



**I  
N  
A  
O  
E**

**“Investigación y desarrollo de procesos tecnológicos para la  
obtención de emisores de luz y guías de onda para la integración en  
sistemas electrofotónicos”**

por

**Ing. José Juan Avilés Bravo**

Tesis sometida como requisito parcial  
para obtener el grado de

**MAESTRO EN CIENCIAS EN LA  
ESPECIALIDAD DE ELECTRÓNICA**

en el

**Instituto Nacional de Astrofísica,  
Óptica y Electrónica**

Agosto 2019  
Tonantzintla, Puebla

**Supervisada por:**

**Dr. Mariano Aceves Mijares**

y

**Dra. Liliana Palacios Huerta**

©INAOE 2019

Derechos Reservados

El autor otorga al INAOE el permiso de reproducir y  
distribuir copias de esta tesis en su totalidad o en partes  
mencionando la fuente.



# Dedicatoria

*Dedico este trabajo de tesis de manera especial a mi familia*

*A mis padres, Nereida y Jose Juan les dedico todo mi esfuerzo, en reconocimiento a todo el sacrificio realizado en todos estos años de estudio.*

*A mi hermano Omar por su apoyo, motivación y consejos brindados a lo largo de mi formación personal.*

*A mi sobrinita Marley Zoé, por todo el cariño que siempre me ha brindado.*

*Y a todas aquellas personas que confiaron y creyeron en mí.*

# Agradecimiento

Agradezco principalmente a Dios, por protegerme y guiarme durante todo mi camino, por darme fuerzas y sabiduría para superar cada uno de los retos a lo que me he enfrentado para lograr alcanzar esta meta.

A mi familia por todo el apoyo incondicional brindado. A mis padres por todo su esfuerzo y dedicación al educarme, por los valores inculcados y por enseñarme a no ser conformista.

A mi hermano Omar, le agradezco cada uno de sus consejos, palabras de aliento y su apoyo incondicional desde que tengo memoria.

Quiero agradecer a mis asesores, el Dr. Marino Aceves Mijares y la Dra. Liliana Palacios Huerta por la oportunidad de trabajar bajo su dirección, por su dedicación, tiempo y paciencia al transmitir sus conocimientos. Gracias por su valiosa aportación en mi formación profesional.

También quiero agradecer a mis sinodales a Dr. José Alberto Luna López, Dr. Alfredo A. González Fernández y Dra. Claudia Reyes Betanzo por su interés mostrado en este trabajo de tesis.

A la M.C. Karla Esther Gonzáles Flores por su tiempo y paciencia para transmitirme sus conocimientos. Gracias por apoyarme y exigirme hasta lograr sacar lo mejor de mí. Gracias por su amistad y confianza.

También quiero agradecer a mis compañeros y amigos de INAOE por transmitirme sus conocimientos y por su apoyo al realizar este trabajo de tesis, en especial a Jose Carlos Ortega, Daniel Vargas, Erick Iván Barros, Andrea Caballero, Alejandro Arenas, Ana Karen Maldonado y Berenice Carrasco por la compañía y amistad brindada. Al personal del laboratorio de microelectrónica en especial Armando Hernández, Víctor Aca, Ignacio Juárez y Leticia Tecuapetla por el apoyo y tiempo durante el desarrollo de este trabajo.

Finalmente agradezco al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT) por la beca otorgada para realizar mis estudios y al Instituto Nacional de Astrofísica, Óptica y Electrónica por darme la oportunidad de ingresar a la maestría y por todas las facilidades otorgadas.

# Resumen

Este trabajo de tesis aborda el diseño y estudio de un emisor de luz y una guía de onda para un sistema electrofotónico, mediante el uso exclusivo de técnicas y materiales compatibles con la tecnología metal-óxido-semiconductor complementaria (CMOS, del inglés *Complementary Metal-Oxide-Semiconductor*). De manera particular, se estudia el impacto del proceso de fabricación de la compuerta sobre las características electro-ópticas de capacitores emisores de luz basados en películas de óxido de silicio rico en silicio (SRO, del inglés, *Silicon Rich Oxide*) para averiguar si dichos procesos ayudan o perjudican el desempeño del dispositivo.

Para el estudio del emisor de luz, se fabricaron dispositivos con una capa activa de 40 nm de SRO depositado por medio de la técnica de LPCVD (del inglés, *Low Pressure Chemical Vapor Deposition*). Como compuerta para el dispositivo se utilizó una película de polisilicio la cual fue sometida a un proceso de dopado (tipo N) con y sin redifusión a 1000 °C. Para el análisis de composición de la película de SRO después de la fabricación del dispositivo, se eliminó la compuerta del polisilicio con KOH. Por medio de elipsometría se observó un cambio en la estequiometría del SRO indicada por el incremento en el índice de refracción, el cual después fue confirmado mediante el análisis de composición realizado por Espectroscopia de Fotoelectrones de Rayos X (XPS, del inglés, *X-ray Photoelectron Spectrometry*). Se comprobó la existencia de una migración de átomos de fósforo y de silicio desde la compuerta de polisilicio hacia la película de SRO, siendo mayor en la película con redifusión. El porcentaje de átomos de fósforo hacia la película de SRO es despreciable. Se encontró que el exceso de silicio adicional incorporado en las películas de SRO durante el dopado principalmente incrementa la formación de subóxidos tipo  $\text{Si}^{3+}$  mientras que el proceso de redifusión provoca una reestructuración del SRO. Además, se encontró un incremento en la formación de silicio elemental ( $\text{Si}^0$ ) con el dopado y la redifusión lo que podría estar provocando un incremento en el tamaño de las nanopartículas de silicio (Si-nps) y desplazando el espectro de fotoluminiscencia hacia una mayor longitud de onda. El dispositivo con solo dopado presentó electroluminiscencia de área completa en color blanco después de alcanzar un comportamiento de switcheo resistivo (SR), el cual es relacionado con cambios estructurales dentro de la película de SRO. El dispositivo con dopado y redifusión no presenta el comportamiento de switcheo resistivo y la electroluminiscencia solo se presenta como una alta densidad de puntos de luz. Además, se encontró que el color de la emisión de los dispositivos no solo depende del exceso de silicio, sino también de la manera en que este se agrega a la red del SRO y el tipo de enlace que se forma.

Por otro lado, para el acoplamiento directo entre el emisor de luz y la guía de onda se propone diseñar la guía de onda dentro de una cavidad para que la capa activa del emisor y el núcleo de la guía de onda queden al mismo nivel y de este modo la luz emitida por el emisor llegue directamente al núcleo de la guía para su transporte. Para esto, se fabricaron cavidades de 2.2 mm<sup>2</sup> con una

profundidad de 1.3  $\mu\text{m}$  mediante grabado húmedo con KOH. Además, algunas cavidades también fueron sometidas a un grabado seco con el RIE (del inglés, *Reactive Ion Etching*), durante 1 min para planarizar las paredes laterales de la cavidad. Por medio de Perfilometría y Espectroscopia Electrónica de Barrido (SEM, del inglés, *Scanning Electron Microscope*), se comprobó que el grabado por medio del KOH es anisotrópico (dependiente de la orientación de los planos cristalográficos del silicio) generando paredes inclinadas debido a que el sustrato es de silicio orientación (100). Con la ayuda del RIE fue posible disminuir esta inclinación en 1.4 % obteniendo paredes más perpendiculares (con menor grado de inclinación), con el inconveniente de que se presenta una mayor rugosidad en la superficie de la cavidad.

Se fabricó el recubrimiento inferior de la guía de onda dentro de la cavidad previamente formada depositando una película de óxido de silicio ( $\text{SiO}_2$ ) mediante la técnica de APCVD (del inglés, *Atmospheric Pressure Chemical Vapor Deposition*). Se observó que el  $\text{SiO}_2$  mantiene la forma de la cavidad, con la excepción de presentar una acumulación de  $\text{SiO}_2$  con forma de espiga en las aristas de las paredes de la cavidad llena, los cuales se relacionaron con la baja cobertura de escalón que presenta la técnica de depósito. Se encontró que entre mayor sea el espesor de la película de  $\text{SiO}_2$ , mayor es el tamaño de las espigas.

Mediante grabado húmedo se logró grabar la película de  $\text{SiO}_2$  hasta el nivel de la superficie de la cavidad de Si, quedando así solo la cavidad completamente llena. Mediante análisis de perfilometría y SEM se observaron canales vacíos (sin  $\text{SiO}_2$ ) alrededor de la cavidad con una separación de 2.5  $\mu\text{m}$  entre el Si y el  $\text{SiO}_2$ , lo cual se relacionó a un problema con el tamaño de los patrones en las mascarillas o una mala alineación durante el proceso de litografía. Sin embargo, se encontraron los parámetros de depósito de  $\text{SiO}_2$  y los tiempos de grabado necesarios para eliminar el óxido remanente.

Finalmente, sobre se depositó una película de  $\text{SRN}_{120}$  con un espesor de 120 nm por medio de la técnica LPCVD para formar el núcleo de la guía de onda. Por medio de litografía se delimitó el área del núcleo y se grabó el  $\text{SRN}_{120}$  sobrante mediante grabado seco con RIE. Por medio del SEM se observó que el depósito es conformal y elimina los defectos generados en el  $\text{SiO}_2$  debido a las tensiones superficiales.

# Abstract

This thesis work addresses the design and study of a light emitter and a waveguide for an electrophotonic system, through the exclusive use of techniques and materials compatible with Complementary Metal-Oxide-Semiconductor (CMOS) technology. In particular, the impact of the gate manufacturing process on the electro-optical characteristics of light emitting capacitors based on silicon-rich silicon oxide (SRO) is studied, to find out if these processes help or impair the performance of the device.

For the study of the light emitter, devices were manufactured with an active layer of 40 nm of SRO deposited by means of the LPCVD (Low Pressure Chemical Vapor Deposition). A polysilicon film was used as the gate for the device, which was submitted to a doping process (type N) with and without re-diffusion 1000 °C. For the analysis of the composition of the SRO film after the manufacture of the device, the polysilicon gate with KOH was removed. A change in the stoichiometry of the SRO was observed by ellipsometry, indicated by the increase in the refractive index, which was then confirmed by the composition analysis performed by X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS). The percentage of phosphorus atoms to the SRO film is negligible. It was found that the excess of additional silicon incorporated in SRO films during doping mainly increases the formation of  $\text{Si}^{3+}$  type suboxides while the re-diffusion process results in a restructuring of ORS. In addition, an increase in the formation of elemental silicon ( $\text{Si}^0$ ) was found with doping and re-diffusion which could be causing an increase in the size of silicon nanoparticles (Si-nps) and shifting the photoluminescence spectrum towards a longer wavelength. The device with only doping presented full-area electroluminescence in white after reaching a resistive switching (SR) behavior, which is related to structural changes within the SRO film. The device with doping and re-diffusion does not exhibit the behavior of resistive switching and electroluminescence only appears as a high density of light points. In addition, it was found that the emission color of the devices not only depends on the excess silicon, but also on the way it is added to the SRO network and the type of link that is formed.

On the other hand, for the direct coupling between the light emitter and the waveguide it is proposed to design the waveguide inside a cavity so that the active layer of the emitter and the nucleus of the waveguide are at the same level and in this way the light emitted by the emitter arrives directly to the nucleus of the guide for its transport. For this, 2.2 mm<sup>2</sup> cavities were manufactured with a depth of 1.3 μm by wet etching with KOH. In addition, some cavities were also subjected to dry etching with the RIE (Reactive Ion Etching), for 1 min to planarize the side walls of the cavity. By means of profilometry and Scanning Electronic Spectroscopy (SEM), it was found that the engraving by means of KOH is anisotropic (depending on the orientation of the crystallographic planes of the silicon) generating sloping walls because the substrate is silicon orientation (100). With the help of the RIE it was possible to reduce this inclination by 1.4%,

obtaining more perpendicular walls (with a lower degree of inclination), with the disadvantage that there is a greater roughness on the surface of the cavity.

The lower coating of the waveguide was manufactured within the previously formed cavity by depositing a film of silicon oxide ( $\text{SiO}_2$ ) using the APCVD (Atmospheric Pressure Chemical Vapor Deposition) technique. It was observed that  $\text{SiO}_2$  maintains the shape of the cavity, with the exception of presenting an accumulation of  $\text{SiO}_2$  with the shape of a spike in the edges of the walls of the full cavity, which were related to the low step coverage presented by the deposit technique. It was observed that the bigger the thickness of the  $\text{SiO}_2$  film, the bigger the size of the dowels. By wet etching, the  $\text{SiO}_2$  film was etched down to the surface level of the Si cavity, leaving only the completely filled. Profilometry and SEM analysis observed empty channels (without  $\text{SiO}_2$ ) around the cavity with a  $2.5 \mu\text{m}$  separation between Si and  $\text{SiO}_2$ , which was related to a problem with mask pattern size or misalignment during the lithography process. However, the  $\text{SiO}_2$  deposit parameters and etching times necessary to remove the remaining oxide were found.

Finally, an  $\text{SRN}_{120}$  film with a thickness of 120 nm was deposited on top by means of the LPCVD technique to form the core of the waveguide. By lithography the area of the nucleus was delimited and the remaining  $\text{SRN}_{120}$  was recorded by dry etching with RIE. By means of the SEM it was observed that the deposit is conformal and eliminates the defects generated in  $\text{SiO}_2$  due to surface stress.

