfo (Ga_2O_3-a) se hizo utilizando sustratos de vidrio Corninng o vidrios porta objetos con el propósito de aprovechar su carácter de aislante eléctrico para facilitar la caracterización eléctrica bajo estudio.

También se describe el procedimiento para producir heterouniones anisotipo de Ga_2O_3-a:Ti(n)/Ga_2O_3-a/GaAs(p) por la misma técnica de co-sputtering. Se utilizaron sustratos de GaAs tipo p considerando que se espera que la conductividad eléctrica resultante de las películas de Ga_2O_3 sea tipo n.

Antes de la realización de las películas y las heterouniones que se describen se hizo un estudio preliminar para determinar las condiciones experimentales necesarias para obtener películas con características fisicoquímicas reproducibles.

Un listado de los parámetros experimentales típicos utilizados para el crecimiento de las películas de Ga_2O_3 y las heterouniones correspondientes, se puede ver en la tabla 4.1.

Tabla 4.1. Parámetros de crecimiento utilizados en el proceso de magnetrón sputtering.

Material	Condiciones	
Óxido de galio (Ga_2O_3)	Fuente: RF Potencia: 75 a 150 W Flujo de argón: 1sccm Presión de trabajo: $5x10^{-3}$ torr	
Titanio (Ti)		Fuente: DC Potencia: 25 a 40 W Flujo de argón: 1sccm Presión de trabajo: $5x10^{-3}$ torr

Capítulo 5 Resultados y Discusión.

5.1 Crecimiento y caracterización de las películas de Ga_2O_3-a.

Las películas de óxido de galio sin impurificar e impurificadas con titanio se crecieron con la técnica de magnetrón sputtering en un equipo en el que los sustratos se mantienen a temperatura ambiente. La mayoría de las películas de materiales que se crecen por esta técnica con el sustrato a temperatura ambiente resultan amorfas, coincidente con nuestro interés por estudiar el potencial de las películas de óxido de galio amorfo. La fase amorfa de las películas crecidas se comprobó con las mediciones por difracción de rayos-X que se incluyen en esta sección. Las películas crecidas resultaron de aspecto uniforme a simple vista y con acabado a espejo (figura 5.1); con estos antecedentes, a continuación, se describen los resultados de la caracterización realizada en estas y también para las hetero-uniones que se desarrollaron en esta investigación.

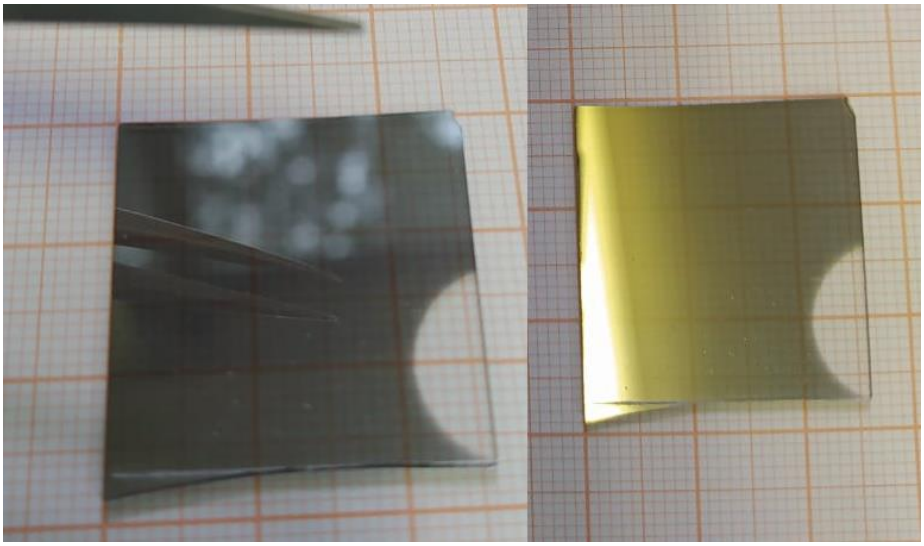


Figura 5.1 Película de óxido de galio.

5.1.1 Morfología superficial de las películas

El análisis de las superficies de las películas crecidas por microscopio electrónico de barrido indica que estas son uniformes sobre toda el área crecida, tal como se nota en la figura 5.2, en la que se observan los detalles en un área de 300x 300 um^2.

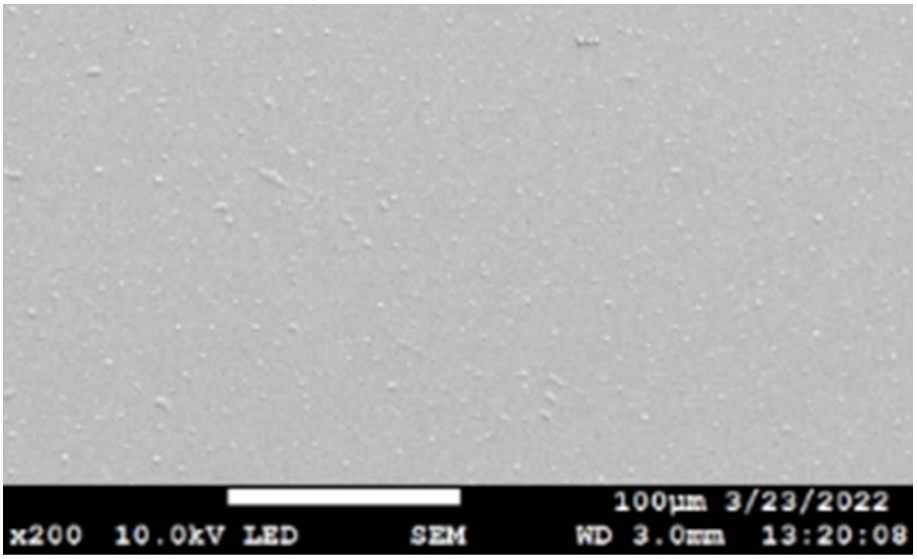


Figura 5.2. Micrografía por SEM de las películas de Ga_2O_3-a.

5.1.2 Caracterización estructural de las películas de Ga_2O_3-a

La figura 5.3 presentan los espectros de difracción de rayos-X obtenidos de una película de óxido de galio (trazo rojo) y una película de óxido de galio impurificada con titanio, muestra TGO-00 (trazo negro); también se incluye el patrón de referencia de polvos de β-Ga2O3 (PDF 00-041-1103). En los espectros mostrados puede notarse que las películas obtenidas poseen carácter amorfo, aunque la mayor intensidad de la señal para la muestra con titanio sugiere una tendencia hacia la cristalización. El ancho considerable de los espectros es una característica común en los materiales amorfos.

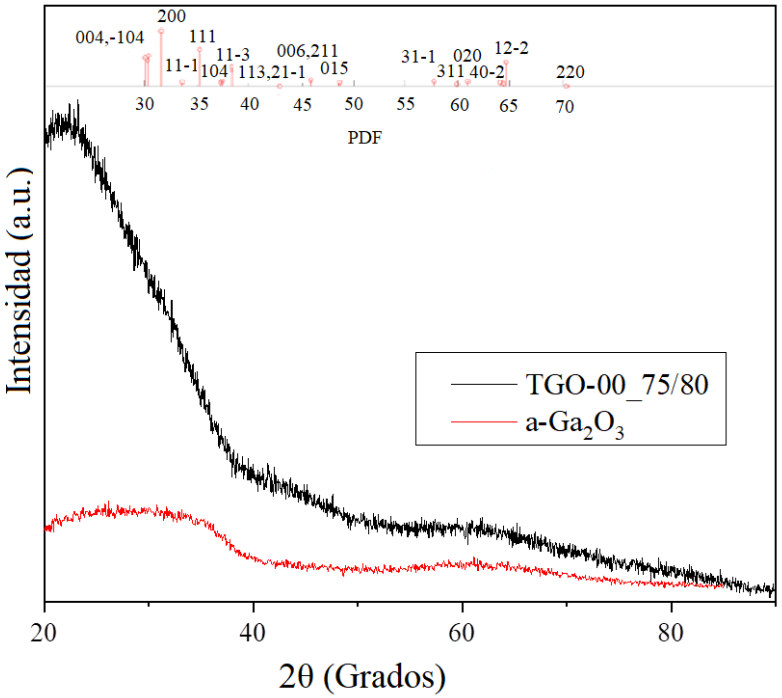


Figura 5.3. Resultado de la medición de rayos X realizada a las películas de Ga2O3-a.

5.1.3 Caracterización de las propiedades eléctricas de las películas de Ga_2O_3-a

Las propiedades eléctricas de las películas se obtuvieron por el método de Hall-Van der Pauw. A continuación se presentan los resultados, señalando también algunas de las condiciones de crecimiento de las películas, así como los valores de la resistividad, movilidad de portadores y su concentración en las películas de Ga_2O_3-a y Ga_2O_3-a:Ti.

Es importante señalar que no se incluyen características de las películas de Ga_2O_3-a sin impurificar porque resultaron aislantes y no fue posible determinar estas propiedades por el método utilizado. De acuerdo con este resultado, estas películas las consideraremos como películas aislantes y se usaran en la construcción de las hetero-uniones para formar la primera capa.

En la tabla 5.1 se presentan los resultados de las propiedades eléctricas para las películas Ga_2O_3-a impurificadas con Ti. Las películas resultaron de conductividad tipo-n, con

resistividades de 7.1 $x10^{-3}$ a 4.77 $x10^{6}$ Ω-cm, movilidades de 3 a 52.35 cm^2/Vs y concentración de electrones de 1 $x10^{11}$ $1/cm^3$ a $5x10^{19}$ $1/cm^3$.

Tabla 5.1. Películas de óxido de galio impurificadas con titanio crecidas por magnetrón sputtering a temperatura ambiente.

Muestra Ga_2O_3-a:Ti	**Relación de potencias(W)** (Ga_2O_3:Ti)	**Resistividad (Ω-cm)**	**Movilidad (cm^2/Vs)**	**Concentración de portadores ($1/cm^3$)**
1	150-27.5	4779133	10.841	$1x10^{11}$
2	150-27.5	1838.22	35.11	$1x10^{14}$
3	150-30	26.2368	19.612	$1x10^{16}$
4	150-30	27.7803	52.359	$4x10^{15}$
5	150-30	26.236	19.61	$1x10^{16}$
6	150-30	7.18	18.97	$5x10^{16}$
7	**150-40**	**3.0867**	**1.8407**	**$1x10^{18}$**
8	**150-40**	**2.5405**	**3.1254**	**$8x10^{17}$**
9	**150-40**	**0.2658**	**13.68**	**$2x10^{18}$**
10	**150-40**	**0.0071**	**18.97**	**$5x10^{19}$**

Para contrastar los valores medidos de las características eléctricas reportadas en la literatura con los valores que se obtuvieron aquí, en la figura 5.4 se muestra la recopilación de los datos reportados para películas de Ga_2O_3 obtenidas con diversas técnicas de crecimiento, y se agregan nuestros resultados. Se incluye también la tendencia teórica para el mecanismo de dispersión por impurezas ionizadas, debido a que este es el mecanismo dominante para este tipo de material. Se puede observar que los resultados obtenidos aquí siguen la tendencia de este mecanismo, particularmente para altas concentraciones de impurezas, tal que se confirma el predominio de este mecanismo de dispersión.

En la tabla 5.1 se ha resaltado con negrita la región donde fue posible controlar la concentración de electrones en las películas impurificadas con titanio a valores mayores a

$5x10^{16}$ 1/cm^{-3}. Aqui es necesario señalar que las películas que se obtienen con una potencia menor a 40 W en el magnetrón de titanio, resultan prácticamente aislantes y las características eléctricas son difíciles de obtener.

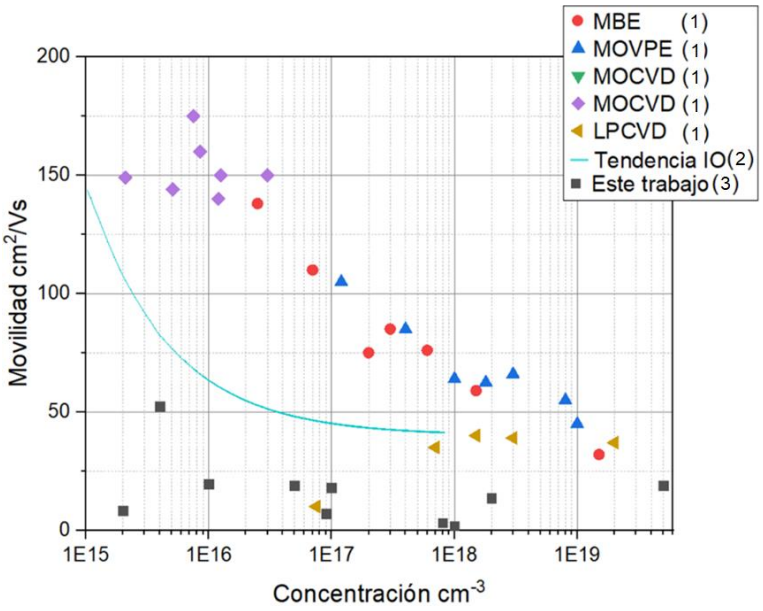


Figura 5.4. Datos de las propiedades eléctricas de películas de óxido de galio; (1) datos reportados para películas crecidas por diversas técnicas, (2) comportamiento de la movilidad dominada por la dispersión por impurezas ionizadas y (3) datos obtenidos en este trabajo.

En la figura 5.4 los datos señalados con cuadros obscuros, son los que se obtuvieron en este estudio. Los valores coinciden con los reportados en la literatura, sin embargo, no es fácil encontrar datos completos, como la movilidad de portadores y la resistividad eléctrica. En consecuencia, se puede señalar que los resultados obtenidos en este trabajo son originales y una contribución al estudio de la impurificación del oxido de galio amorfo.

Para identificar la relación que existe entre la concentración de electrones reportada en la tabla 5.1 con la concentración del titanio contenida en las películas se decidió realizar un estudio apoyándonos en la construcción de una película con 5 capas de óxido de galio impurificadas con titanio, cada una de ellas con la relación de potencias definida en la misma tabla. Los resultados de este estudio se describen enseguida.

5.2 Caracterización por SIMS de la estructura de 5 capas

En la figura se incluyen los resultados del análisis por SIMS de la película por 5 capas de óxido de galio impurificada con titanio, de acuerdo a las condiciones de crecimiento señaladas en la tabla 5.1

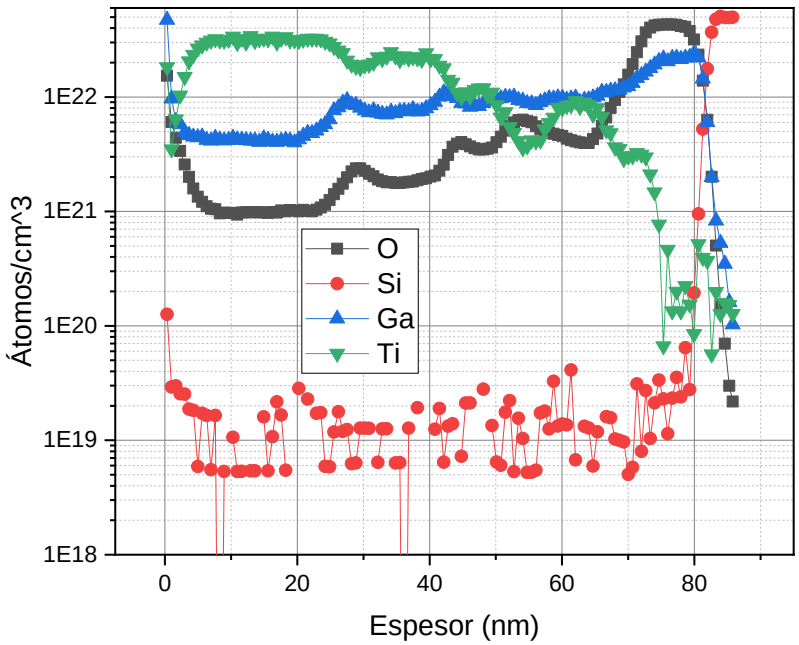


Figura 5.5 Caracterización SIMS de la estructura de 5 capas.

Un resultado relevante que nos proporcionó el análisis por SIMS mostrado en la figura 5.5 son los dos valores de la concentración de titanio que se obtuvieron para las capas que están más próximas al sustrato de silicio. Para estas dos capas, el análisis por SIMS indica concentraciones de titanio $2x10^{20}$ y $3x10^{21}$ $1/cm^{-3}$ respectivamente. Utilizando las condiciones de crecimiento usadas para estas dos películas las concentraciones de electrones están en el rango de 10^{11} a 10^{16} $1/cm^{-3}$ medido por la técnica de Hall-Van der Pauw. Para las películas de óxido de galio con titanio estas concentraciones de electrones son difíciles de medir y podemos considerarlas semi-aislantes como lo señalan sus valores de resistividad que alcanzan valores de hasta 4 MΩ-cm o más.

5.3 Crecimiento y caracterización de las heterouniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+)

Como se describió anteriormente, las heterouniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) se crecieron con la técnica de magnetrón sputering a temperatura ambiente utilizando como sustratos, fragmentos de obleas de GaAs tipo p+. La estructura física y el diagrama de bandas de energía de la heteroestructura se ilustra en la figura 5.6.

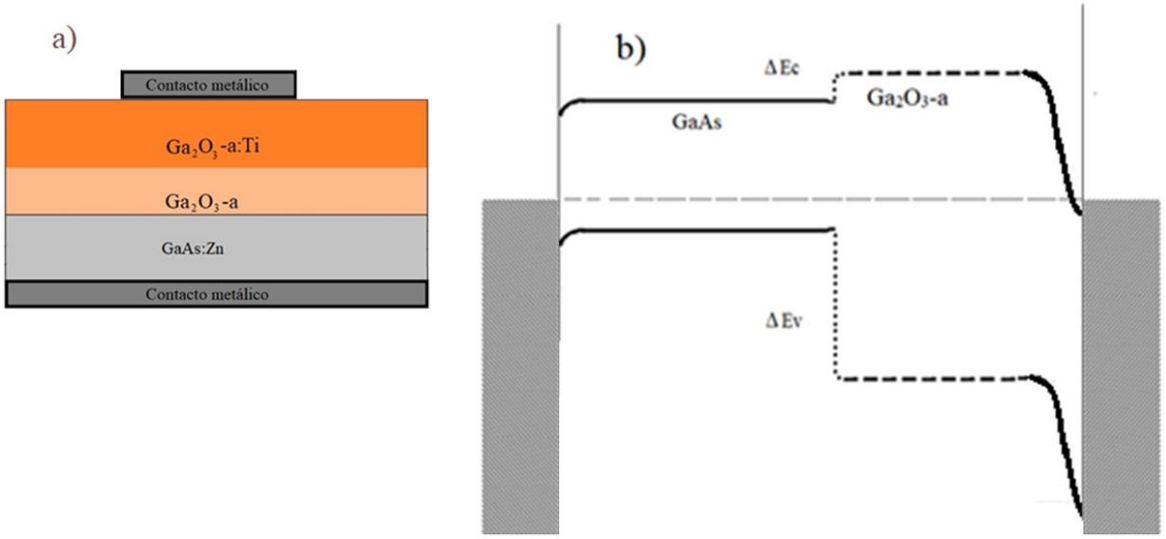


Figura 5.6. Diagramas de la hetero-unión Ga2O3-a:Ti/Ga2O3-a/GaAs(p+): a) estructura física, y b) diagrama de bandas de energía.

5.3.1 Microscopía electrónica de barrido de las heterouniones

En las Figuras 5.7.a), b) y c), se presentan varias microfotografías tomadas por SEM en las superficies de las heterouniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+); estas corresponden a las muestras h5, h6 y h7 con una magnificación de 50X. Las áreas circulares que se observan corresponden al contacto metálico realizado por evaporación de vanadio y níquel a través de una mascarilla metálica. Como se indicó al describir las superficies de las películas de óxido de galio estas resultan con acabado espejo; el aspecto irregular que presentan las superficies de en las figuras 5.7 se debe al acabado de las superficies de los sustratos de GaAs después de la limpieza química que se aplicó previo al proceso de crecimiento de las películas de Ga_2O_3.