# Índice

1. Capítulo 1: Introducción.....	1
1.1. Planteamiento del problema .....	2
1.2. Objetivo .....	3
1.2.1. General.....	3
1.2.2. Específicos .....	3
1.3. Organización de la tesis .....	3
2. Capítulo 2: Emisor de luz para acoplamiento en un sistema emisor-transmisor .....	4
2.1. Material activo del LEC.....	5
2.2. Mecanismos de conducción en películas dieléctricas .....	6
2.3. Material de compuerta – polisilicio.....	7
2.4. Simulaciones .....	8
2.5. Procedimiento experimental .....	10
2.5.1. Fabricación del LEC.....	10
2.5.2. Técnicas y equipos de caracterización .....	12
2.5.3. Resultados.....	13
2.5.3.1. Composición de la película activa.....	14
2.5.3.2. Respuesta óptica de la película activa.....	18
2.5.3.3. Respuesta eléctrica de los dispositivos .....	21
2.5.3.4. Respuesta electro-óptica.....	24
3. Capítulo 3: Guía de onda para el acoplamiento en un sistema emisor-transmisor.....	27
3.1. Fundamentos de una guía de onda óptica.....	27
3.1.1. Materiales de fabricación: SRN y SiO <sub>2</sub> .....	28
3.2. Grabado del Silicio .....	28
3.2.1. Grabado húmedo anisotrópico .....	28
3.2.2. Grabado seco.....	29
3.3. Simulaciones de Estructura-Cavidad .....	31
3.4. Procedimiento experimental .....	33
3.4.1. Fabricación de la guía de onda.....	33
3.4.2. Técnicas y equipos de caracterización .....	35
3.4.3. Resultados.....	36
3.4.3.1. Formación de cavidades sobre el sustrato.....	36
3.4.3.2. Formación del recubrimiento inferior de la guía de onda.....	38
3.4.3.3. Formación de núcleo.....	45



4. Capítulo 4: Conclusiones .....	46
4.1. Trabajo futuro .....	48
Apéndice .....	49
A1. Proceso de fabricación para el LEC .....	49
A2. Proceso de fabricación de la guía de onda .....	51
A3. Técnicas de caracterización. ....	53
<b>Elipsometría</b> .....	53
<b>Resistencia de cuadro (<math>R_{sh}</math>)</b> .....	53
<b>Espectroscopia de Fotoelectrones Emitidos por Rayos X (XPS)</b> .....	54
<b>Fotoluminiscencia (FL)</b> .....	54
<b>Caracterización electro-óptica</b> .....	55
<b>Perfilómetro</b> .....	56
<b>Microscopia Electrónica de Barrido (SEM)</b> .....	56
Índice de figuras .....	58
Índice de tablas.....	60
Referencias .....	60

## Capítulo 1: Introducción

La tecnología basada en silicio ha dominado por décadas la industria de la microelectrónica. Con el paso del tiempo la tecnología basada en silicio ha demostrado alcanzar altos niveles de integración con procesos de fabricación micro- y nano-electrónicos bien controlados disminuyendo así su costo de producción. Sin embargo, el reducir las dimensiones de los dispositivos, así como sus interconexiones, atrajo nuevas dificultades tales como un mayor consumo de potencia, efectos de “cross-talk” (información cruzada) y calentamiento debido a fenómenos resistivos y/o capacitivos [1]. Con la finalidad de resolver estas dificultades surgió la idea de utilizar luz (fotones) en lugar de electrones como fuente de transmisión de datos. En 1993, Sofer propone el desarrollo de un circuito fotónico integrado de silicio (PIC'S, del inglés *Silicon Photonic Integrated Circuit*) proveniente principalmente de la visión de la optoelectrónica: la integración de la óptica y la electrónica en el mismo sustrato [2], utilizando principalmente materiales de la columna IV de la tabla periódica de los elementos (C, Si, Ge, Sn).

Con el descubrimiento de la emisión de luz a temperatura ambiente en silicio poroso [3], se inició una continua investigación de las propiedades opto-eléctricas de materiales basados en silicio adecuados para fabricar fuentes de luz compatibles con la tecnología Metal-Óxido-Semiconductor Complementario (CMOS, del inglés *Complementary Metal-Oxide-Semiconductor*). Uno de los materiales con respuesta luminiscente en el rango del visible es el óxido de silicio rico en silicio (SRO). Existen varias técnicas para obtener este material, sin embargo, el SRO obtenido por LPCVD y recocido a 1100 °C durante 2 horas ha demostrado tener una respuesta luminiscente superior a las demás [4]. Se han reportados trabajos de emisores de luz basados en estructuras Metal-aislante-semiconductor (MIS) utilizando este material como capa activa con emisiones en la banda del azul y roja dependiendo del exceso de silicio y el proceso de recocido térmico [5], [6]. Esta emisión se debe a procesos de recombinación generados por defectos y/o nanopartículas de silicio (Si-nps) presentes dentro de la matriz del SiO<sub>2</sub>. Los defectos relacionados con el oxígeno, como la vacancia de oxígeno neutro (NOV), el centro E'δ, el centro de oxígeno hueco no enlazado (NOBHC) presentes en la matriz muestran bandas de emisión en el rango de 410-460, 520-550 y 620- 650 nm respectivamente [7]–[9]. Además, se sabe que las nanopartículas de silicio (Si-nps) y los defectos se dispersan aleatoriamente dentro de la película de SRO por lo que el espesor de la película es importante. Se ha demostrado que en espesores menores a 80 nm se presentan caminos conductivos preferenciales lo que genera altos niveles de corriente en campos eléctricos muy bajos [10]. La emisión bajo esta condición se presenta como puntos brillantes en la superficie del dispositivo en lugar del área completa. Cuando se tiene una baja concentración de exceso de silicio dentro de SRO, el estrés generado en la película debido a los altos niveles de corriente genera el rompimiento de los caminos conductivos preferenciales provocando un cambio a un estado de baja corriente donde la emisión se presenta en toda el área del dispositivo [10]. Cada uno de estos acontecimientos tienen lugar dependiendo

del exceso de silicio y el espesor de la película, así como también a los diferentes procesos de fabricación a los que son sometidos los dispositivos, por lo que aún existen muchas variables a tomar en cuenta para aumentar la eficiencia de emisores de luz sobre silicio.

Por otro lado, las interconexiones de los dispositivos dentro del PIC también son importantes por lo que se ha propuesto el diseño de guías de onda ópticas capaces de transmitir la luz generada a partir de los emisores. Una opción atractiva para la fabricación de las guías de onda son los materiales semiconductores como oxinitruros ( $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ) y nitruro de silicio que presentan baja absorción en el rango visible y es posible obtenerlos mediante técnicas como LPCVD y PECVD [11], [12], lo que los hace compatibles con la tecnología CMOS. Además de que sus propiedades ópticas, eléctricas y mecánicas pueden ser ajustadas mediante la variación de las condiciones de depósito, tales como: presión, temperatura, potencia, frecuencia y flujo de los gases. Además, Temple *et al*, demostraron que el enriquecer con silicio al nitruro de silicio (SRN) disminuye la tensión residual de la película, lo que indica una disminución en el número de defectos generados durante el depósito y por consiguiente una baja absorción. Aunado a esto el índice de refracción ( $\sim 2.1$ ) se ve incrementado, beneficiando de esta manera al confinamiento interno de la luz debido a un mayor contraste con el índice de refracción del  $\text{SiO}_2$  ( $\sim 1.49$ ) el cual es utilizado comúnmente para la formación del recubrimiento de la guía de onda [13]. Alarcón *et al*, demostraron que el  $\text{SRN}_{120}$  presentan baja rugosidad, transmitancia  $> 80\%$  en  $\lambda > 400$  nm y un menores tensiones residuales que el  $\text{SRN}_{100}$  [14]. Por lo que es un gran candidato para ser utilizado como núcleo en el diseño de las guías de onda.

Así como se han reportado trabajos sobre la fabricación de emisores de luz, guías de onda y sensores en una línea de fabricación CMOS, también se ha reportado la integración entre emisores de luz y guías de ondas [15], guías de onda con fotodetectores [16] y más recientemente se reportó un circuito compuesto de un emisor de luz, una guía de onda y un sensor [17]. Todos ellos utilizando procesos de fabricación demasiado complejos para la integración de los dispositivos, lo que dificulta el desarrollo de los sistemas electrofotónicos. Por esta razón que es conveniente estudiar nuevas alternativas para su diseño y fabricación.

## 1.1. Planteamiento del problema

Actualmente el diseño de sistemas electrofotónicos integrados en silicio se enfrenta a diversos retos entre los que destacan: fuentes de luz externas e incompatibles con la tecnología MOS, por lo que el acoplamiento entre el emisor y la guía de onda integrada de dimensiones micrométricas genera la necesidad de utilizar dispositivos de acoplamiento (lentes, rejillas y objetivos) produciendo una gran complejidad tecnológica. Por otro lado, las fuentes de luz en silicio pueden integrarse junto con las guías de onda, y de esta manera resultan auto acopladas. Sin embargo, las guías de onda de nitruro de silicio rico en silicio

(SRN) requieren de un recubrimiento inferior de  $\text{SiO}_2$  mayor a 1 micra de espesor [13]. Esto provoca sobre la superficie del silicio diferentes alturas del emisor de luz y la guía de onda lo que causa una deficiente transmisión de la luz. Entonces, es necesario buscar alternativas para mantener en un solo plano todas las componentes de los circuitos electrofotónicos como se muestra en la figura 1.1.

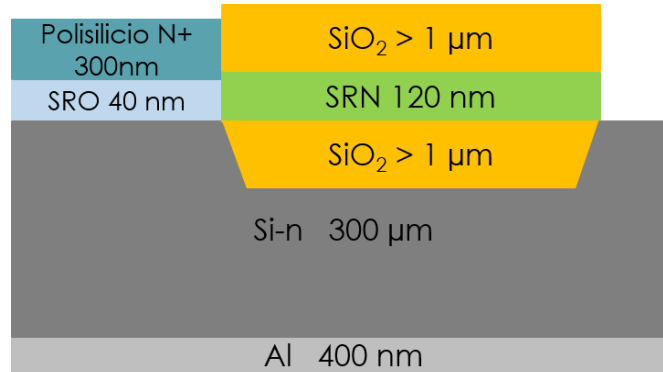


Figura 1.1: Estructura de emisor de luz y guía de onda acoplados

## 1.2. Objetivo

### 1.2.1. General

Investigar y desarrollar un proceso tecnológico para el diseño y acoplamiento directo entre la capa activa (SRO) del emisor de luz y el núcleo de la guía de onda. Así como investigar el efecto que tiene el proceso de dopado de la compuerta de polisilicio sobre el desempeño de los dispositivos emisores de luz.

### 1.2.2. Específicos

- Simular el proceso de fabricación de un dispositivo emisor de luz (LEC) por medio de la paquetería de Silvaco, reemplazando al SRO por un  $\text{SiO}_2$ .
- Fabricar capacitores emisores de luz con una capa activa nanométrica utilizando dos diferentes condiciones de dopado para el polisilicio como contacto superior transparente.
- Caracterizar el dispositivo eléctrica y morfológicamente.
- Simular el proceso de fabricación de una cavidad sobre el sustrato de silicio, la cual será llenada con  $\text{SiO}_2$ .
- Diseñar y fabricar una cavidad sobre el sustrato de silicio mediante grabado húmedo.
- Formar el recubrimiento inferior de la guía de onda llenando la cavidad por medio de un depósito de óxido de silicio.
- Depositar el núcleo de la guía de onda encima de la película de óxido de silicio.

## 1.3. Organización de la tesis

Este documento de tesis contiene 4 capítulos. El capítulo 1 contiene la introducción general del trabajo de investigación, planteamiento del problema y objetivos de la investigación.

El capítulo 2 está dedicado al estudio completo del emisor de luz diseñado a partir de una estructura (MOS) con dos diferentes condiciones de dopado sobre la compuerta de polisilicio. Primero se da una descripción general de los capacitores emisores de luz basados en silicio, seguido de simulaciones acerca de su fabricación. Después, se describe la parte experimental y el análisis de las características estructurales, de composición y fotoluminiscencia del material activos (SRO) bajo estas dos condiciones. Además, se presentan las propiedades eléctricas y curvas de densidad de corriente contra campo eléctrico (J-E), se realiza un análisis de los mecanismos de conducción mediante los modelos de tunelamiento asistido por trampas (TAT) y conducción limitada por carga espacial (SLCS) y su espectro de electroluminiscencia.

El capítulo 3 está dedicado al estudio completo del diseño de la guía de onda utilizando una cavidad para la formación de su recubrimiento inferior. Al igual que en el capítulo 2, primero se da una descripción general de las guías de onda basadas en silicio, seguido de simulaciones acerca de su fabricación. Después, se describe la parte experimental y el análisis de cada uno de los pasos para obtener el recubrimiento inferior (grabado y llenado).

Por último, en el capítulo 4 se describen las conclusiones del trabajo y la perspectiva de trabajos futuros.

## Capítulo 2: Emisor de luz para acoplamiento en un sistema emisor-transmisor

En un circuito electrofotónico basado en silicio, la mayor de las limitantes es el emisor de luz debido a que el silicio presenta una banda prohibida indirecta. Sin embargo, el descubrimiento de la luminiscencia en silicio poroso a temperatura ambiente [3] y luego en muchos otros materiales nano-estructurados basados en Silicio [18][19] abrieron la posibilidad de obtener fuentes de luz compatibles con la tecnología de fabricación CMOS ampliamente desarrollada. Desde entonces, se ha hecho una ardua labor por parte de la comunidad científica para el estudio, explicación y control de fenómenos para la obtención de emisores de luz en el rango visible basados en silicio. En la actualidad los emisores con que se cuenta están basados en heterouniones de materiales de la familia III-V, que son materiales significativamente más costosos, contaminantes, escasos y que requieren una integración híbrida ya que no son compatibles en un proceso CMOS [20].

En las últimas décadas, un gran número de investigaciones se han realizado entorno a emisores de luz basados en materiales con nano-partículas embebidas, como óxido de silicio rico en silicio (SRO) [5], [6], [21], [22], nitruro de silicio rico en silicio [19], y más recientemente carburo de silicio [23]. Específicamente, el óxido de silicio rico en silicio después de un tratamiento térmico ha mostrado una respuesta luminiscente intensa y muy estable, lo que hace de él un candidato potencial para desarrollar fuentes de luz.