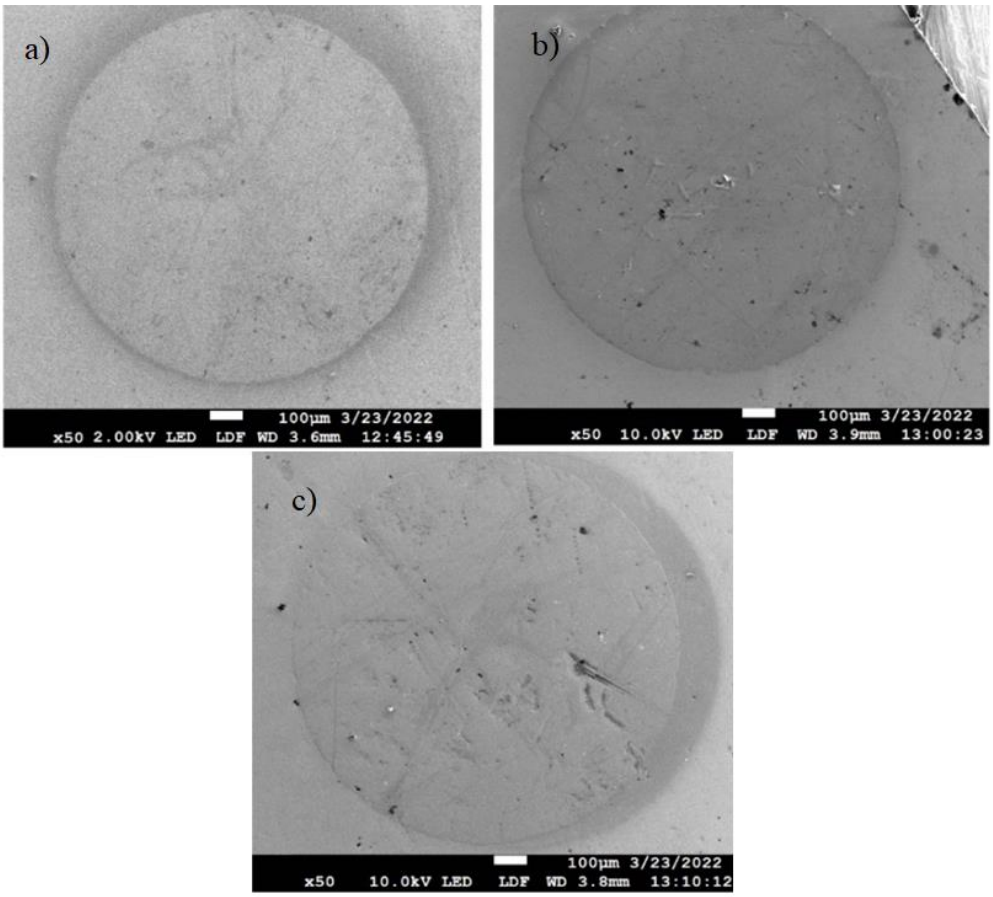
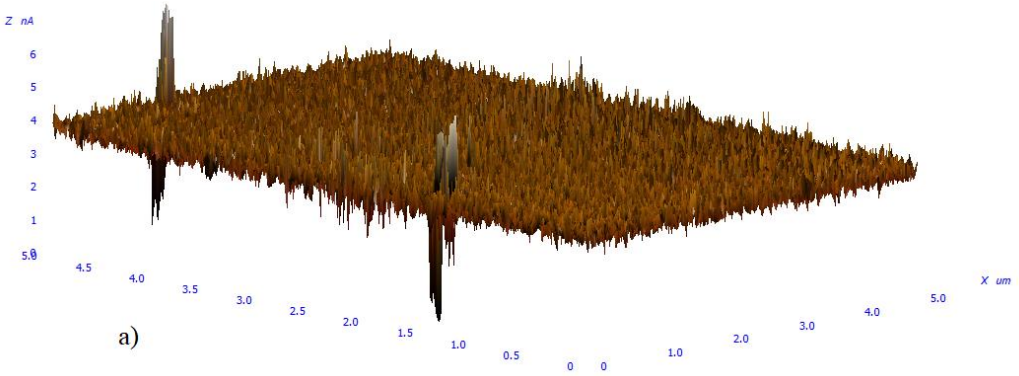


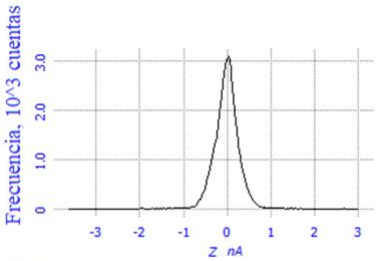
Figura 5.7. Micrografías de las superficies de las hetero-uniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+); a) muestra h5, b) h6, y c) h7.

5.3.2 Microscopía de fuerza atómica de las heterouniones

En análisis de las superficies de las hetero-uniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) se analizaron también por microscopía de fuerza atómica (AFM); los resultados se incluyen en las figuras 5.8, 5.9 y 5.10. Como se mencionó antes, a simple vista las superficies de las películas y las hetero-uniones tienen acabado tipo espejo; el análisis de rugosidad ***rms*** por AFM indica que la rugosidad es de 0.167 nm, 0.133 nm y 0.119 nm para las muestras h5, h6, y h7, respectivamente. Comparando los valores de rugosidad ***rms*** en las superficies de nuestras hetero-uniones con los resultados publicados por B. Anooz y K. Lee [44-45], quienes obtienen valores de rugosidad en el rango de 1 a 2 nm, confirma que la rugosidad en nuestras superficies es baja y en consecuencia de buena calidad.

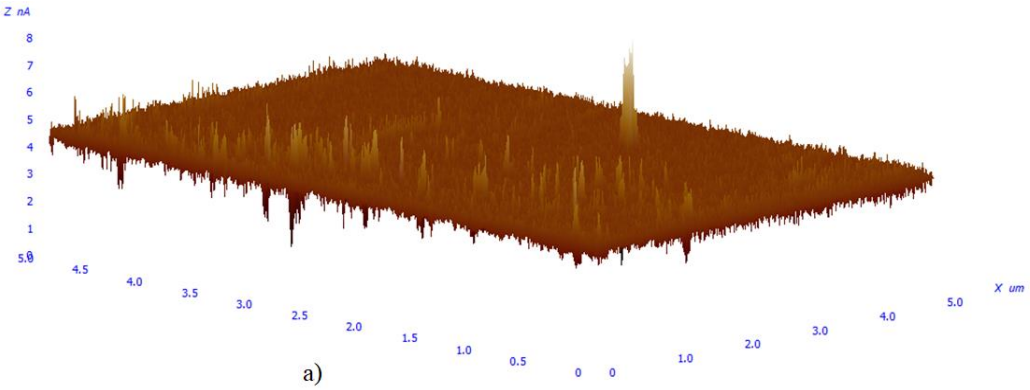


a)

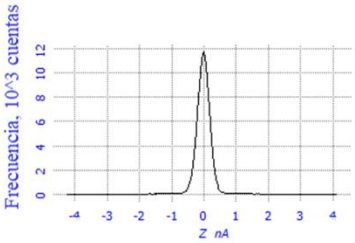


b)

Figura 5.8. a) Relieve de la muestra h5 y su b) histograma



a)



b)

Figura 5.9. a) Relieve de la muestra h6 y su b) histograma

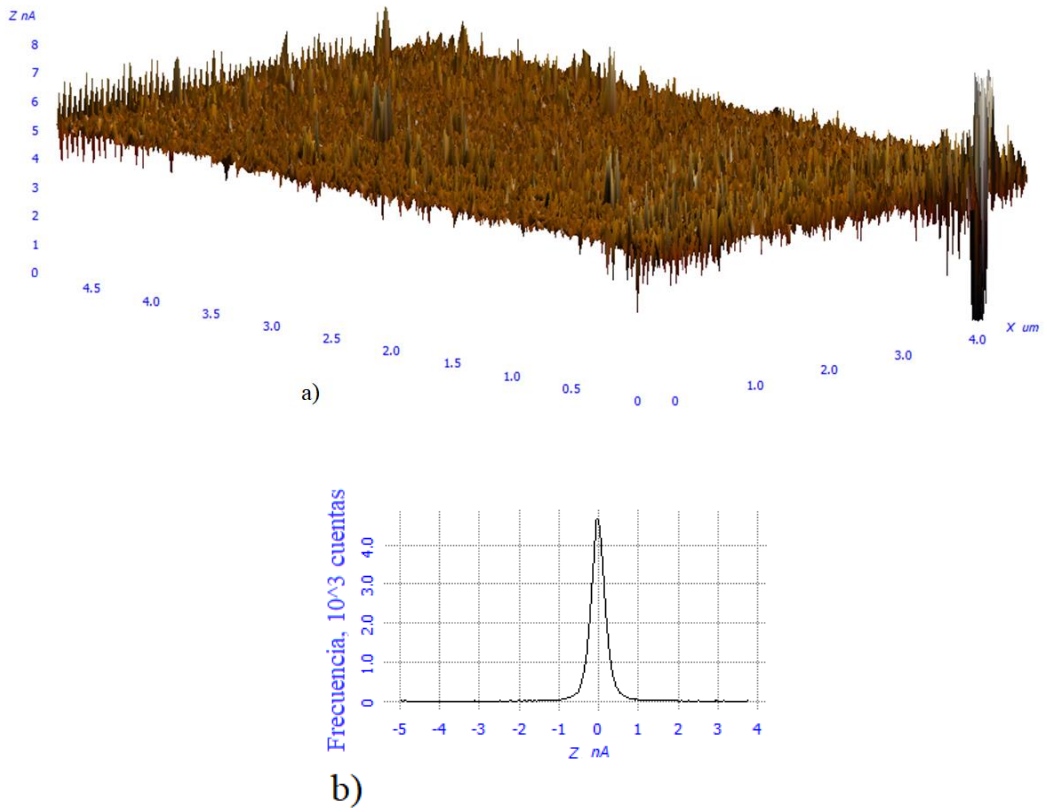


Figura 5.10. a) relieve de la muestra h7 y su b) histograma

5.3.3 Espectrometría de masas de iones secundarios (SIMS)

Para determinar la estructura interna de las hetero-uniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) producidas en este trabajo se analizaron por SIMS. Las estructuras realizadas, particularmente las h6 y h7, tienen la forma ilustrada en la figura 5.11.

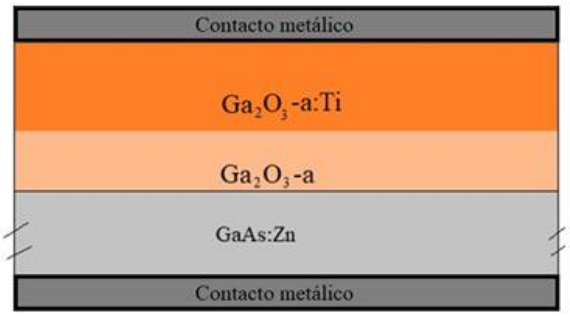


Figura 5.11. Esquema de las heterouniones Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) (100)

Los resultados del análisis de composición química realizado en las hetero-uniones las hetero-uniones Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) se presenta en las figuras 5.12 y 5.13.

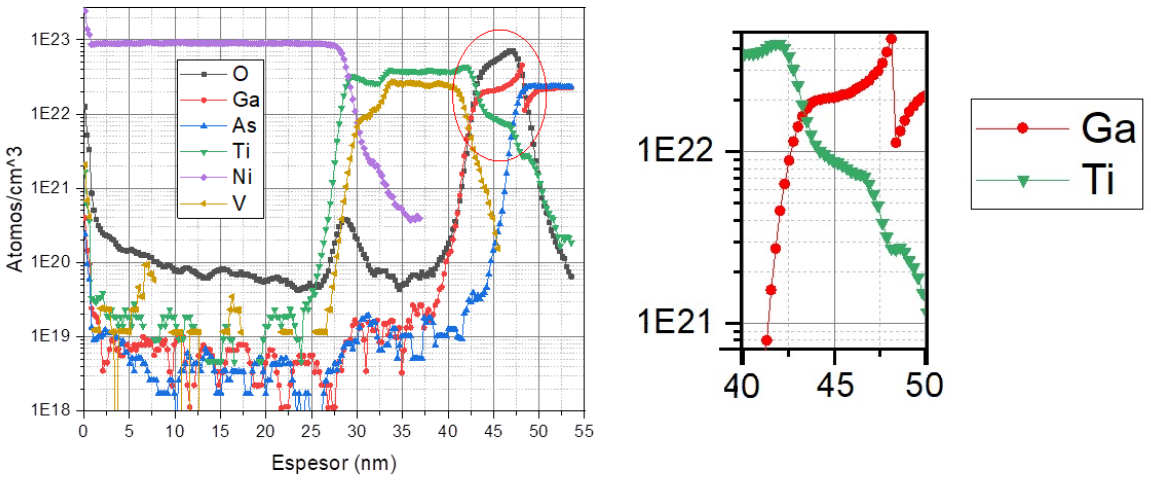


Figura 5.12. Concentraciones de los elementos químicos de la heterounión Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) obtenidas por SIMS de la muestra h6. Se agrega un esquema simplificado para la zona de la heterounión, entre 40 y 50nm.

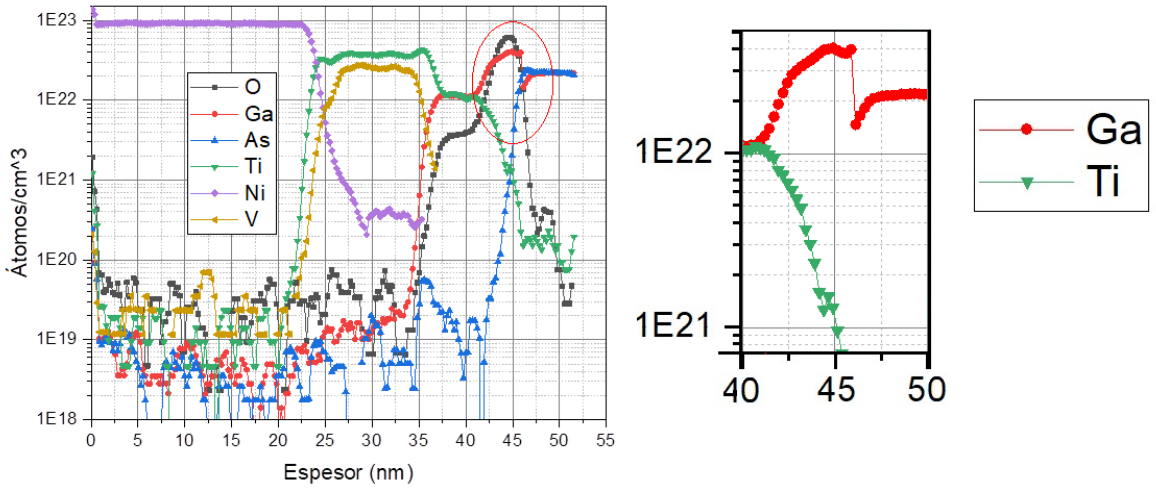


Figura 5.13. Concentraciones de los elementos químicos de la heterounión Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+) obtenidas por SIMS de la muestra h7. Se agrega un esquema simplificado para la zona entre 40 y 50nm.

En los espectros SIMS la posición de la heterounión Ga2O3-a/GaAs se identifica por el sitio donde se observa el cambio abrupto del perfil del Ga en el espectro, generado por la diferencia de energía de enlace entre Ga-Oxígeno (Ga-O) y Ga-Arsénico (Ga-As). Esta posición coincide con la diferencia notoria en los perfiles de los aniones arsénico y el oxígeno de los semiconductores.

Es importante examinar el comportamiento del perfil del titanio, elemento que se utilizó para controlar las propiedades eléctricas de las películas de óxido de galio. En la figura 5.12, para la muestra h6 la concentración de titanio es de ~3 x 10^{21} cm^{-3}, donde se produce una ligera meseta que puede producirse por la estructura cristalina del GaAs cristalino. En la figura 5.13, correspondiente a la estructura h7, para este arreglo, en el plano de la heterounión la concentración de titanio es de ~3.0 x 10^{21} cm^{-3}, valores muy similares a los de la estructura h6. Es importante señalar que estas dos estructuras la concentración de titanio disminuye hacia el cristal de GaAs desde 5-7 x 10^{21} cm^{-3} hasta 2.0 x 10^{20} cm^{-3}. Aunque estos valores son aparentemente grandes, están relacionados a los átomos de titanio erosionados por el haz de iones necesario en el procedimiento requerido en la técnica SIMS.

Es importante señalar el comportamiento observado para el perfil de composición del titanio que se presenta en el lado del contacto óhmico de la heterounión. Cabe señalar que la formación del contacto metálico se realizó en un equipo distinto, siendo esta evaporación por haz de electrones, el análisis por SIMS sugiere un proceso de exo-difusión del titanio hacia el arreglo V/Ni. De acuerdo con éste, el perfil de concentración del Ti parece seguir el perfil del vanadio (V), este efecto que presenta el perfil de concentración del Ti parece sugerir la formación de un par metal-metal (V-Ti) generando el proceso de exo-difusión del Ti hacia la superficie de la estructura. Este comportamiento se produce en las dos estructuras analizadas, aunque para el funcionamiento eléctrico de la heterounión no se espera un efecto negativo.

5.3.4 Caracterización eléctrica de las heterouniones Ga_2O_3-a/GaAs(100)-p+

5.3.4.1 Características densidad de corriente-voltaje

En el capítulo 2 se describieron los posibles mecanismos de transporte de corriente que se manifiestan en las heterouniones, considerándolas como estructuras idealizadas, en el sentido de que no hay influencia de las regiones adyacentes a la unión entre los dos materiales. En la práctica deben de tomarse en cuenta esas regiones (Resistencia en serie, Rs) y otros factores, como son las posibles trayectorias de corriente producidas por las superficies (Resistencia en paralelo, Rsh) [46].

Para mostrar la formación de las heterouniones se realizaron mediciones J-V en el conjunto de estructuras fabricadas. En la figura 5.14, se presenta la característica lineal J-V en la que puede notarse la existencia de una barrera de potencial y la asimetría de la corriente en condiciones de polarización directa e inversa; para 2 V se tiene una densidad de corriente de 0.018 A/cm^2 y para -2 V -0.0005 A/cm^2. Se observa aumento de densidad de corriente a valores bajos de polarización inversa, lo que sugiere una corriente de fuga alta.

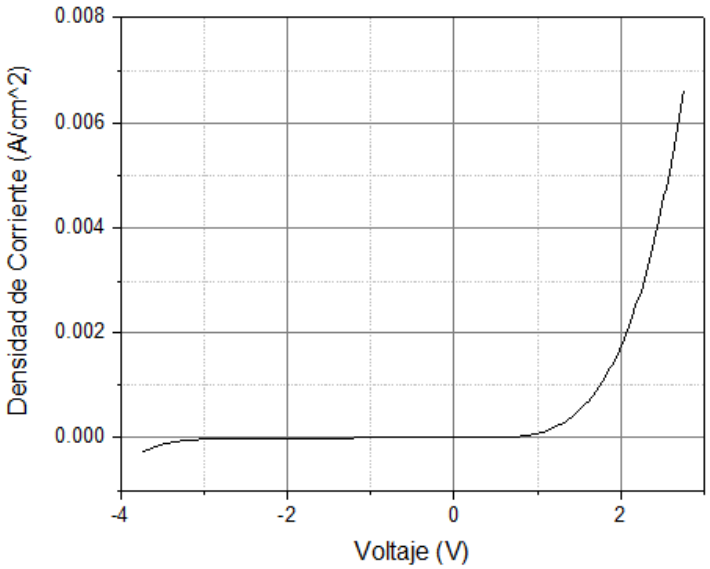


Figura 5.14. Curva lineal J-V para la muestra h7

En la ecuación 5.1 se presenta la característica J-V de la heterounión en la que se incluyen los factores antes mencionados de la resistencia serie y resistencia paralelo.

$$I_H = I_0\,(e\frac{q(V - IR_s)}{nk_BT} - 1) + \frac{V - IR_s}{R_{sh}} \tag{5.1}$$

En esta ecuación I_H es la corriente total que circula en la heterounión para un voltaje aplicado (V), R_s es la resistencia de serie, I_0 es la corriente de saturación, n es el factor de idealidad, R_{sh} es la resistencia en paralelo, k_B es la constante de Boltzmann y T es la temperatura.