En este capítulo se estudiarán las características ópticas y morfológicas del material activo (SRO) y los cambios que sufre con los procesos subsecuentes a la fabricación de dispositivos LEC y cómo repercute en su comportamiento eléctrico y electro-óptico.

## 2.1. Material activo del LEC

El óxido de silicio rico en silicio (SRO) es un material compuesto de una mayor proporción de átomos de silicio dentro de la matriz del óxido de silicio en comparación con un óxido estequiométrico, provocando no solo la existencia de óxido de silicio estequiométrico ( $\text{SiO}_2$ ), sino también de óxido de silicio fuera de estequiometría ( $\text{SiO}_x$ ,  $0 < x < 2$ ) y silicio en su forma elemental [24]. Entre las técnicas más utilizadas para la obtención de películas de SRO está la implantación de silicio en óxido de silicio (SITO) [10], [11], depósito químico en fase vapor asistido por plasma (PECVD) y depósito químico en fase vapor a baja presión (LPCVD).

En este trabajo se utilizó la técnica de LPCVD para la fabricación de películas de SRO y polisilicio, ya que esta técnica permite depositar películas delgadas (decenas de nanómetros) con una excelente uniformidad y con una mayor intensidad luminiscente que con otras técnicas [14], [26]. Las propiedades ópticas y eléctricas del material están directamente relacionadas con el exceso de silicio. Para controlar el exceso de silicio en películas depositadas mediante LPCVD se utiliza la razón de presiones parciales ( $R_0$ ) de los gases reactivos definida como:

$$R_0 = \frac{F * P_{N_2O}}{P_{SiH_4}} \quad (1)$$

Donde  $P_{N_2O}$  y  $P_{SiH_4}$  son las presiones parciales de óxido nitroso ( $N_2O$ ) y silano ( $SiH_4$ ), respectivamente.  $F$  es un factor de ajuste que se introduce en la ecuación para compensar el hecho de que el silano viene en balance de nitrógeno a un valor nominal de 5%, para este caso el factor  $F$  es de 20 [14]. Para valores de  $R_0 = 30, 20, 10$  y  $100$  se asocia un exceso aproximado de 6, 7, 12 y óxido estequiométrico, respectivamente [27]. Se ha reportado en la literatura que las películas de SRO con mayor respuesta luminiscente son las diseñadas con  $R_0 = 30$  (SRO<sub>30</sub>). Para  $R_0 > 30$ , la emisión se atenúa debido a que el material tiende a ser  $\text{SiO}_2$  por el poco exceso de silicio que contiene [28]. Para valores menores  $R_0 < 30$ , la emisión también se atenúa pero el material tiende a ser más conductor debido a una mayor cantidad de exceso de silicio [14].

Para activar la fotoluminiscencia en el material es necesario realizar un tratamiento térmico (recocido) a alta temperatura (alrededor de 1000 °C) para inducir una reestructuración y/o separación de fases: clústeres de  $Si$  y una matriz cercana a su composición en equilibrio (estequiométrica) [26]. En la literatura se puede encontrar una explicación más detallada de la formación y/o separación de estas fases [29].

## 2.2. Mecanismos de conducción en películas dieléctricas

Para identificar el mecanismo de transporte de carga en los dispositivos antes y durante la electroluminiscencia, es necesario estudiar los mecanismos de conducción típicos en estructuras MIS (del inglés, *Metal-Insulator-Semiconductor*). En [30] se puede encontrar un resumen completo de estos mecanismos de conducción limitados por el electrodo o por el material en bulto. Nosotros nos centraremos en los cuatro mecanismos principales que contribuyen en el transporte de portadores a través de películas de SRO [14]: tunelamiento Fowler Nordheim (F-N), emisión Poole Frenkel (P-F), tunelamiento asistido por trampas (TAT, del inglés *Trap Assisted Tunnelling*) y conducción limitada por carga espacial (SCLC, del inglés *Space Charge Limited Conduction*).

Cada uno de los mecanismos de conducción define la densidad de corriente ( $J$ ) en función del campo eléctrico aplicado ( $E$ ) (ver tabla 2.1) tomando en cuenta los siguientes parámetros:  $q$  la carga del electrón,  $q\phi_B$  la altura de la barrera,  $q\phi_T$  el nivel de energía de la trampa,  $T$  la temperatura absoluta,  $k$  la constante de Boltzman,  $h$  la constante de Planck,  $m^*$  la masa del electrón,  $m_T^*$  es el tunelamiento de masa efectiva del electrón en el dieléctrico,  $\mu$  la movilidad de deriva electrónica,  $N_c$  la densidad de estados en la banda de conducción,  $\epsilon_r$  la constante dieléctrica óptica,  $\epsilon_0$  la permitividad en el vacío y  $V$  voltaje aplicado.

Tabla 2.1: Mecanismos de conducción responsables del transporte de portadores a través de la película de SRO y sus respectivas expresiones matemáticas de la densidad de corriente ( $J$ ) en función del campo eléctrico ( $E$ ).

Mecanismo	Expresión	Gráfica
<b>Tunelamiento Fowler Nordheim</b>	$J = \frac{q^3 E^2}{8\pi h q \phi_B} * \exp \left[ \frac{-8\pi \sqrt{2q m_T^*}}{3hE} \phi_B^{3/2} \right]$	$\ln \left( \frac{J}{E^2} \right) \text{ vs } \frac{1}{E}$
<b>Emisión Poole Frenkel</b>	$J = q\mu N_c E * \exp \left[ \frac{-q(\phi_T - \sqrt{qE/\pi\epsilon_r\epsilon_0})}{kT} \right]$	$\ln \left( \frac{J}{E} \right) \text{ vs } \sqrt{E}$
<b>Tunelamiento asistido por trampas</b>	$J = cte * \exp \left[ \frac{-8\pi \sqrt{2q m^*}}{3hE} \phi_T^{3/2} \right]$	$\ln(J) \text{ vs } \frac{1}{E}$
<b>Conducción limitada por carga espacial</b>	$J_{ohm} \propto V \quad J_{TFL} \propto V^2 \quad J_{child} \propto V^2$	$\ln(J) \text{ vs } \ln(V)$

El tunelamiento Fowler Nordheim se presenta a campos eléctricos altos [30], donde el doblamiento de la barrera metal/óxido presenta una forma triangular provocando que los electrones tengan una mayor probabilidad de pasar al dieléctrico sin superar la barrera de potencial (tuneleo). Si el espesor del óxido es lo suficientemente delgado ( $< 10$  nm) se puede presentar un tuneleo directo, para el caso contrario ( $> 10$  nm), es necesario aplicar un campo eléctrico para que se presente el tuneleo F-N.

La emisión Poole Frenkel se presenta en campos eléctricos bajos y medios (3-6 MV/cm) [26], [30] donde un portador atrapado en un estado localizado (trampa)

puede reunir suficiente energía a través de fluctuaciones térmicas para poder salir del estado localizado y moverse a la banda de conducción con la ayuda del campo eléctrico aplicado [31], este mecanismo normalmente se presenta en semiconductores con una alta densidad de defectos estructurales.

El tunelamiento asistido por trampas se presenta al igual que P-F en semiconductores con una alta densidad de defectos estructurales, pero en presencia de campos eléctricos altos. El doblamiento de la barrera metal/óxido provoca que disminuya su ancho provocando que los portadores puedan tunear de una trampa a otra a través del dieléctrico hasta la banda de conducción sin superar la altura de la barrera de potencial [14], [31].

La conducción limitada por carga espacial presenta un comportamiento más complicado. Es causada por la inyección de electrones en un contacto óhmico y está limitado por el número de trampas presentes en el dieléctrico. A voltajes menores del voltaje de transición ( $V_{tr}$ ) ( $V < V_{tr}$ ) la conducción es óhmica ( $J_{ohm} \propto V$ ) lo que implica que la densidad de los portadores libres generados térmicamente dentro de la película es mayor que los portadores inyectados. Para voltajes superiores al voltaje de transición ( $V_{tr} < V < V_{TFL}$ ) los portadores empiezan a llenar trampas libres y aparece una carga espacial hasta alcanzar el voltaje límite de llenado de trampas ( $V_{TFL}$ ). Cuando todas las trampas fueron llenadas ( $V = V_{TFL}$ ), los portadores muestran un comportamiento denominado “libre de trampas” y la densidad de corriente tiene una relación cuadrática con el voltaje ( $J_{child} \propto V^2$ ) [14], [30].

Es importante tener en cuenta que los diferentes mecanismos de conducción se pueden presentar a diferentes temperaturas y rangos de voltaje o campo eléctrico en un mismo dispositivo eléctrico.

### 2.3. Material de compuerta – polisilicio

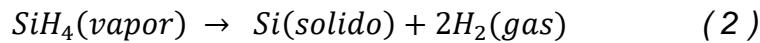
El silicio policristalino o mejor conocido como polisilicio es un material formado por cristales de silicio interconectados, generando una sola estructura con diferentes orientaciones cristalográficas. Es un material conductor transparente cuando se dopa con átomos donadores o aceptores como es el fósforo o el boro, respectivamente. Tiene grandes aplicaciones en la tecnología de circuitos integrados (IC) por su compatibilidad con procesos tecnológicos posteriores a altas temperaturas.

El tamaño de grano (o tamaño de cristal) es un factor importante en la formación de películas de poly. Si los tamaños de grano son muy pequeños provocara una mayor cantidad de fronteras de grano (interfaz entre diferentes granos) repercutiendo en sus propiedades eléctricas, sus características de difusión y la distribución de dopantes dentro de la película [32]. Las fronteras de grano son estructuras amorfas con una gran cantidad de enlaces sueltos que atrapan a los portadores libres disminuyendo su movilidad y volviendo al material menos conductivo.

La técnica más utilizada para el depósito de polisilicio es LPCVD, la cual permite depositar películas con buena uniformidad y pureza. El depósito se realiza a



partir de la disociación térmica (pirólisis) del silano ( $SiH_4$ ) en un rango de temperatura de 580 a 650 °C [32]. Esta disociación obedece a la siguiente reacción:



Para el dopado del material existen dos alternativas: durante el depósito (*in situ*) y después del depósito (por difusión o implantación de iones). Para la primera, se puede adicionar diborano ( $B_2H_6$ ) o fosfina ( $PH_3$ ) al silano provocando un dopaje con átomos de boro (tipo p) o átomos de fósforo (tipo n) respectivamente. Al agregar un gas dopante durante el proceso de formación puede generar cambios en la razón de depósito, en el tamaño de grano y su orientación. Para la segunda, la difusión se realiza en un ambiente con el gas dopante a altas temperaturas (900-1050 °C) lo que puede generar un aumento en la rugosidad de la superficie de la película, por lo que la implantación iónica es una mejor opción teniendo un control preciso de la dosis del dopante y un paso de recocido posterior para la redistribución y activación del dopante implantado [32].

## 2.4. Simulaciones

Una de las partes más importantes antes de fabricar un dispositivo es planificar su proceso de fabricación y el efecto que tendrá cada una de las etapas involucradas, para esto se hace uso de softwares especializados para su simulación. Para este trabajo se utilizó el software SILVACO con la paquetería de Suprem que es ampliamente utilizado por ser capaz de simular con precisión los procesos básicos de fabricación, con una amplia gama de modelos físicos para la difusión, implantación, depósito, epitaxia, etc [33].

Se simuló la estructura básica de un LEC, dispositivo a fabricar en este trabajo, considerando un espesor de 40 nm en la capa activa (SRO). Ya que el software no permite simular películas de SRO se optó por remplazar la película de SRO por una película de  $SiO_2$ . Para las simulaciones se consideraron diferentes parámetros de dopado del material de compuerta como se enlista en la tabla 2.2. Se propusieron tiempos de 10 y 15 min para el dopado y 20 min de redifusión, con temperaturas de 1000 y 1050 °C (para ambos procesos), además se propuso un tratamiento térmico a 1100 °C por 90 y 180 min con el propósito de observar el efecto de la difusión de los átomos de fósforo y bajo qué condiciones se ve afectada la estructura de LEC.

Tabla 2.2: Listado de las simulaciones sobre el dopado del Poly bajo diferentes parámetros.

#	Dopado		Redifusión		Temperatura para los procesos (°C)		Tratamiento térmico del SRO a 1100 °C (min)	
	$\left[ \begin{array}{l} N_2(0.92) \\ O_2(0.3) \\ PH_3(1.8 \times 10^{24} \text{ atm.}) \end{array} \right]$	Tiempo (min)	$\left[ \begin{array}{l} N_2(0.92) \\ O_2(0.35) \end{array} \right]$	Tiempo (min)	1000	1050	90	180
1	X				X			
2	X					X		
3	X		X	X		X		
4	X		X	X	X			
5	X	X			X		X	

6	X	X				X		X
7	X		X			X	X	
8	X		X			X		X

A continuación, se presentan los datos de la simulación #4 con la que ya se han diseñado dispositivos LEC en el equipo de trabajo. En la figura 2.1 se presenta la estructura básica del LEC antes del dopado.

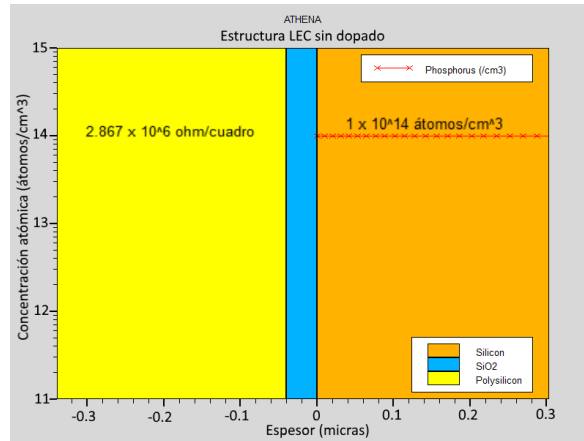


Figura 2.1: Simulación de la estructura LEC. Depósito de 300 nm de polisilicio sobre una película de óxido de silicio de 40 nm sobre un sustrato de silicio. Se observa que los átomos de fósforo solo se presentan en el sustrato debido a que el sustrato es tipo N.