Los otros mecanismos de corriente señalados en el capítulo 2, se manifestarán dependiendo de las características eléctricas de las películas utilizadas para construir la heterounión y de los valores de voltaje aplicados. Los principales mecanismos se muestran en la tabla 5.2.

Tabla 5.2. Resumen de los mecanismos de conducción.

Mecanismos	Dependencia del voltaje
Efecto Túnel	$J_{tunel} = \frac{q^3V^2}{8\pi hq\Phi_B} exp\,[-\frac{8\pi(2qm_T^*)^{\frac{1}{2}}}{3hV}\,\Phi_B^{\frac{3}{2}}\,]$
Emisión termoiónica	$J_{ET} = J_s\exp\,(-\frac{q\Phi_0}{kT})[\exp\,(\frac{qV}{kT}) - 1]$
Emisión Poole - Frenkel	$J_{PF} = Vexp[\frac{q\left(2\left(\frac{qV}{4\pi\varepsilon d}\right)^{\frac{1}{2}} - \Phi_B\right)}{kT}]$
Zonas de carga espacial (SCL)	$J_{ZCE}\ \alpha\ V^2$

Habiendo mostrado los mecanismos, se ha de mencionar que la representación lineal de las características J-V solo permiten mostrar la funcionalidad de las heterouniones. Un

parámetro relevante que nos proporciona esta representación es que la corriente de saturación de las heterouniones es de $3.8x10^{-9}$ A/cm^2, el valor de este parámetro es relativamente grande y sugiere la presencia de una concentración alta de centros de recombinación, probablemente relacionados al carácter amorfo de la película de óxido de galio.

Para hacer evidentes los diversos mecanismos de transporte que podrían estar presentes durante la operación de las heterouniones, conviene representar los datos experimentales en escala semilogarítmica tal como se ilustra en las figuras 5.15.a), 5.16.a) y 5.17.a).

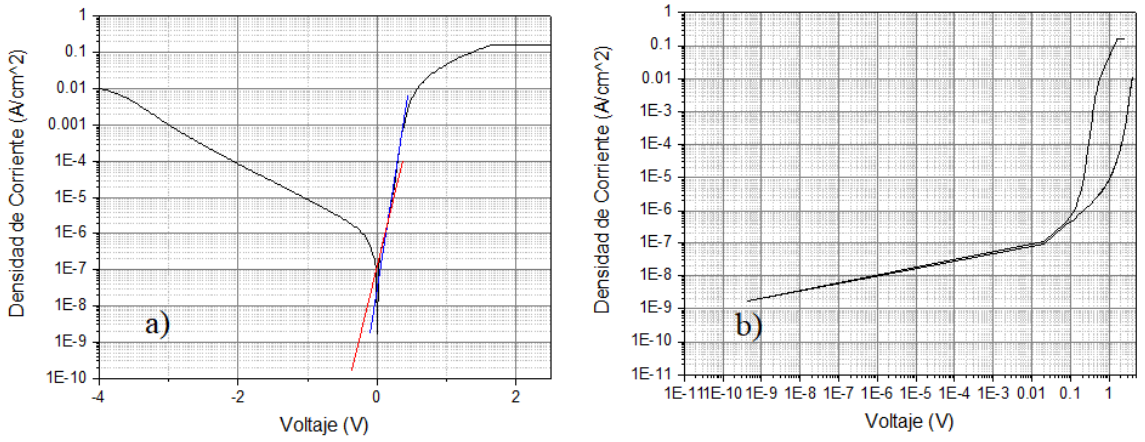


Figura 5.15. Resultados J-V para la muestra h7 con 3 minutos de tratamiento térmico.

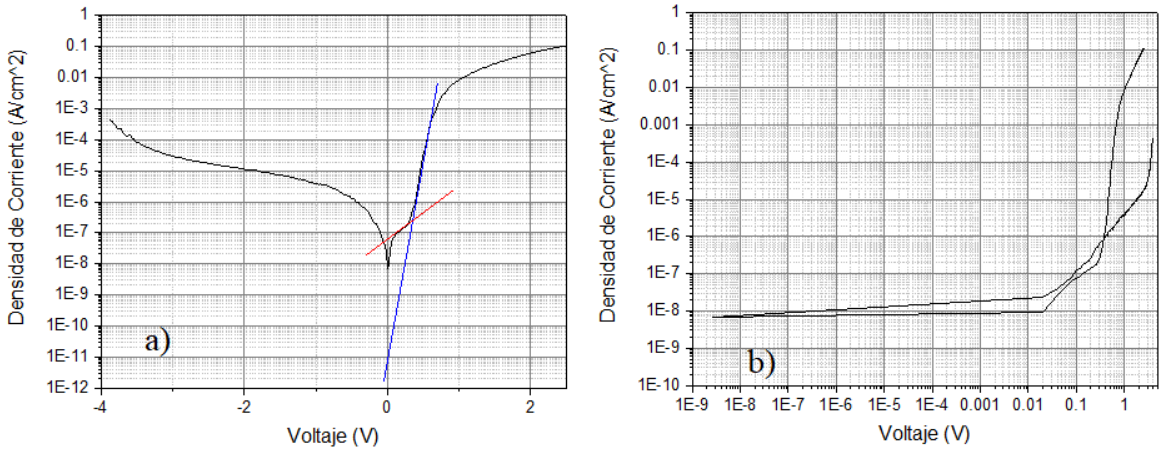


Figura 5.16. Resultados J-V para la muestra h7 con 5 minutos de tratamiento térmico.

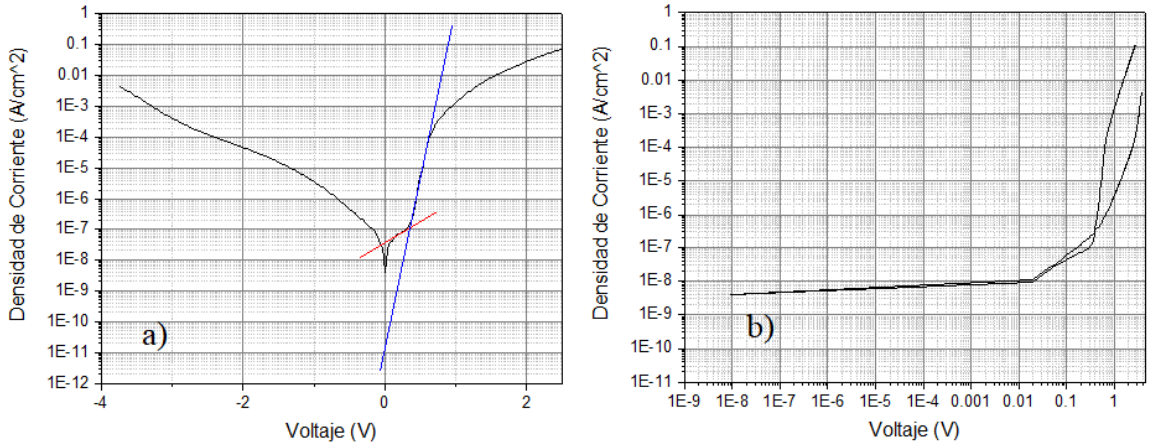


Figura 5.17. Resultados J-V para la muestra h7 con 10 minutos de tratamiento térmico.

En las figuras 5.15.a), 5.16.a) y 5.17.a), es posible identificar los mecanismos presentes obteniendo los coeficientes de idealidad para las diferentes regiones que pueden observarse en estas gráficas. Por ejemplo, para la emisión termiónica, el coeficiente de idealidad es n=1, para generación-recombinación n=2. En nuestro caso, los valores obtenidos del factor de idealidad de las figuras 5.15.a), 5.16.a) y 5.17.a), no son enteros, lo que indica que son varios los mecanismos que actúan en las heterouniones.

De las mediciones J-V tomadas para la muestra h7, se presenta un diverso rango de factores de idealidad, ejemplos de estos valores son n1=1.3, n2=1.61, para la figura 5.16.a). Entre todos los resultados de J-V, el menor valor registrado es 1.3 y 6.32 el mayor. Por los valores obtenidos, los resultados de la simulación y el estudio realizado sobre los mecanismos de transporte, se concluye que los mecanismos presentes incluyen la emisión termoiónica, generación-recombinación, efecto túnel y corriente debido a (ZCE), con los valores de 0.02 y 0.5 para V_{tr} y V_{TFL}, respectivamente. En la tabla 5.3 se hace un resumen de los datos extraídos.

Tabla 5.3 Resumen de los resultados J-V

Muestra	**h7-3**	**h7-5**	**h7-10**
Jmin(A/cm^2)	4.47E-10	6.8E-9	3.8E-9
n1	1.61	4.92	6.06
n2	1.3	1.26	1.48
V_{tr}(V)	0.02	0.02	0.02
V_{TFL}(V)	0.8	0.5	0.5

De acuerdo con el comportamiento de los datos experimentales para las características J-V en escala semilogarítmica, se puede observar que existe un comportamiento simétrico respecto alrededor de 0 V, para valores de polarización pequeños, como pueden observarse en las figuras 5.15.a), 5.16.a) y 5.17.a). El comportamiento simétrico sugiere la participación de ciertos defectos electrónicos, cuya influencia deja de observarse a voltajes de polarización mayores a ±0.25V. Con el propósito de hacer notoria esta simetría en las figuras 5.15.b), 5.16.b) y 5.17.b), se muestran los datos en escalas logarítmicas para el voltaje y la densidad de corriente, de estos datos se nota el comportamiento resistivo para las heterouniones con polarización menor a 0.02 V.

5.3.4.2 Corriente – Campo eléctrico en polarización directa

Debido a que la conductividad eléctrica del GaAs es mucho mayor que el de la película de Ga_2O_3-a, su influencia en las características eléctricas de la heterounión puede despreciarse, indicando que la película de Ga_2O_3 controla la operación de la heterounión. Habiendo dicho esto, se puede suponer que el voltaje de polarización aplicado a la heterounión cae en su mayoría en la película de Ga_2O_3, lo que nos permite determinar la intensidad del campo eléctrico al conocer el espesor de la película. Por ejemplo, si el espesor medio es de 10 nm, para una diferencia de potencial de 1 V se tendrá un campo eléctrico de 0.1 MV/cm, una representación de la corriente eléctrica contra el campo eléctrico (I-E) para las muestras h7 con diferentes tiempos de tratamiento térmico se ve en la figura 5.18.

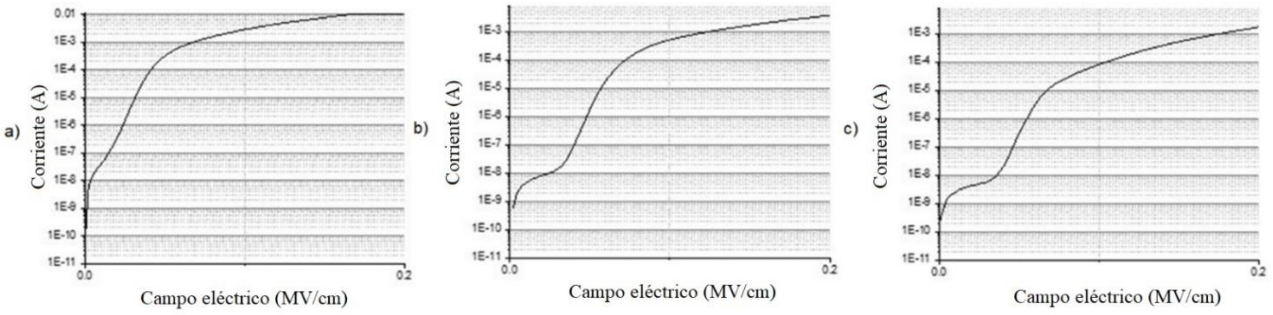


Figura 5.18. Representación I-E para las muestras h7 a diferentes tratamientos térmicos a)3 min, b)5min y c) 10min.

5.3.4.3 Características capacitancia-voltaje

Los resultados de las mediciones capacitancia-voltaje(C-V) en las heterouniones se presentan en las figuras 5.19.a), 5.20.a) y 5.21.a). En estas graficas se observa que a pequeños voltajes de polarización inversa (entre 0 V y -0.3 V) la capacitancia no varía notablemente, lo cual puede asociarse a la presencia de corrientes de fuga debidas a una concentración de defectos en la interfaz de la heterounión. Para voltajes de polarización inversa menores a -0.3 V, el perfil de la capacitancia no es del todo lineal lo que sugiere un perfil de impurezas irregular en las películas de Ga_2O_3. En las figuras 5.19.a) y 5.20.a) para voltajes de polarización menores a -2 V la capacitancia tiene otro cambio de pendiente, esto también se observa en la figura 5.21.a) para -1 V, este cambio se puede atribuir a que la región de carga espacial no puede ampliarse más debido a que la película impurificada con titanio tiene una concentración de electrones del orden de 10^{21} cm^{-3} como visto en las figuras 5.12 y 5.13.

Con el objetivo de identificar de manera aproximada el perfil de impurificación en la película de Ga_2O_3, los datos de C-V se representan en la forma $1/C^2$ - V y $1/C^3$ - V en las figuras 5.18.b), 5.19.b), 5.20.b) y 5.18.c), 5.19.c), 5.20.c) respectivamente. Bajo la suposición de que en el primer caso se relaciona a un perfil constante y en el segundo, a un perfil lineal-no constante de impurificación de titanio. La coincidencia es mejor para cuando los datos se grafican como $1/C^3$ – V, esto se puede corroborar con los resultados de la caracterización química por SIMS (figuras 5.11 y 5.12), en donde se puede ver que la distribución de las impurezas de Ti en la película presenta un comportamiento escalonado creciente.

Los resultados de la medición por SIMS indican que, la incorporación de Ti en las películas de Ga_2O_3 son dependientes de los parámetros de crecimiento que se utilizaron y que hace falta un estudio adicional para controlar de forma óptima el perfil de impurezas que se obtiene.

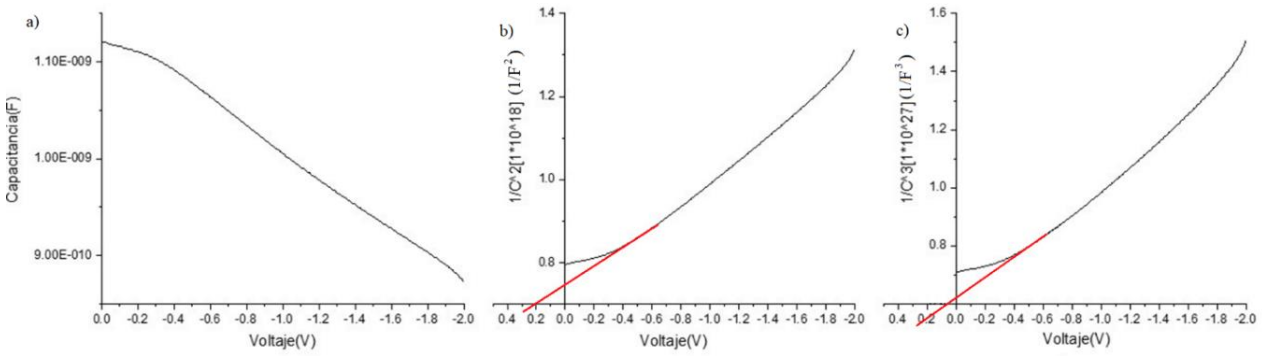


Figura 5.19. Resultados C-V para la muestra h7 con un tratamiento térmico de 3 minutos de a) C-V, b)$1/C^2$-V, c)$1/C^3$-V.

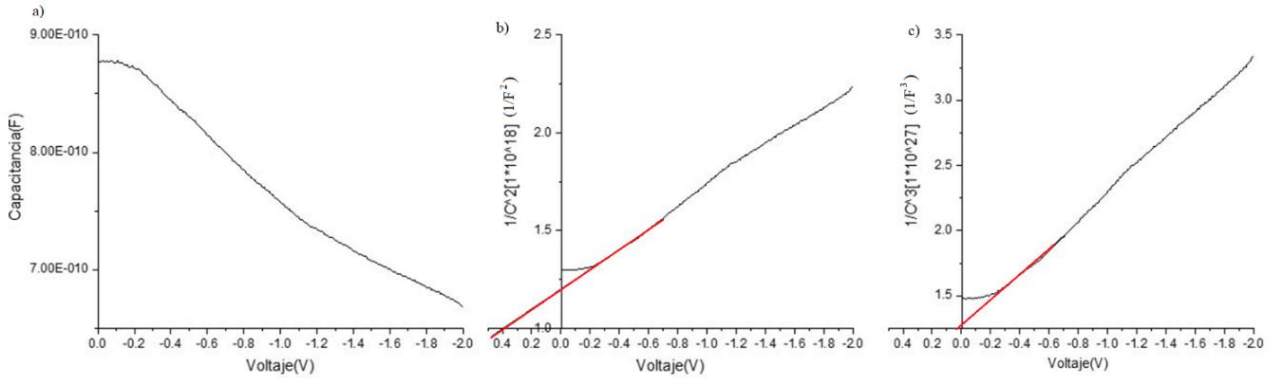


Figura 5.20. Resultados C-V para la muestra h7 con un tratamiento térmico de 5 minutos de a) C-V, b)$1/C^2$-V, c)$1/C^3$-V.

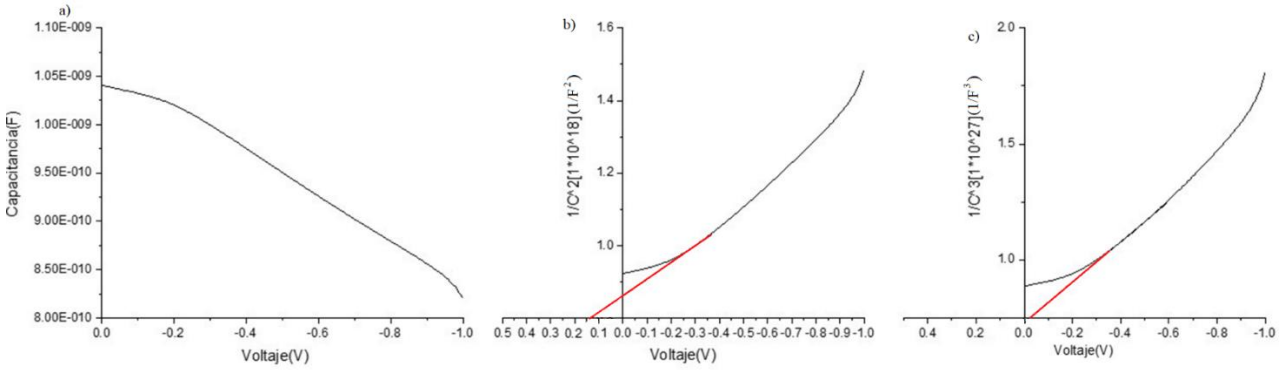


Figura 5.21. Resultados C-V para la muestra h7 con un tratamiento térmico de 10 minutos de a) C-V, b)$1/C^2$-V, c)$1/C^3$-V.

5.4 Discusión de resultados

Para las películas.

De acuerdo con las potencias aplicadas a cada fuente en los magnetrones de Ga_2O_3 y Ti, se controlaron las propiedades eléctricas, como lo es la resistividad en un rango de 7E-3 Ω-cm a 26 Ω-cm, la movilidad en un rango desde 3 cm^2/Vs hasta 52.359 cm^2/Vs y la concentración de portadores de $1x10^{11}$ $1/cm^3$ a $5x10^{19}$ $1/cm^3$,

La caracterización eléctrica indica que las películas de óxido de galio sin impurificar son prácticamente aislantes para las condiciones de crecimiento utilizadas [48].