Una vez realizado el dopado del polisilicio (Fig 2.2 (a)) bajo las condiciones mostradas en la tabla 2.2 simulación #4, se observa que los átomos de fósforo dentro de la película de polisilicio genera que la resistencia de cuadro disminuya en 7 órdenes de magnitud aproximadamente obteniendo un valor final de resistencia de 21.634  $\Omega/\square$ , por lo que el material se puede considerar un conductor. Además, se observa una clara difusión de átomos de fósforo del polisilicio y del sustrato hacia la película de SiO<sub>2</sub>. La concentración y el perfil de difusión dentro de la película de SiO<sub>2</sub> se incrementan cuando se aplica un proceso de redifusión al polisilicio ya dopado (Fig 2.2 (b))

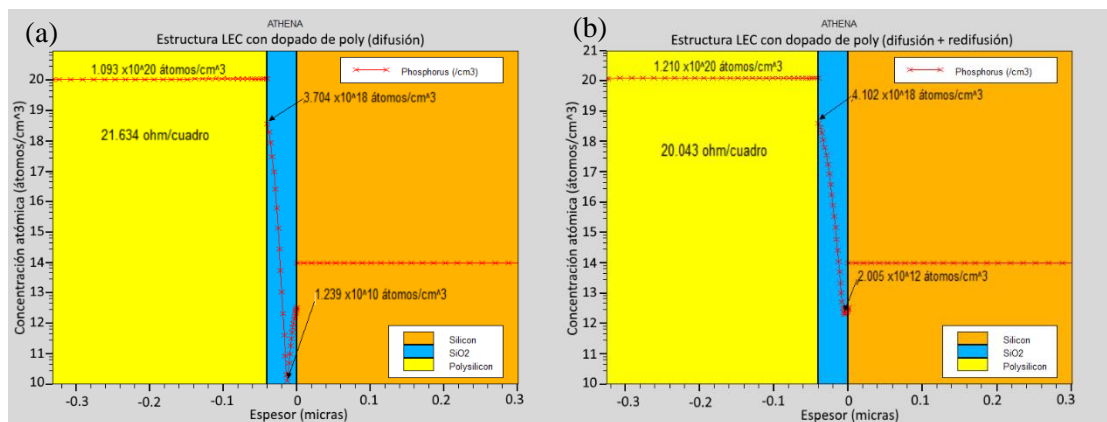


Figura 2.2: Perfil de átomos de fósforo en el polisilicio y en el óxido de silicio después de un dopado a una  $T=1000\text{ C}$  durante  $t=15\text{ min}$  (a) y redifusión a  $T=1000\text{ C}$  durante  $t=20\text{ min}$  (ver tabla 2.2). Note que la densidad de átomos dopantes es constante en el polisilicio.

De acuerdo con las simulaciones, la estructura final de LEC está formada por una capa de polisilicio altamente dopada, y una capa de óxido de silicio la cual ha sido alterada con una gran concentración de átomos de fósforo. Podemos suponer que en una estructura real del LEC formada por polisilicio sobre una película de SRO, el SRO también se vería afectado por el fósforo. Es importante estudiar la posible difusión de fósforo al SRO de manera experimental ya que esto nos proporciona información importante al diseñar sistemas integrados. Por lo que más adelante se detalla un experimento para conocer el efecto del dopado y redifusión sobre el polisilicio en el comportamiento del dispositivo emisor de luz con las condiciones de la simulación #4 ya que son las que presenta un mejor resultado en cuanto a la resistividad del polisilicio y menor difusión de los átomos de fósforo dentro de la película de SiO<sub>2</sub>.

## 2.5. Procedimiento experimental

### 2.5.1. Fabricación del LEC

En este apartado se describe la fabricación de los dispositivos LEC con dopado y dopado más redifusión de átomos de fósforo sobre la compuerta de Polisilicio para comprobar el efecto de la difusión de los átomos de fósforo sobre la película activa como se mostró en las simulaciones anteriores y observar su efecto sobre el desempeño del dispositivo.

Las estructuras LEC fabricadas son de capa simple como se muestra en el esquema de la figura 2.3 (a). Como sustrato se utilizó una oblea de 4" de silicio tipo n, orientación (100) y una resistividad (2-5  $\Omega$ -cm). El sustrato se limpió mediante un proceso estándar CMOS. Después, se depositó una película de SRO<sub>25</sub> por medio del LPCVD a 750 °C y se obtuvo un espesor de 41 nm  $\pm$  3 nm y un índice de refracción de 1.50  $\pm$  0.03, obtenidos mediante elipsometría. Se realizó un tratamiento térmico a 1100 °C en N<sub>2</sub> durante 3 horas para obtener la separación de fases en el SRO. Posteriormente el sustrato fue dividido en 6 partes y etiquetado como se muestra en la figura 2.3 (b). Las muestras LEC1 y LEC2 fueron destinadas para fabricar dispositivos con compuerta de polisilicio con procesos de dopado y dopado + redifusión, respectivamente. Las muestras P1 y P2 se utilizaron para la caracterización del polisilicio. Las muestras P1-1 y P2-1 se destinaron para caracterizar la película de SRO antes y después del proceso de fabricación del polisilicio (Poly) y poder observar los posibles cambios debido a la difusión de átomos de fósforo desde la compuerta y el sustrato hacia la película activa como se observó en la simulación de la sección 2.4. Para dicho fin, en las pilotos se grabó por completo la película de polisilicio (G.C.Poly) hasta observar hidrofilia, lo que indica que la película de SRO está expuesta. Después de etiquetar las muestras, se depositó la película de polisilicio mediante LPCVD a 648 °C con un espesor de 280 nm  $\pm$  10 nm.

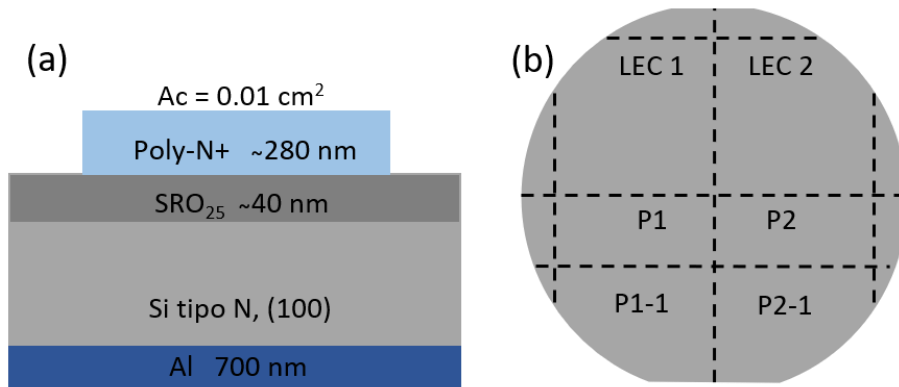


Figura 2.3: (a) Estructura del LEC de capa simple y (b) Esquema de cómo fue dividido el sustrato y las etiquetas de cada una de las muestras. Ambos diagramas no están a escala.

Para obtener el Poly-N+, el material se dopó con átomos de fósforo. El dopado se llevó a cabo en un horno convencional a 1000 °C en ambiente de N<sub>2</sub>, O<sub>2</sub> y PH<sub>4</sub> durante un periodo de 15 minutos. Las muestras con redifusión (LEC 2 y P2) permanecen durante 20 minutos más solo con ambiente de N<sub>2</sub> y O<sub>2</sub> a 1050 °C. Se definieron patrones de compuerta cuadrados de área (Ac) de (1 mm<sup>2</sup>) mediante litografía y grabado. Por último, se depositó el contacto posterior evaporando 400 nm de aluminio y se hizo aleación mediante *forming gas* por 20 minutos a 460 °C para formar un contacto óhmico. El proceso de fabricación antes descrito se presenta en la figura 2.4, para mayor detalle sobre el proceso de fabricación consulte el apéndice A1.

### Proceso de fabricación del emisor de luz

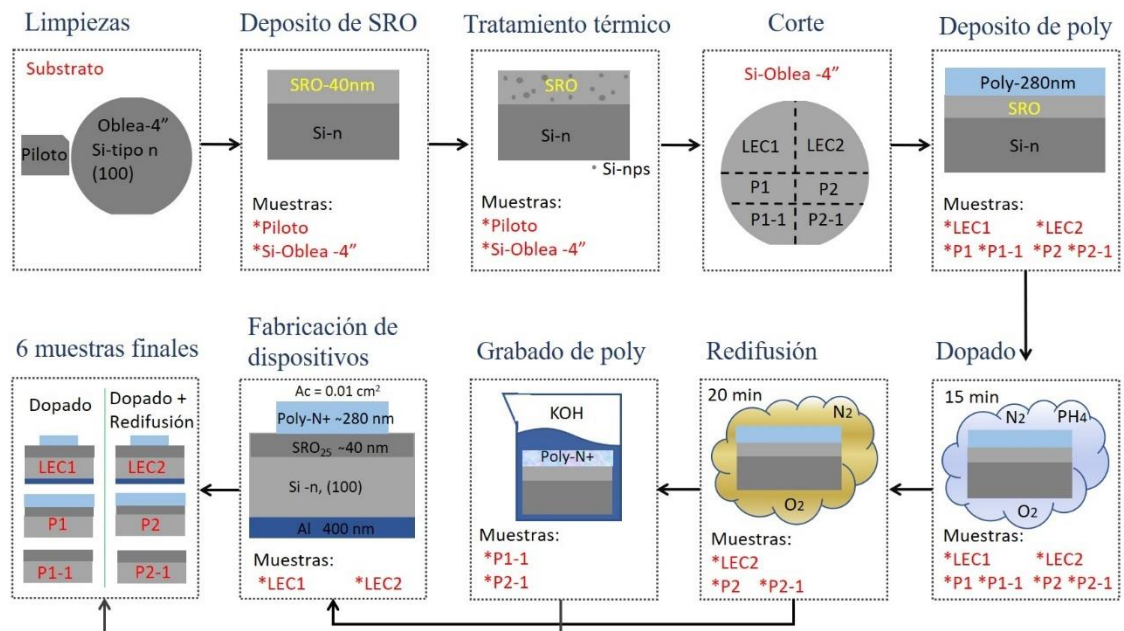


Figura 2.4: Diagrama del proceso de fabricación de los dispositivos emisores de luz y sus correspondientes pilotos. El diagrama no está a escala y solo contiene los pasos más relevantes del proceso.

En la tabla 2.3 se resume el proceso de fabricación de cada una de las muestras (dispositivos y pilotos), así como la caracterización que se realizó en cada una de ellas.

Tabla 2.3: Parámetros de fabricación y caracterización de los pilotos y dispositivos fabricados. En la columna de caracterización la nomenclatura es la siguiente: Método de 4 puntas ( $R_{sh}$ ), Elipsometría (Elip), Espectroscopía de fotoelectrones emitidos por rayos X (XPS), Fotoluminiscencia (FL), Corriente en función del voltaje (I-V) y Electroluminiscencia (EL) y Microscopio electrónico de barrido (SEM).

Muestra	Tipo	SRO <sub>20</sub> P <sub>N2O</sub> /P <sub>SiH4</sub> [torr]/[torr]	Poly-N+		G.C Poly	Caracterización							
			F <sub>N2</sub> [SCCM] F <sub>O2</sub> [SCCM] F <sub>PH4</sub> [SCCM]			R <sub>sh</sub>	Elip	XPS	FL	I-V	EL	SEM	
LEC 1	Disp.	0.48/0.8	720 300	No							X	X	X
P1	Piloto						X	X					
P1-1				X	X	X							
LEC 2	Disp.		720 350	720 350							X	X	X
P2	Piloto						X	X					
P2-1							X	X	X				
P							X	X	X				
			No se depositó Poly				X						

G.C Poly (Grabado completo de la película de polisilicio)

## 2.5.2. Técnicas y equipos de caracterización

En esta sección se presenta un breve resumen de las características de los equipos de caracterización empleados, para mayor detalle consulte el apéndice A5.

### *Elipsometría*

Para obtener el espesor e índice de refracción se utilizó un elipsómetro Gaertner L117 con un láser He-Ne (632.8 nm) con incidencia a 70° respecto a la superficie de la muestra.

### *Método de 4 puntas*

Para obtener la resistencia de cuadro ( $R_{sh}$ ) y resistividad ( $\rho$ ) se utilizó el método de cuatro puntas colineales con el equipo KS modelo 3007, serie 157 conectado a una fuente medidora Keithley modelo 2400.

### *Espectroscopía de Fotoelectrones Emitidos por Rayos X (XPS, por sus siglas en inglés)*

La caracterización de XPS presentada en este trabajo se realizó en el Centro de Investigación en Materiales Avanzados (CIMAV), Unidad Monterrey usando un equipo XPS ESCALAB 250Xi de Thermo Scientific equipado con una fuente de Aluminio con una energía de  $E_{K\alpha} = 1486.6$  eV. El análisis de datos se realizó empleando el software Advantage.

### *Fotoluminiscencia (FL)*

El espectro de fotoluminiscencia (FL) se obtuvo mediante un espectrofluorómetro FluoroMax-3 de Horiba Jobin Yvon que cuenta con una fuente de luz

de xenón y un foto-multiplicador como detector. La caracterización se hizo excitando a las muestras con una longitud de onda de 300 nm.