Las propiedades eléctricas de las películas de Ga_2O_3-a:Ti crecidas por co-sputtering dependen de las potencias aplicadas a cada fuente, utilizadas en los magnetrones de Ga_2O_3 y de Ti (150 – 27.5, 30, 40). Fue posible producir películas en un amplio rango de concentración de portadores utilizando Ti. Para concentraciones mayores a 1 $x10^{19}$ éstas se pueden usar para su aplicación como contactos óhmicos en Ga_2O_3-a(i).

Para las heterouniones.

Para producir heterouniones con características reproducibles, se aplicó a la estructura Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a (i)/GaAs(p+) con sus contactos óhmicos de V/Ni, un tratamiento térmico a 150°C por 3 ,5 y 10 minutos en atmósfera de N_2 cromatográfico.

Las películas de Ga_2O_3-a:Ti, que se crecieron en sustratos de GaAs para la formación de las heterouniones tienen espesores entre 5 y 10 nm.

El tratamiento térmico pudiera permitir a la heterounión pasar de ser amorfo a tener una estructura nanocristalina y posteriormente a policristalina. El tratamiento debe ser considerado parte del proceso para la fabricación de las heterouniones, éste es útil para que los planos entre los contactos y la película sean correctos. Esto último basándose en la comparación de las mediciones J-V y C-V mostradas en este trabajo, con otras hechas previo al tratamiento térmico.

De acuerdo con la literatura [48] el titanio puede comportarse como centros de recombinación en la RCE, o bien, actúa como trampa y sería el responsable de que exista corriente de fuga en polarización inversa. Esto se puede atribuir parcialmente a que la película de Ga_2O_3 es delgada, con un espesor de 10 nm y al comportamiento típico de los óxidos.

Para pequeños voltajes de polarización, tanto para inversa como para directa, se ve un comportamiento simétrico en las características J-V; esta evidencia experimental indica que está participando cierto número de centros de recombinación en alguna región de la heterounión.

De acuerdo con las gráficas de J-V (Figuras 5.15.a), 5.16.a) y 5.17.a)), para el rango de polarización entre 0 V y 0.02 V, el comportamiento de la corriente contra el voltaje es lineal y se puede concluir que es un comportamiento resistivo convencional. En el rango de 0.02 V a 0.8 V se considera que es efecto túnel asistido por recombinación y para valores de polarización arriba de 0.8 V, la corriente estaría controlada por regiones de carga limitada (SCL).

En la caracterización SIMS se observa un comportamiento no esperado, que presenta el Ti. Éste sugiere que se presenta una exo-difusión de este, el efecto que se presenta sugiere que se formó un par metal-metal (V-Ti).

En las curvas $1/C^x$-V, el perfil no se logró normalizar por completo usando valores convencionales. Se necesita realizar un estudio para encontrar un coeficiente que logre normalizar las curvas $1/C^x$-V y así tener más claro la razón de impurificación que se observa en las películas.

5.5 Conclusiones del capítulo.

Películas

La caracterización a las películas de Ga_2O_3 se realizo principalmente por difracción de rayos-X y mediciones eléctricas.

De las mediciones eléctricas se encontró que las películas Ga_2O_3 amorfo sin impurificar tienen un comportamiento aislante, lo cual va de acuerdo con el gran ancho de banda del Ga_2O_3, además de la naturaleza amorfa de las mismas tal como se ha reportado en la literatura.

Heterouniones

La caracterización de las heterouniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p+), se realizó con diferentes técnicas como lo fue SEM, AFM, SIMS, caracterización eléctrica J-V y C-V.

De los estudios realizado por espectroscopia de masas de iones secundarios (SIMS) en las heterouniones, se encontró que el perfil de composición de titanio puede estar relacionado a alguna inestabilidad en la operación del crecimiento por lo delgado de las películas.

De los resultados de la caracterización J-V en las heterouniones de Ga_2O_3/GaAs se concluye que la característica aislante de la película de Ga_2O_3-a controla el transporte de carga.

Los mecanismos de transporte dominantes en la heterounión son: resistencia paralela a pequeños voltajes de polarización directa e inversa, inyección de portadores a la película de Ga_2O_3-a para el rango de voltajes arriba de V_{tr}, control de flujo de corriente por el llenado de trampas (mecanismo SCL), a voltajes de polarización de directa mayores a V_{TFL}.

Del análisis de las características C-V en las heterouniones de Ga_2O_3/GaAs indica que estas están relacionadas al perfil de impurificación de titanio, el cual no es uniforme, y puede estar asociado al proceso de fabricación utilizado.

Capítulo 6 Conclusiones generales.

Películas

En este trabajo se hizo una investigación para producir películas de Ga_2O_3 amorfo, Ga_2O_3 amorfo impurificado con Ti por la técnica de magnetrón sputtering a temperatura ambiente, para su posible aplicación a dispositivos electrónicos.

Se estudió el proceso de impurificación de las películas de Ga_2O_3 con Ti por el método de co-sputtering. La impurificación de las películas de Ga_2O_3 amorfo con Ti por co-sputtering produce películas de conductividad tipo n y permitió controlar la concentración de electrones. Se obtienen películas con resistividades de $3.5x10^{-5}$ Ω-cm hasta 27 Ω-cm concentración de electrones de $1x10^{11}$ a $1x10^{19}$ $1/cm^3$ y movilidades de 0.37 cm^2/Vs hasta 52 cm^2/Vs.

Heterouniones

Utilizando el método de co-sputtering se crecieron y caracterizaron heterouniones de Ga_2O_3-a:Ti/Ga_2O_3-a/GaAs(p). A partir de los resultados obtenidos se concluye que los procedimientos utilizados proporcionan resultados reproducibles y que las heterouniones presentan comportamientos regulares de acuerdo con las caracterizaciones realizadas.

Sugerencias y recomendaciones para Trabajo futuro

En películas

Profundizar en el estudio de las propiedades eléctricas de las películas de Ga_2O_3-a impurificado con titanio, considerando que, en la literatura existente, el titanio en películas introduce un nivel de energía profundo en 0.95 eV por debajo de la banda de conducción [47], lo cual implicaría que tendría limitaciones para actuar como impurificante convencional.

En heteroestructuras

Es necesario definir una metodología experimental para obtener una distribución constante de Titanio en las películas que forman la heterounión.

Considerando que las películas de Ga_2O_3 utilizadas para la realización de las heterouniones tienen espesores no mayores a 10 nm, resulta atractivo utilizarlas para formar heterouniones con los materiales vistos en la tabla 2.4.

Estudiar heterouniones afinando el proceso de crecimiento para obtener películas que tengan una distribución de impurezas controlada, ya sea constante o con un perfil de impurificación definido.

Capítulo 7 Referencias

[1] Liheng Zhang, (2017), “BETA GALLIUM OXIDE MATERIALS PROCESSING AND DEVICE APPLICATIONS” , Tesis de maestria, Universidad Cornell, Ithaca (Nueva York)

[2] Zhanbo Xia, 2020, “Materials and Device Engineering for HighPerformance β-Ga_2O_3-based Electronic” ,Tesis de doctorado , Universidad Estatal de Ohio, Columbus (Ohio).´

[3] Vecchia, Mauricio & Ravyts, Simon & Van den Broeck, Giel & Driesen, Johan. (2019). Gallium-Nitride Semiconductor Technology and Its Practical Design Challenges in Power Electronics Applications: An Overview. Energies. 12. 2663. 10.3390/en12142663.

[4] Zhang, Jiaye & Shi, Jue-Li & Qi, Dong-Chen & Chen, Lang & Zhang, K.. (2020). Recent progress on the electronic structure, defect, and doping properties of Ga2O3. APL Materials. 8. 020906. 10.1063/1.5142999.

[5] Juárez Amador, Lucía & Galván-Arellano, M. & Adame, Andraca & Romero-Paredes, Gabriel & Kennedy-Magos, A. & Peña-Sierra, R.. (2018). Electrical, optical and structural characteristics of gallium oxide thin films deposited by RF-sputtering. Journal of Materials Science: Materials in Electronics. 29. 10.1007/s10854-018-9200-3.

[6] Ramana, Chevala & Rubio, E.J. & Barraza, C.D. & Gallardo, A. & McPeak, Samantha & Kotru, S. & Grant, John. (2014). Chemical bonding, optical constants, and electrical resistivity of sputter-deposited gallium oxide thin films. Journal of Applied Physics. 115. 043508-043508. 10.1063/1.4862186.

[7] Sturm, J.C. & Huang, Y. & Han, L. & Liu, T. & Hekmatshoar, B. & Cherenack, K. & Lausecker, Elisabeth & Wagner, S.. (2011). Amorphous silicon: The other silicon. 2011 12th International Conference on Ultimate Integration on Silicon, ULIS 2011. 1 - 4. 10.1109/ULIS.2011.5758011.

[8] Buchholz, Donald & Ma, Qing & Alducin, Diego & Ponce, Arturo & Yacaman, Miguel & Khanal, Rabi & Medvedeva, Julia & Chang, Robert. (2014). The Structure and Properties of Amorphous Indium Oxide. Chemistry of Materials. 26. 5401-5411. 10.1021/cm502689x.

[9] Shimizu, Takao & Funakubo, Hiroshi. (2019). Epitaxial Growth of Doped HfO2 Ferroelectric Materials. 10.1016/B978-0-08-102430-0.00004-8. P,173

[10] Marius G.(2016) “The Physics of Semiconductors An Introduction Including Nanophysics and Applications(3th)” . New York: Springer.

[11] Ganaie, Mohsin & Zulfequar, M.. (2020). Study of Morphological, Electrical and Optical behaviour of Amorphous Chalcogenide Semiconductor. 10.5772/intechopen.90512.

[12] Neamen, D. A. (2012). Semiconductor physics and devices basic principles(4th). New York: McGraw-Hill.

[13] Callister, W. D. (2014). Materials science and engineering: An introduction(9th). New York: John Wiley.