#### *Caracterización corriente-voltaje*

Para la obtención de las curvas corriente contra voltaje (I-V) se utilizó una fuente Keithley modelo 2436B, controlada por computadora mediante un programa diseñado en LabVIEW.

#### *Electroluminiscencia*

La caracterización de Electroluminiscencia (EL) se obtuvo simultáneamente durante la medición I-V colocando una fibra óptica justo sobre el dispositivo la cual por su otro extremo se encontraba conectada a un espectrómetro Ocean Optics grado científico modelo QE6500 con un rango de adquisición que va desde 200 nm a 1100 nm con opción a UVU (150 nm) y tiempos de integración de 8 ms a 15 min.

### 2.5.3. Resultados

La resistencia de cuadro ( $R_{sh}$ ) obtenida por el método de 4 puntas y la resistividad ( $\rho$ ) calculada como se muestra en la figura (A.2 (b)) de la película de Poly-N+ depositada sobre el SRO se organizan en la tabla 2.4. Se midieron 20 puntos diferentes de cada muestra para obtener un buen mapeo. La muestra P1 presenta una menor resistencia de cuadro superficial de  $28.4 \pm 0.3 \Omega/\square$  que la muestra P2 con  $66.9 \pm 0.2 \Omega/\square$ , esto se debe posiblemente a que durante el paso de redifusión los átomos de fósforo en la superficie de la película se difunden hacia la profundidad de la estructura, generando una menor concentración en la superficie y una mayor homogeneidad en el volumen. En valores de resistividad, se observa que la diferencia entre ambas muestras es de por lo menos un orden de magnitud.

*Tabla 2.4: Datos de resistencia de cuadro y resistividad del polisilicio con dopado y dopado más redifusión obtenidos por el método de 4 puntas.*

Muestra	Estructura	Dopado	Redifusión	Espesor Poly (cm)	$R_{sh}$ ( $\Omega/\square$ )	$\rho$ ( $\Omega\text{-cm}$ )
P1	Poly/SRO/Si	X		$2.80 \times 10^{-5}$	$28.4 \pm 0.3$	$7.98 \times 10^{-4}$
P2		X	X	$2.72 \times 10^{-5}$	$66.9 \pm 0.2$	$1.82 \times 10^{-3}$

Además de que el Poly debe ser buen conductor, también debe ser transparente para poder observar la luz proveniente del SRO, por tanto, es necesario obtener su espectro de transmitancia. Para eso, se incluyó un sustrato de cuarzo (con 95 % de transmitancia en el rango de UV-VIS) en el depósito de Poly y su posterior dopado. La muestra se irradió con longitudes de onda desde 300 hasta 900 nm con pasos de 1 nm. Se observa en la figura 2.5 que el material empieza a transmitir a los 390 nm e incrementan su transmitancia hasta un 62 % al llegar a 890 nm. Es bastante notorio la baja transmitancia del Poly en el rango azul-verde.

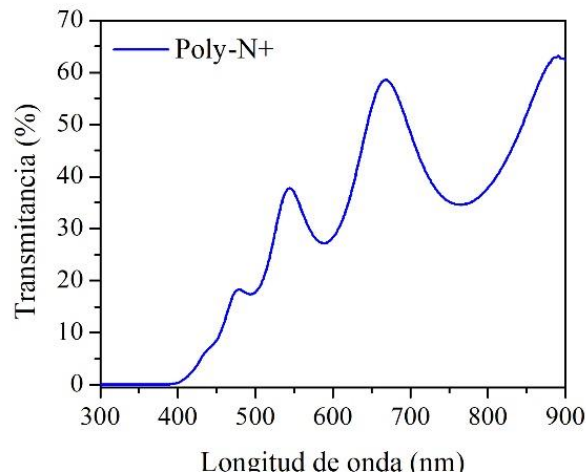


Figura 2.5: Espectro de transmittancia de la compuerta de polisilicio N+. Se irradia a la muestra de poly con longitudes de onda desde 300 a 900 nm con pasos de 1 nm.

### 2.5.3.1. Composición de la película activa

Los espesores e índices de refracción promedio de la película de SRO obtenidos por elipsometría se resumen en la tabla 2.5. Para ambas muestras, P1 y P2, el índice de refracción incrementa después de retirar el Poly-N+ (G.C Poly) con proceso de dopado y dopado + redifusión, respectivamente, con respecto a la muestra piloto de SRO. La muestra con dopado más redifusión (P2) del Poly incrementó considerablemente su índice con respecto a la muestra con solo dopado (P1). El incremento del índice es un indicativo de un cambio en la estequiometría del SRO. Un mayor índice de refracción es observado en películas con un mayor exceso de silicio [5], [6], [22] por lo que es posible que durante el proceso de fabricación del Poly-N+ haya una migración de átomos de silicio desde la compuerta hacia la película. La diferencia del espesor entre las muestras después del proceso de fabricación del Poly-N+ podría estar relacionado con el densificado que sufre la muestra al someterse a los diferentes procesos térmicos durante la fabricación o probablemente a un ligero grabado del SRO cuando se grabó el poly de la superficie de la muestra. El KOH (solución para grabar Poly) no es totalmente selectivo y aunque con muy poca razón de grabado es posible que haya adelgazado a la película de SRO [35].

Tabla 2.5: Espesores e índices de refracción para la película de SRO<sub>20</sub> sin depósito de poly (P), con dopado de poly (P1-1) y con dopado más redifusión de poly (P2-1).

Muestras	Proceso de Poly-N+			Índice de refracción	Espesor (nm)
	Deposito	Dopado	Redifusión		
P				1.590±0.01	46.06±0.1
P1-1	X	X		1.637±0.03	37.03±0.3
P2-1	X	X	X	1.748±0.02	43.10±0.2

Para corroborar el incremento del exceso de Silicio en el SRO como lo indicó el incremento en el índice de refracción, se hizo caracterización de la composición química de P, P1-1, P2-1 mediante XPS.



En la figura 2.6 se muestra el perfil de silicio, oxígeno y fósforo obtenidos por XPS en función del tiempo de grabado del SRO (es decir, profundidad) de la muestra antes (P) y después del proceso de poly-N+ con dopado (P1-1) y dopado más redifusión (P2-1). En ella se observa el porcentaje atómico de cada uno de los elementos que conforma a la película de SRO y como se van modificando en función de la profundidad.

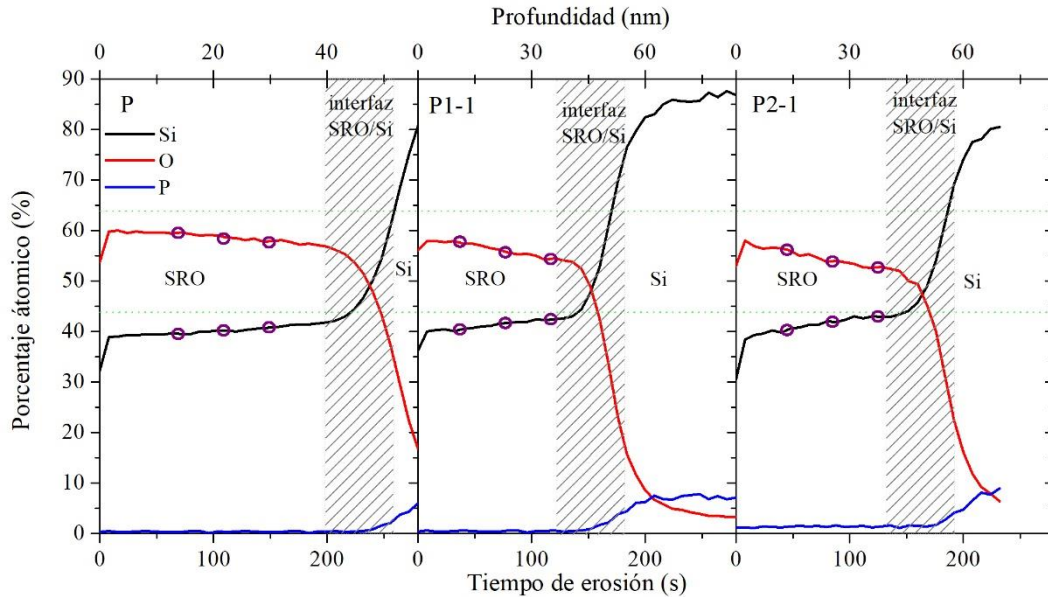


Figura 2.6: Perfil de profundidad de la muestra P (sin proceso de poly-N+), P1-1 (con proceso de poly-N+ solo dopado) y P2-1 (con proceso de poly-N+ con dopado + redifusión).

El porcentaje atómico de silicio (Si), oxígeno (O) y fósforo (P) encontrado para cada una de las muestras se resumen en la tabla 2.6. Los porcentajes de cada elemento son un promedio de 3 puntos en el perfil (ver figura 2.6, círculos morados) tomados en la superficie, centro y fondo antes del cruce. La muestra P presenta un exceso de silicio de 6.68%, que es un valor intermedio entre el exceso de silicio de un  $\text{SRO}_{20}$  ( $7.3 \pm 0.5\%$ ) y un  $\text{SRO}_{30}$  ( $6.2 \pm 0.2\%$ ) ya reportados [5], [6], [19], [21], así que consideraremos a nuestra película como un  $\text{SRO}_{25}$  [6], [27]. Para la muestra P1-1 y P2-1 el exceso de silicio aumenta  $\sim 1.4\%$  y  $\sim 1.5\%$ , respectivamente respecto al SRO piloto; al igual que los átomos de fósforo  $\sim 0.4\%$  y  $\sim 1.3\%$ , respectivamente, lo que confirma la migración de átomos de silicio y fósforo desde la compuerta de poly-N+ hacia la película de SRO durante el proceso de dopado y dopado más redifusión en concordancia con los datos de índice de refracción (ver tabla 2.5). A pesar de que se observa un cierto porcentaje de átomos de fósforo este es muy pequeño y se considera despreciable para futuros análisis. Es evidente que el tiempo de exposición de las muestras a temperaturas altas juega un papel importante en el movimiento de los átomos, a mayor tiempo de exposición mayor migración de átomos presentes, lo que concuerda con las simulaciones presentadas en la sección 2.4. Además, si consideramos que la temperatura no solo ayuda al movimiento de los átomos, si no también genera una reestructuración del material, es necesario analizar el efecto que tienen los átomos difundidos, como se están enlazando en la estructura atómica de la película de SRO para cada una de las muestras.



Tabla 2.6: Porcentajes atómicos de la composición de la película de SRO antes y después del proceso de poly-N+ con dopado y dopado + redifusión.

Muestra	Oxígeno (%)	Silicio (%)	Fosforo (%)	Exceso Si (%)
P	58.9077	40.0169	0.1038	6.6836
P1-1	56.3797	41.4172	0.5056	8.0839
P2-1	54.8985	41.5293	1.4279	8.1960

Se sabe que la microestructura de un óxido rico en silicio se puede describir mediante el modelo de enlaces aleatorios donde coexisten cinco diferentes unidades tetraédricas Si-(Si<sub>4-n</sub>-O<sub>n</sub>), siendo n un número entero del 0 a 4. Dicho de otra forma, existe cinco estados de oxidación Si<sup>0</sup>, Si<sup>1+</sup>, Si<sup>2+</sup>, Si<sup>3+</sup> y Si<sup>4+</sup> que conforman al material mencionado. Donde el Si<sup>0</sup> corresponde al silicio elemental, Si<sup>1+</sup>, Si<sup>2+</sup> y Si<sup>3+</sup> a los sub-óxidos y Si<sup>4+</sup> al SiO<sub>2</sub> estequiométrico con energías de enlace de 99.4±0.4, 100.4±0.4, 101.4±0.4, 102.4±0.4 y 103.4±0.4 eV, respectivamente [24], [36]–[38]. En la figura 2.7 se muestra la deconvolución del Si2p en Si 2p<sub>1/2</sub> y Si 2p<sub>3/2</sub> con una relación de intensidad 1:2 y un giro fijo de spin-orbita (splitting) de 0.6 eV como propiedad atómica, ubicada a la mitad del espesor para las muestras P, P1-1 y P2-1 (tiempos de erosión de 104, 72 y 80, respectivamente de la figura 2.6). Las tres muestras presentan cuatro estados de oxidación: el silicio elemental (Si<sup>0</sup>), dos sub-óxido (Si<sup>2+</sup>, Si<sup>3+</sup>) y el SiO<sub>2</sub> (Si<sup>4+</sup>) diferentes proporciones.

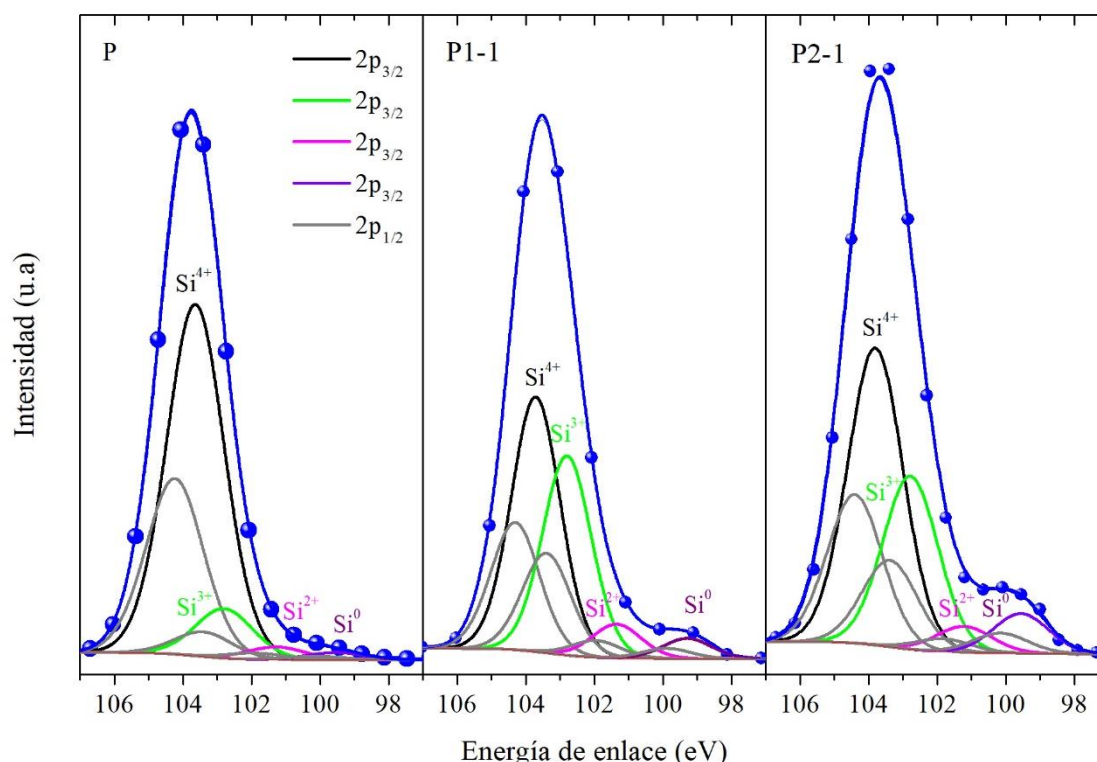


Figura 2.7: Deconvolución de los picos XPS-Si2p de las muestras P, P1-1 y P2-1. Los puntos que fueron analizados están ubicados al centro de la película de SRO. Se observa cada una de las contribuciones de los estados de oxidación presentes en película de SRO

Los datos de la energía de enlace (eV) y porcentajes de área bajo la curva (%A<sub>t</sub>) de cada uno de los estados de oxidación se presentan en la tabla 2.7.

Tabla 2.7: Porcentajes de área (%A<sub>t</sub>) de cada uno de los estados de oxidación presentes en la película de SRO de las muestras P, P1-1 y P2-1.

Estados de oxidación		Muestras		
		P	P1-1	P2-1
Si <sup>0</sup> (99.5 eV)	%Área	1.75	3.98	7.40
Si <sup>2+</sup> (101.2 eV)	%Área	3.03	6.64	4.85
Si <sup>3+</sup> (102.8 eV)	%Área	11.73	39.24	32.28
Si <sup>4+</sup> (103.7 eV)	%Área	83.49	50.14	55.47

Para las muestras que tiene el proceso de poly-N+, debido al aumento del exceso de silicio y al tiempo de exposición a una alta temperatura se observa un aumento en la contribución de los sub-óxidos y el silicio elemental causando una clara disminución del pico del SiO<sub>2</sub> estequiométrico. Para la muestra P1-1 que solo tiene el dopado del poly-N+, la contribución (%A<sub>t</sub>) de los sub-óxidos (Si<sup>2+</sup>, Si<sup>3+</sup>) y silicio elemental (Si<sup>0</sup>) es de 6.64%, 39.24% y 3.98%, respectivamente, esto es un poco más del doble que en la muestra P, la cual no tiene ningún proceso de Poly-N+. Por lo tanto, la temperatura a la cual se hace el dopado (1000 °C) no solo está provocando la migración del silicio, sino también está generando enlaces Si-(Si<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>), Si-(Si<sub>1</sub>-O<sub>3</sub>) y una mayor aglomeración de átomos de silicio para la formación de nanopartículas. Por otra parte, la muestra P2-1 que tiene dopado + redifusión, está expuesta a un mayor tiempo a la temperatura de 1000 °C debido al proceso de redifusión lo que genera una mayor aglomeración de silicio elemental difundido desde la compuerta (7.40%) en comparación con la P1-1, lo que a su vez provoca que disminuya la contribución de los sub-óxidos (4.85% y 32.28%) y aumento en el SiO<sub>2</sub> (55.47%).

En la figura 2.8 se muestra una gráfica de los datos de la tabla 2.7 para una mejor visualización sobre la tendencia que tiene cada una de las contribuciones que conforman a la película de SRO antes (P) y después del proceso de poly-N+ con dopado (P1-1) y dopado más redifusión (P2-1).

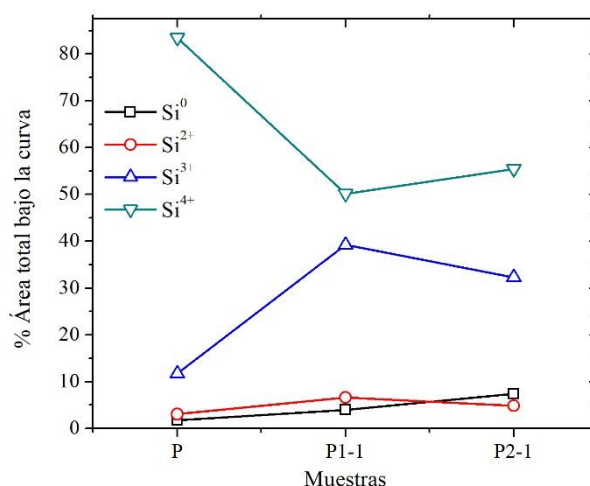


Figura 2.8: Porcentaje de área bajo la curva de cada uno de los estados de oxidación que conforma a las muestras P, P1-1 y P2-1. Se observa cómo va incrementando la contribución del silicio elemental conforme se realiza el proceso de dopado.

Del análisis de las figuras 2.7 y 2.8 se puede concluir que, el proceso de dopado del Poly promueve una migración de átomos de silicio hacia el SRO que contribuyen a la formación de sub-óxidos del tipo  $\text{Si}^{2+}$ ,  $\text{Si}^{3+}$  mayormente; mientras que el proceso de redifusión aparentemente promueve una disociación de dichos sub-óxidos para la formación de silicio elemental y  $\text{SiO}_2$  estequiométrico.

### 2.5.3.2. Respuesta óptica de la película activa

Para la caracterización óptica se obtuvieron los espectros de fotoluminiscencia de las muestras P, P1-1 y P2-1. En la figura 2.9 se muestra el espectro de fotoluminiscencia normalizado al espesor de la película de SRO para descartar la dependencia de éste. Se observa que la muestra P presenta su máxima intensidad a 725 nm y un hombro alrededor de 800 nm poco pronunciado a longitudes mayores, lo cual coincide con películas de  $\text{SRO}_{25}$  reportados en la literatura [6], [14], [22] y concuerda con el exceso de silicio mostrado en el XPS (ver tabla 2.6). Mientras que los espectros de las muestras P1-1 (dopado) y P2-1 (dopado + redifusión) presentan un corrimiento de 16 y 11 nm, respectivamente, en su pico de máxima intensidad hacia una mayor longitud de onda y el hombro se pronuncia con mayor claridad. Además, el espectro de la muestra P1-1 es más estrecho que P y P2-1. Otro dato importante es que la intensidad de la muestra con dopado disminuye mientras que la muestra con redifusión incrementa con respecto a la muestra sin proceso de Polisilicio (P).

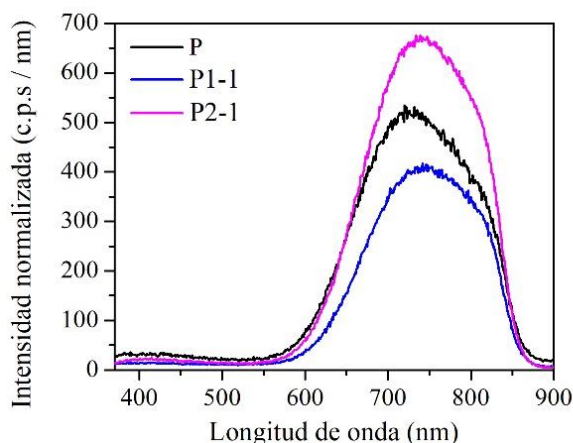


Figura 2.9: Espectro de fotoluminiscencia normalizado al espesor de las muestras P, P1-1 y P2-1. Se excitó con un  $\lambda = 300$  nm. La muestra con dopado y redifusión presenta mayor intensidad respecto a las otras dos muestras.

En la figura 2.10 se presenta la deconvolución de los espectros de fotoluminiscencia (FL) en sus diferentes contribuciones, donde cada una se relaciona con diferentes fenómenos de emisión. Para la emisión por confinamiento cuántico (QC, del inglés *Quantum confinement*) que se basa en la presencia de nanopartículas y la recombinación de los excitones dentro de ellas [39], se le asocia la banda C3 (línea azul,  $\lambda > 800$  nm).

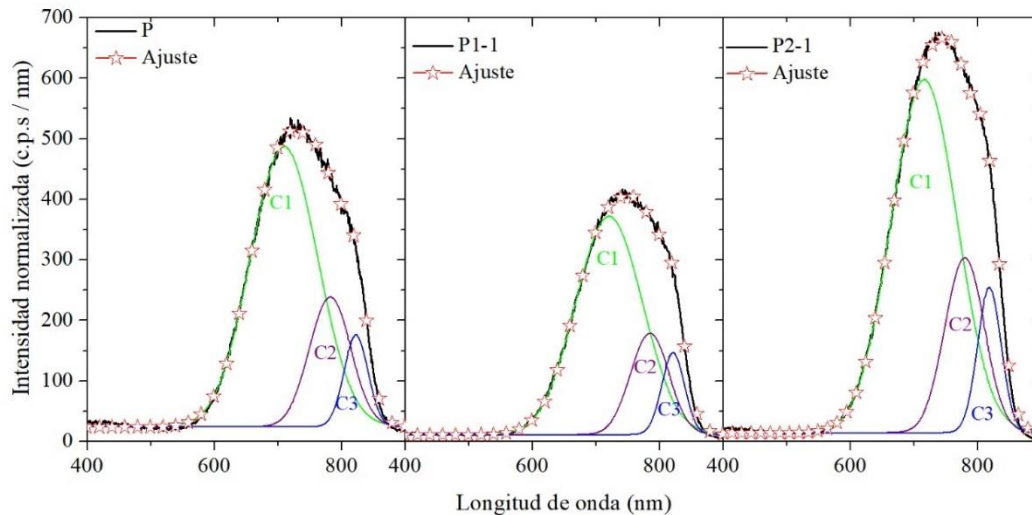


Figura 2.10: Descomposición del espectro de fotoluminiscencia en sus contribuciones antes del proceso de Poly (AP) y después del proceso del Poly (DP). Se observan tres diferentes contribuciones, las cuales se asocian a diferentes centros de emisión.

La banda C1 y C2 (línea verde y morada,  $700 \text{ nm} < \lambda < 800 \text{ nm}$ ) se ha relacionado con la presencia de defectos radiativos que se localizan en la superficie de nanopartículas y/o dentro de la matriz de  $\text{SiO}_2$  [24].

En la tabla 2.8 se resumen los valores de la posición, intensidad, porcentaje de área total ( $\%A_t$ ) y la FWHM (del inglés “*Full Width at Half Maximum*”) de cada una de las contribuciones en los espectros FL de la figura 2.10. El espectro de FL de la muestra P tiene contribuciones del 71.15% en 710 nm (banda C1), 20.37% en 782 nm (banda C2) y 8.48% en 823 nm (banda C3), lo que concuerda con trabajos anteriores [4]. Las muestras con el proceso de Poly-N+ presentan un corrimiento en la banda C1, ubicando su punto máximo en 721 nm y 716 nm para las muestras P1-1 y P2-1 respectivamente, sin cambios significativos en su contribución al  $\%A_t$ . Este corrimiento hacia el rojo del pico principal del FL ha sido ampliamente observado y relacionado a la aglomeración del exceso de silicio y a la subsecuente formación de Si-nps de mayor tamaño promovido por el recocido térmico a altas temperaturas [26], [40]. Por otro lado, Vaccaro *et al.* [41] también han reportado que la exposición al oxígeno induce dicho desplazamiento como consecuencia de la captura de un electrón o hueco en la silanona ( $\equiv\text{Si-O}$ )<sub>2</sub> Si=O localizado en la interfaz de Si-SiO<sub>2</sub>. La diferencia en el corrimiento, la forma e intensidad entre las muestras con el proceso de Poly-N+ (P1-1 y P2-1) se creó que es causado por el perfil de difusión de los átomos de silicio hacia la película de SRO, por lo que durante el dopado, la concentración de átomos de silicio predominan en la superficie de la película generando Si-nc de mayor tamaño y por tanto un mayor desplazamiento del espectro y menor contribución en la emisión por defectos lo que origina un espectro más estrecho y menos intenso que P y P2-1. Por otro lado, al realizar la redifusión, la concentración de los átomos de silicio disminuye en la superficie y se distribuyen de manera más homogénea en toda la película, contribuyendo al aumento en la densidad de Si-nc y por tanto a una mayor intensidad que P y P1-1, además de

un ligero aumento en el tamaño del Si-nc lo que ocasiona un desplazamiento de 11 nm de la PL respecto a la PL de muestra P.

La banda C2 no presenta cambios significativos. La banda C3 tiende a una mayor contribución (%A<sub>t</sub>) conforme la muestra se expone a un tiempo mayor a altas temperaturas (1000 °C), para el caso de la muestra P1-1 con solo dopado el aumento es de 0.84% y para la muestra P2-1 con dopado más redifusión es de 2.18%. Debido a que la banda C3 es atribuida a la emisión por QC, este aumento se puede relacionar con el aumento en la banda del Si<sup>0</sup> del XPS. Por tanto, es posible que los átomos de Silicio difundidos desde el poly-N+ en la muestra con redifusión estén contribuyendo a incrementar la densidad de Si-nps en lugar de incrementar el tamaño de las ya existentes. Con base en estos resultados y los resultados de XPS se puede observar una relación entre el estado Si<sup>0</sup> y la banda de fotoluminiscencia C3, de manera similar los estados Si<sup>2+</sup> y Si<sup>3+</sup> con las bandas C1 y C2.