[14] Capper, P., Irvine, S., & Joyce, T. (2006). Epitaxial Crystal Growth: Methods and Materials. Springer Handbook of Electronic and Photonic Materials, 271–301. doi:10.1007/978-0-387-29185-7_14

[15] Jilani, A., Abdel-wahab, M. S., & Hammad, A. H. (2017). Advance Deposition Techniques for Thin Film and Coating. In Modern Technologies for Creating the Thin-film Systems and Coatings. InTech. https://doi.org/10.5772/65702

[16] Saikumar, Ashwin Kumar & Nehate, Shraddha & Sundaram, K.B.. (2019). Review—RF Sputtered Films of Ga 2 O 3. ECS Journal of Solid-State Science and Technology. 8. Q3064-Q3078. 10.1149/2.0141907jss.

[17] Kumar, S & Rubio, E. & Noor, M & Martinez, G & Manandhar, Sandeep & Shutthanandan, Vaithiyalingam & Thevuthasan, S & Ramana, C.. (2013). Structure, Morphology, and Optical Properties of Amorphous and Nanocrystalline Gallium Oxide Thin Films. The Journal of Physical Chemistry C. 117. 4194. 10.1021/jp311300e.

[18] Jubu, Rex & Yam, F.K. & Chahrour, Khaled. (2020). Enhanced red shift in optical absorption edge and photoelectrochemical performance of N-gallium oxide nanostructures. Vacuum. 182. 109704. 10.1016/j.vacuum.2020.109704.

[19] Park, Ji-Hyeon & McClintock, Ryan & Pavlidis, Dimitris & H. Teherani, Ferechteh & Rogers, David & Magill, Brenden & Khodaparast, G. & Xu, Yaobin & Wu, Jinsong & Dravid, Vinayak & Razeghi, Manijeh. (2018). A Review of the Growth, Doping & Applications of β-Ga_2O_3 thin films.

[20] Trier, F., Christensen, D. V., & Pryds, N. (2018). "Electron mobility in oxide heterostructures: Topical review". Journal of Physics D: Applied Physics, 51(29), [293002]. https://doi.org/10.1088/1361-6463/aac9aa

[21] A.A.Dakhel (2013). Investigation of opto-dielectric properties of Ti-doped Ga2O3 thin films. Solid State Sciences. 20. 54–58. 10.1016/j.solidstatesciences.2013.03.009.

[22] Schulze, Tim & Korte, Lars & Conrad, Erin & Rech, Bernd. (2010). Electrical transport mechanisms in a-Si:H/c-Si heterojunction solar cells. Journal of Applied Physics. 107. 023711 - 023711. 10.1063/1.3267316.

[23] Chiu, Fu-Chien. (2014). A Review on Conduction Mechanisms in Dielectric Films. Advances in Materials Science and Engineering. 2014. 1-18. 10.1155/2014/578168.

[24] S. M. Sze, K. K. Ng (2007). "Physics of Semiconductor Devices," 3rd Edition, John Wiley & Sons, New Jersey.

[25] Sandip Tiwari (1991) "Compound Semiconductor Device Physics" (The Open Edition), ACADEMIC PRESS.

[26] R.L. Anderson (1962). "Experiments on Ge-GaAs heterojunctions.", 5(5), 341–351. doi:10.1016/0038-1101(62)90115-6

[27] Farhan Rana (2014). "Chapter 2 Semiconductor Heterostructures", Cornell University, con liga: https://courses.cit.cornell.edu/ece533/Lectures/handout2.pdf

[28] Konishi, Keita; Goto, Ken; Murakami, Hisashi; Kumagai, Yoshinao; Kuramata, Akito; Yamakoshi, Shigenobu; Higashiwaki, Masataka (2017). 1-kV vertical Ga2O3 field-plated Schottky barrier diode. Applied Physics Letters, 110(10), 103506–. doi:10.1063/1.4977857

[29] Yang, Zhibin & Hao, Jianhua & Lau, Shu. (2020). Synthesis, properties, and applications of 2D amorphous inorganic materials. Journal of Applied Physics. 127. 220901. 10.1063/1.5144626.

[30] Ming-Yang Li, Chang-Hsiao Chen, Yumeng Shi, Lain-Jong Li (2016) “Heterostructures based on two-dimensional layered materials and their potential applications” Materials Today,Volume 19, Issue 6,Pages 322-335, ISSN 1369-7021, https://doi.org/10.1016/j.mattod.2015.11.003.

[31] Kalygina, V. M.; Vishnikina, V. V.; Petrova, Yu. S.; Prudaev, I. A.; Yaskevich, T. M. (2015). Photoelectric characteristics of metal-Ga2O3-GaAs structures. Semiconductors, 49(3), 345–351. doi:10.1134/S1063782615030100

[32] Hadamek, Tobias & Posadas, Agham & Alquaiti, Fatima & Smith, David & McCartney, Martha & Demkov, Alex. (2021). β-Ga 2 O 3 on Si (001) grown by plasma-assisted MBE with γ-Al 2 O 3 (111) buffer layer: Structural characterization. AIP Advances. 11. 045209. 10.1063/5.0044923.

[33] Marko J.Tadjer, (2019) “ Gallium Oxide Technology, Devices and Applications A volume in Metal Oxides ” Elsevier, https://doi.org/10.1016/B978-0-12-814521-0.00010-5

[34] Huan, Ya-Wei & Sun, Shun-Ming & Gu, Chenjie & Liu, Wen-Jun & Ding, Shi-Jin & Yu, Hong-Yu & Xia, Changtai & Zhang, David. (2018). Recent Advances in β-Ga_2O_3–Metal Contacts. Nanoscale Research Letters. 13. 10.1186/s11671-018-2667-2.

[35] Fager, Hanna. (2014). Growth and Characterization of Amorphous Multicomponent Nitride Thin Films. 10.3384/diss.diva-106576.

[36] John A. Thornton. (1986). The microstructure of sputter-deposited coatings “Journal of Vacuum Science & Technology”; https://doi.org/10.1116/1.573628

[37] Afonso, Elisabet & Martínez-Gómez, Aránzazu & Tiemblo, Pilar & García, Nuria. (2020). La perfilometría óptica como técnica de caracterización topográfica no destructiva y sin contacto. 120. 5-13.

[38] R. Pascual, L.R. Cruz, C.L. Ferreira, D.T. Gomes,“Thin film thickness measurement using the energy-dispersive spectroscopy technique in a scanning electron microscope,Thin

Solid Films," Volume 185, Issue 2, 1990, Pages 279-286, ISSN 0040-6090, https://doi.org/10.1016/0040-6090(90)90092-R.

[39] Daniel J. D. S. ,Patrick D. et al. (2021). "Determining Density of Think Films". Notas de aplicación. (Company, EAG laboratories). Con liga: https://www.eag.com/resources/appnotes/determining-density-of-thin-films/

[40] Liu, Shaoyang & Wang, Yifen. (2011). A Review of the Application of Atomic Force Microscopy (AFM) in Food Science and Technology. Advances in food and nutrition research. 62. 201-40. 10.1016/B978-0-12-385989-1.00006-5.

[41] Manifacier, J. & Gasiot, Jean & Fillard, J. (2001). A simple method for the determination of the optical constants n, k and the thickness of a weakly absorbing thin film. Journal of Physics E: Scientific Instruments. 9. 1002. 10.1088/0022-3735/9/11/032.

[42] Obtenido de las datasheets para 4200A-SCS Parameter Analyzer Datasheet, de la compañia Tektronics(2022) con la liga: https://www.tek.com/en/datasheet/4200a-scs-parameter-analyzer

[43] Ahrling, Robin & Boy, Johannes & Handwerg, Martin & Chiatti, Olivio & Mitdank, Rüdiger & Wagner, Günter & Galazka, Zbigniew & Fischer, Saskia. (2019). Transport Properties and Finite Size Effects in β-Ga_2O_3 Thin Films. Scientific Reports. 9. 10.1038/s41598-019-49238-2.

[44] Bin Anooz, Saud & Popp, Andreas & Grüneberg, R. & Wouters, Charlotte & Schewski, Robert & Schmidbauer, Martin & Albrecht, Martin & Fiedler, Andreas & Ramsteiner, M. & Klimm, Detlef & Irmscher, Klaus & Galazka, Zbigniew & Wagner, Günter. (2019). Indium incorporation in homoepitaxial β-Ga 2 O 3 thin films grown by metal organic vapor phase epitaxy. Journal of Applied Physics. 125. 195702. 10.1063/1.5090213.

[45] Lee, Kyung & Kim, Nam. (2005). Annealing Effects on the Structural Properties of Gold Films on Si by the RF Magnetron Sputtering. Materials Science Forum - MATER SCI FORUM. 475. 3923-3926. 10.4028/www.scientific.net/MSF.475-479.3923.

[46] Dongaonkar, S & Servaites, Jonathan & Ford, G. & Loser, S & Moore, J & Gelfand, Ryan & Mohseni, Hooman & Hillhouse, H. & Agrawal, Rakesh & Ratner, Mark & Marks, T. & Lundstrom, M.s & Alam, M.. (2010). Universality of non-Ohmic shunt leakage in thin-film solar cells. Journal of Applied Physics. 108. 10.1063/1.3518509.

[47] Zimmermann, Christian & Frodason, Ymir & Barnard, Abraham & Varley, Joel & Irmscher, Klaus & Galazka, Zbigniew & Karjalainen, Antti & Meyer, Walter & Auret, F.D. & Vines, Lasse. (2020). Ti- and Fe-related charge transition levels in β−Ga2O3. Applied Physics Letters. 116. 072101. 10.1063/1.5139402.

[48] Stepina, N. & Nenashev, A. & Dvurechenskii, A.. (2017). Hall effect in hopping conduction in an ensemble of quantum dots. JETP Letters. 106. 308-312. 10.1134/S0021364017170118.

[49] Kotecha, Ramchandra & Zakutayev, Andriy & Metzger, W. & Paret, Paul & Moreno, Gilbert & Kekelia, Bidzina & Bennion, Kevin & Mather, Barry & Narumanchi, Sreekant & Kim, Samuel & Graham, Samuel. (2019). “Electrothermal Modeling and Analysis of Gallium Oxide Power Switching Devices”. 10.1115/IPACK2019-6453.

[50] McPhail, D.S. (2006). “Applications of Secondary Ion Mass Spectrometry (SIMS) in Materials Science”. *J Mater Sci* 41, 873–903 https://doi.org/10.1007/s10853-006-6568-x