Tabla 2.8: Valores de Posición, intensidad, porcentaje de área total y FWHM para cada contribución del espectro de fotoluminiscencia.

Ajuste		Muestra		
		P	P1-1	P2-1
<b>Contribución C1</b>	Posición (nm)	710	721	716
	Intensidad (c.p.s/nm)	489	373	598
	% Área	71.15	71.59	69
	FWHM (nm)	121	123	121
<b>Contribución C2</b>	Posición (nm)	782	784	780
	Intensidad (c.p.s/nm)	239	179	301
	% Área	20.37	19.09	20.57
	FWHM (nm)	75	71	73
<b>Contribución C3</b>	Posición (nm)	823	821	819
	Intensidad (c.p.s/nm)	177	149	254
	% Área	8.48	9.32	10.43
	FWHM (nm)	43	42	45

Esto indica una relación entre la banda de Si<sup>0</sup> en el XPS y la banda C3, de manera similar las bandas del Si<sup>2+</sup> y Si<sup>3+</sup> con las bandas C1 y C2.

En la figura 2.11 se presenta el espectro de excitación FL (FLE) de las muestras antes y después del proceso de poly-N+; donde se observan espectros amplios que van desde 225 a 400 nm (región UV). La muestra P exhibe una banda de excitación principal en 278 nm acompañada de un hombro en 360 nm. Las bandas de excitación en ~280 y ~360 nm han sido relacionadas con transiciones directas en el silicio en bulto  $\Gamma_{25'} \rightarrow \Gamma_{2'}$  y  $\Gamma_{25'} \rightarrow \Gamma_{15'}$  respectivamente [28], [29]. Para la muestra P1-1 se observa un pequeño desplazamiento hacia el azul en su pico máximo lo que sugiere un cambio en las transiciones directas generando la disminución de intensidad en su espectro FL. Para la muestra P2-1 se nota un aumento en la banda centrada en 360 nm relacionada con la transición directa



en el silicio en bulto  $\Gamma_{25'} \rightarrow \Gamma_{15'}$  que se relaciona con el aumento en la intensidad del espectro FL. Estos cambios en las transiciones directas están relacionados con los cambios en el tamaño y la densidad de los Si-nc dentro de la película de SRO a partir de la exposición a altas temperaturas lo que concuerda con el espectro de FL. Podhorodecki *et al* [43] mencionan que el coeficiente de absorción de un Si-nc pequeño generalmente se desplaza con respecto al del Si en bulto y se caracteriza por transiciones  $\Gamma_{25'} \rightarrow X_1$ ,  $\Gamma_{25'} \rightarrow L_1$ ,  $\Gamma_{25'} \rightarrow \Gamma_{15'}$  y  $\Gamma_{25'} \rightarrow \Gamma_{2'}$  a 1.16, 2.0, 3.4 y 4.2 eV, respectivamente.

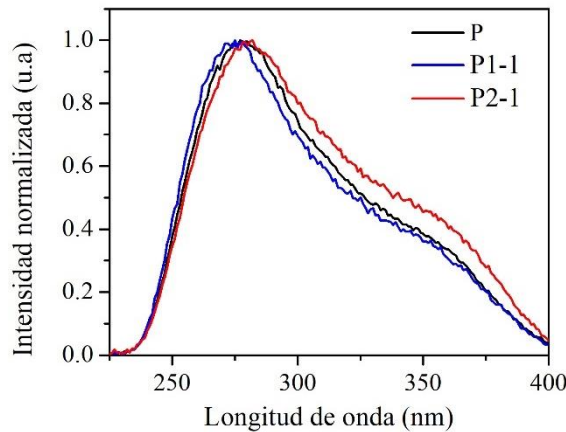


Figura 2.11: Espectros de FLE de las muestras P, P1-1 y P2-1. El desplazamiento y el cambio de intensidad se relaciona a cambios en el tamaño o densidad de los Si-nc.

### 2.5.3.3. Respuesta eléctrica de los dispositivos

Para la caracterización del comportamiento eléctrico se utilizaron los dispositivos LEC1 y LEC2 (correspondientes a los pilotos P1-1 y P2-1) que tienen el proceso de dopado y dopado + redifusión, respectivamente. En figura 2.12 se muestran las curvas de densidad de corriente  $J$  (corriente por unidad de área) en función del campo eléctrico  $E$  (voltaje aplicado por unidad de espesor) obtenidas para cada uno de los dispositivos.

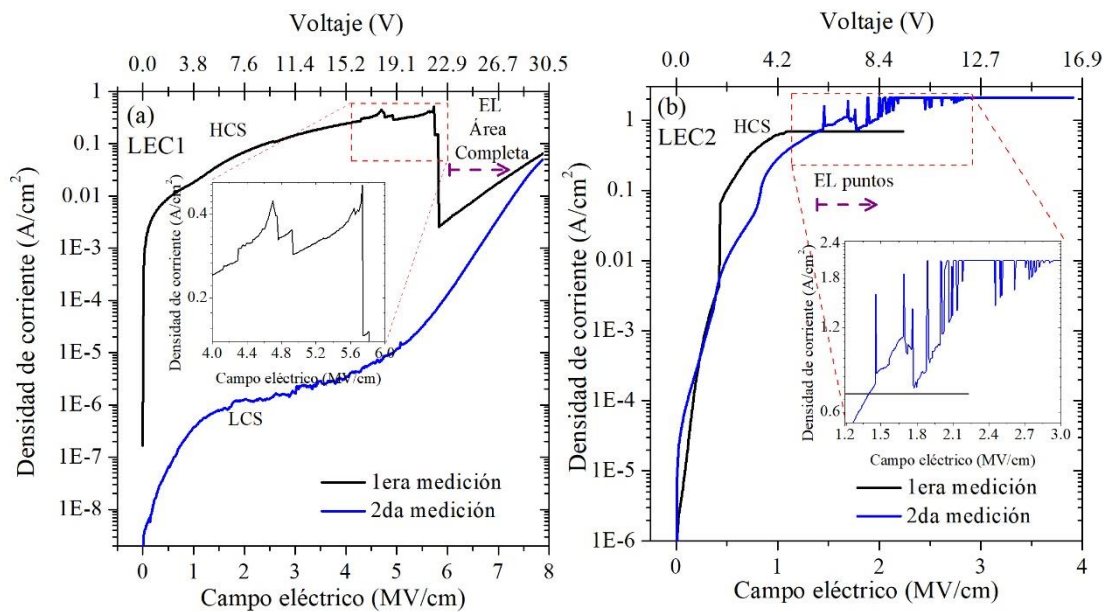


Figura 2.12: Curvas de  $J$  vs  $E$  de los dispositivos (a) LEC1 y (b) LEC2.

Se puede observar una clara diferencia entre el comportamiento del dispositivo LEC1 y el del LEC2 debido a la diferencia en su proceso de fabricación (ver tabla 2.3). Para el LEC1, con dopado de compuerta durante la primera medición la corriente permanece en un estado de alta conducción (HCS, del inglés *High Conduction State*) hasta los 4 MV/cm donde se observan efectos de atrapamiento de carga (recuadro rojo en la figura 2.12 (a)) [5]. Después de superar los 5.7 MV/cm la corriente sufre una caída pasando a un estado de baja conducción (LCS, del inglés *Low Conduction State*) y en  $\sim 5.87$  MV/cm se presenta electroluminiscencia de área completa (EL AC) que se vuelve más intensa a medida que aumenta el campo eléctrico. El switcheo de corriente desde HCS a LCS, mejor conocido como switcheo resistivo (SR), ha sido observado en dispositivos con menor exceso de silicio en el SRO que en este trabajo (SRO<sub>30</sub> con 6.2 % de exceso de Si). El SR ha sido atribuido a la formación y aniquilación de caminos conductivos generados por Si-nps y Si-ncls adyacentes inestables a través de cambios estructurales, como el rompimiento de enlaces Si-Si y la subsecuente formación de defectos [5], [22], [44]. Durante la segunda medición el dispositivo permanece en LCS debido a la reestructuración que tuvo lugar durante la primera medición, proceso mejor conocido como electroformación, lo que provoca que la EL AC se presente a un mayor campo eléctrico ( $\sim 6.4$  MV/cm). Cabe mencionar que un SRO<sub>30</sub> presenta múltiples episodios de switcheo entre HCS y LCS durante la medición I-V, a diferencia de los dispositivos fabricados en este trabajo donde solo se presentan una caída de corriente la cual se observo es requisito indispensable para que se presente emisión de área completa en los dispositivos LEC1. Por otro lado, el valor de campo eléctrico donde se presenta la EL AC para ambos dispositivos es muy cercano, teniendo un valor alrededor de 6 MV/cm.

Por otra parte, el LEC2, con dopado más redifusión en la compuerta, durante su primera medición permanece en HCS y alcanza el límite de corriente de protección ( $0.69 \text{ A/cm}^2$ ) alrededor de 1.1 MV/cm. Este incremento rápido de corriente se atribuye a una película activa más conductora, lo que concuerda con la mayor contribución de Si<sup>0</sup> observado en el análisis de XPS de la película activa (ver tabla 2.8) debido al dopado y redifusión del poly de compuerta. Para la segunda medición se elevó el límite de corriente de protección a  $2.08 \text{ A/cm}^2$  y se observa que el dispositivo permanece en HCS. Al llegar a  $\sim 1.45$  MV/cm empieza a presentar picos de corriente acompañado de punto electroluminiscentes (EL puntos).

En la figura 2.13 se muestran los mecanismos de conducción para los cuales se obtuvo el mejor ajuste de las curvas J-E del dispositivo LEC1 tanto en el régimen de HCS (inciso a) como en LCS (inciso b).

Para el estado de HCS, el mecanismo que mejor ajusta es el de conducción limitada por carga espacial, ya que presenta sus tres estados característicos identificados por los valores de las pendientes ( $m$ ), a un bajo voltaje presenta una conducción óhmica ( $m=0.95$ ), posteriormente entra al estado de llenado de trampas ( $m=1.88$ ) y, por último, entra la transición al estado libre de trampas con valor de pendiente ( $m=7.14$  y  $6.33$ ) [30]. Este mecanismo se presenta

comúnmente en LEC con estructura multicapa [14] y dispositivos con fenómenos de switcheo resistivo [45]–[47].

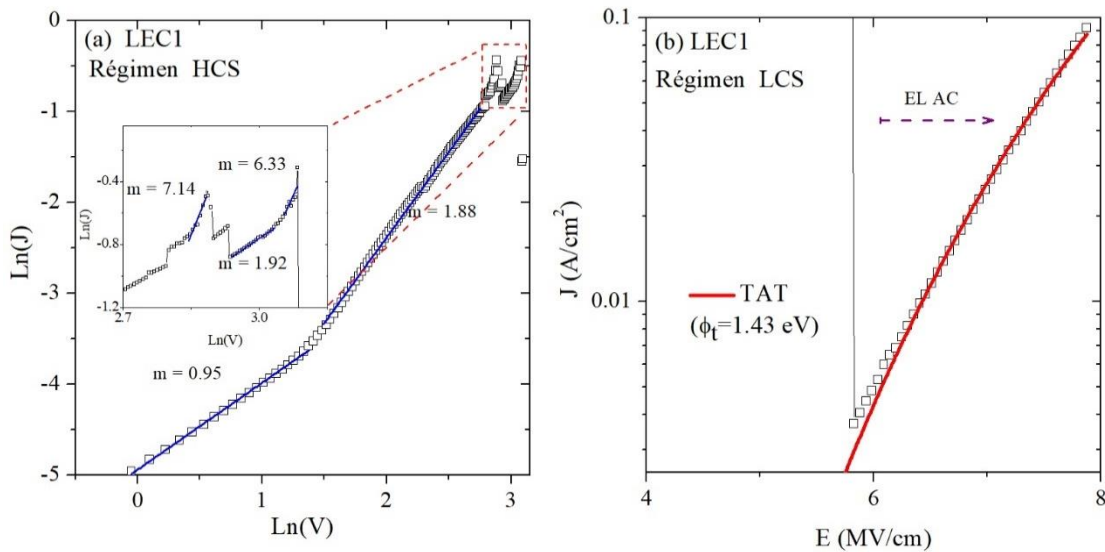


Figura 2.13: Mecanismos de conducción para el dispositivo LEC1 durante su primera medición: (a) durante el régimen de alta conducción (HCS) y (b) durante el régimen de baja conducción (LCS). En HCS ajusta a conducción limitada por carga espacial y en LCS a tunelamiento asistido por trampas.

En cuanto al mecanismo responsable de la electroluminiscencia, el que mejor ajusta es el TAT, con una energía estimada de trampa de  $\phi_t = 1.43 \text{ eV}$  como se muestra en la figura 2.13 (b), lo que indica que trampas por debajo de  $1.43 \text{ eV}$  en la banda de conducción asistirán el transporte de portadores. Análisis teóricos sobre el defecto NOV en  $\text{SiO}_2$  han mostrado que una red relajada cerca del defecto puede permitir que dos enlaces aleatorios formen un enlace Si-Si resultando en un defecto  $(\text{Si-O})_3\equiv\text{Si-Si}(\text{O-Si})_3$  que da un estado poco profundo en el defecto NOV en  $1\text{eV}$  por debajo del borde mínimo de la banda de conducción. Además, A. Mehonic *et al*, han reportado que la concentración de vacancias de oxígeno en la estructura de la red afecta directamente a la altura de la trampa; menor altura de la trampa corresponde a mayor concentración de vacancias de oxígeno [31].

En la figura 2.14 se muestra el ajuste del mecanismo de conducción limitado por carga espacial para el dispositivo LEC2 en el régimen de alta conducción HCS. A bajos voltajes se aprecia la conducción óhmica con  $m=0.99$ . Posteriormente el estado de llenado de trampas con pendientes  $m=2.44$  para trampas superficiales y  $m=3.41$  para trampas profundas, con una transición entre ellas de  $m=5.47$ . Por último, la transición al estado libre de trampas con  $m=7.3$  donde se mantiene la corriente con un valor de  $m=2.68$  hasta que se empiezan a presentar los puntos de electroluminiscencia y el daño del contacto de Poly-N+.



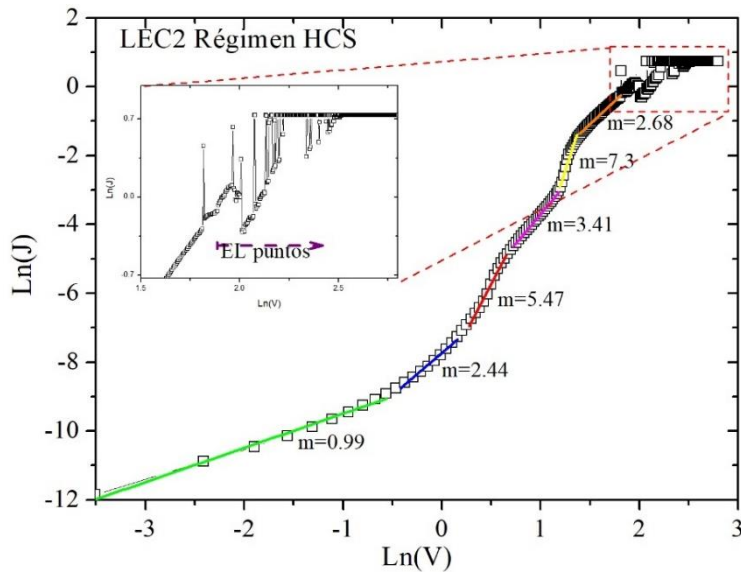


Figura 2.14: Ajuste del mecanismo de conducción limitado por carga espacial para del dispositivo LEC2 en HCS. Se observa un llenado de trampas de superficiales y profundas.

### 2.5.3.4. Respuesta electro-óptica

En la figura 2.15 (a) y (b) se presentan los espectros de electroluminiscencia a diferentes campos eléctricos para los dispositivos LEC1 y LEC2, respectivamente. Para el caso del LEC1 la EL se presenta en área completa, es decir, la luz emitida se observa en toda el área de la compuerta del dispositivo. La EL aumenta su intensidad conforme aumenta el campo eléctrico, llegando a su máxima intensidad a los 7.83 MV/cm. Esto sucede cuando la corriente se encuentra en LCS. Por otro lado, para el LEC2 la EL se presenta como una alta densidad de puntos de luz en toda el área de la compuerta, los cuales varían en intensidad conforme aumenta el campo eléctrico debido a que el dispositivo permanece siempre en HCS. Cuando se alcanza un campo eléctrico de 2.27 MV/cm se daña la compuerta presentando puntos en el infrarrojo (línea verde).

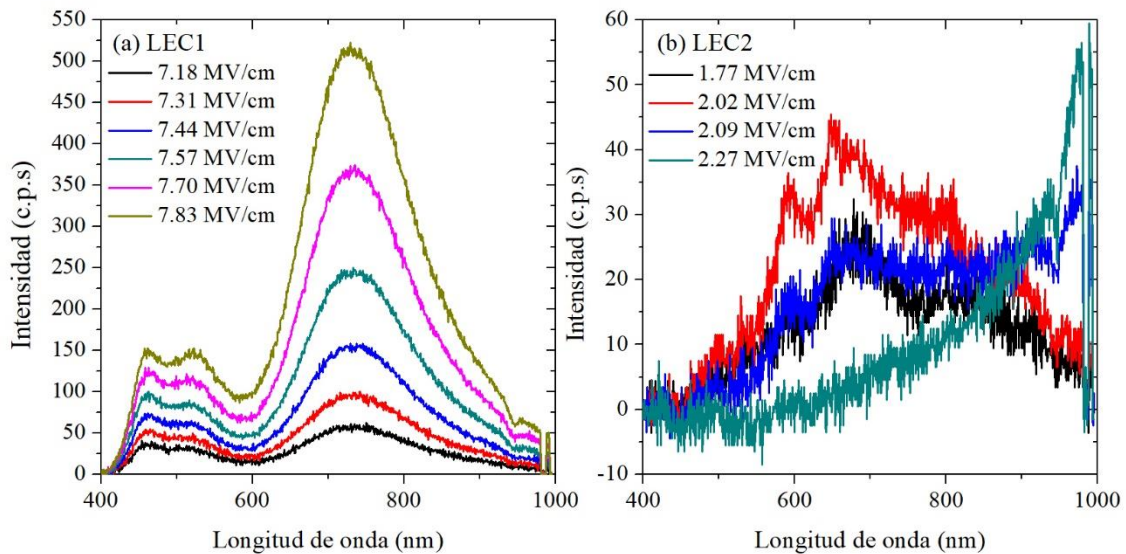


Figura 2.15: Espectros de Electroluminiscencia de los dispositivos LEC1 y LEC2 a diferentes campos eléctricos.

La figura 2.16 (a) muestra la deconvolución del espectro EL del LEC1, donde se observan cuatro contribuciones en 457 (azul), 518 (verde), 723 (rojo) y 840 nm (infrarrojo). La mezcla apropiada de luz azul, verde y roja permite obtener luz blanca. La intensidad de la luz de los diferentes colores mezclados definirá la tonalidad de la luz. Así un espectro blanco con mayor contribución de luz roja proporcionará luz de tono blanco cálido. En el inciso b de la misma figura se aprecia la imagen del emisor de luz en color blanco que es observada a simple vista a pesar de la baja transmitancia de la compuerta de Poly-N+ (ver figura 2.5).

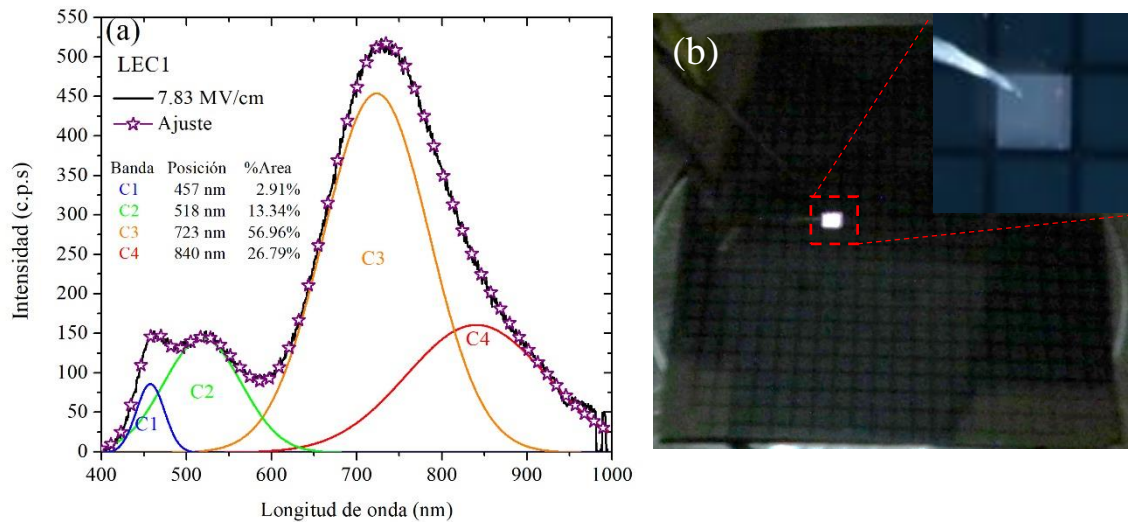


Figura 2.16: Electroluminiscencia del LEC1. (a) Deconvolución del espectro con mayor intensidad, (b) fotográfica del dispositivo emitiendo intensamente en área completa de color blanco.

Cada una de las bandas que conforman al espectro EL se relaciona con diferentes defectos o centros luminiscentes; la banda de emisión en azul (etiqueta C1), se asocia a defectos NOV (del inglés, *Neutral Oxygen Vacancy*), mientras que la banda en verde (etiqueta C2) se ha atribuido a enlaces sueltos de silicio (o pares intersticiales de vacancia de oxígeno), también llamados centros  $E_{\delta}^{\cdot}$ . La banda C3 con emisión en el rojo, se relaciona con nano-partículas de silicio (Si-nps) amorfas o cristalinas embebidas en una matriz de  $\text{SiO}_2$ , en específico a los defectos radiactivos ubicados en las nano-partículas amorfas. Mientras que la banda C4 se ha atribuido a efectos de QC debido a las nano-partículas cristalinas con tamaños menores a 5 nm [5], [14], [19], [29]. Todos estos defectos se pueden relacionar con el análisis de XPS presentado en la sección 2.4.3.1, donde la película de SRO se modela como un óxido sub-estequiométrico ( $\text{Si}^0$ ,  $\text{Si}^{1+}$ ,  $\text{Si}^{2+}$ ,  $\text{Si}^{3+}$  y  $\text{Si}^{4+}$ ) con una estructura desordenada que da origen a un alto número de defectos estructurales creando con ello una alta densidad de estados de energía. Si comparamos las contribuciones del espectro EL con respecto al FL podemos observar que en ambos coincide la banda alrededor de 720 nm y las bandas cercanas a 800 nm pero aparecen nuevas contribuciones al espectro EL en el azul que son casi imperceptibles en FL. Se ha reportado que durante el proceso de electroformado (primer medición del

dispositivo fresco) se generan defectos relacionados al oxígeno que contribuyen a la emisión en azul [5].

En cuanto al color de la emisión, en la literatura se han presentado dispositivos monocapa fabricados mediante la misma técnica, proceso y con estructura similar que emiten en el azul y rojo para diferentes excesos de silicio. Para un SRO<sub>30</sub> donde el exceso de silicio es de  $6.2 \pm 0.2\%$ , la EL está dominada por defectos relacionados a oxígeno en la matriz de SiO<sub>2</sub>, por lo que se presenta la emisión en color azul. Por otra parte, para un SRO<sub>20</sub> con un exceso de silicio de  $7.3 \pm 0.5\%$ , la EL está dominada por centros luminiscentes en las Si-nps por lo que se obtiene emisión en color rojo [5]. Como se observa en la figura 2.16 (b) en nuestro dispositivo, la luz emitida es de color blanco, conservando características de emisión de un SRO<sub>30</sub> y un SRO<sub>20</sub> simultáneamente, esto es posible gracias a que tiene un exceso de silicio con un valor intermedio al de un SRO<sub>20</sub> y un SRO<sub>30</sub> y por lo tanto la EL de nuestro dispositivo se debe a defectos y nanopartículas.

Si bien el espectro mostrado en la figura 2.16 (a) presenta una intensidad de emisión de 150 c.p.s en la banda del azul-verde y una intensidad de emisión de 550 c.p.s en la banda del rojo esto es debido a que el espectro EL es captado a través de la compuerta de polisilicio que presenta muy baja transmitancia en el azul. Por tanto, el color real de emisión de la película de SRO podría ser distinto al que se observa en la imagen del dispositivo encendido.

Debido a que el dispositivo LEC2 presenta un espectro EL con puntos de intensidades que van de 30 a 50 c.p.s, no es posible realizar su análisis detallado mediante la deconvolución de su espectro de EL ni obtener una foto por el poco tiempo que permanece encendido antes de que el dispositivo se dañe. Sin embargo, el bajo campo eléctrico en que se presentan los puntos EL ( $1.45 \text{ MV/cm}^2$ ) en este dispositivo nos indica que es posible disminuir los voltajes de encendido de dispositivos basados en SRO mediante la variación de parámetros tecnológicos de fabricación.

## Capítulo 3: Guía de onda para el acoplamiento en un sistema emisor-transmisor

La fotónica de silicio ha alcanzado un gran interés en los últimos 15 años por sus aplicaciones en comunicación de datos y telecomunicaciones. Esto gracias a los trabajos pioneros de Soref [48] quien demostró los primeros componentes de la óptica integrada en silicio para las longitudes de onda 1.3 y 1.6  $\mu\text{m}$ , y Peterman [49] quien mostró una técnica para la fabricación de guías de onda en silicio con bajas pérdidas e independientes de la polarización de la luz.

Las guías de onda son un elemento fundamental para los sistemas electrofotónicos, ya que son el medio de interconexión entre sus distintos elementos. Sin embargo, el realizar un acoplamiento directo entre el emisor de luz y la guía de onda sigue presentando un reto debido a la gran diferencia que existe entre sus dimensiones. Si bien se ha reportado la integración de un emisor de luz con una guía de onda [15] o guía de onda con un detector [16], estos no suelen ser compatibles con la tecnología CMOS, ya que requieren el uso de la familia III-V de la tabla periódica. Por otra parte, más recientemente se reportó la fabricación de un sistema compuesto por emisor de luz, guía de onda y detector utilizando tecnología CMOS [17], que involucra procesos de fabricación complejos, costosos y no fácilmente disponibles en nuestro país.

En este capítulo se estudiará el diseño de una guía de onda dedicada para la integración en un sistema emisor-guía de onda totalmente compatible con la tecnología CMOS y utilizando procesos de fabricación disponibles en los laboratorios de INAOE.

### 3.1. Fundamentos de una guía de onda óptica

Una guía de onda óptica es una estructura que se utiliza para confinar ondas electromagnéticas en una región bien definida para así guiar su propagación. Este confinamiento óptico se debe a la diferencia de índices de refracción entre el medio de propagación y el medio que lo rodea, por medio de la reflexión total interna como se muestra en la figura 3.1, lo cual ocurre cuando un rayo incidente forma un ángulo,  $\theta_1$ , cuyo valor está comprendido entre el ángulo crítico ( $\theta_c$ ) y  $90^\circ$  ( $\theta_c > \theta_1 > 90^\circ$ ).

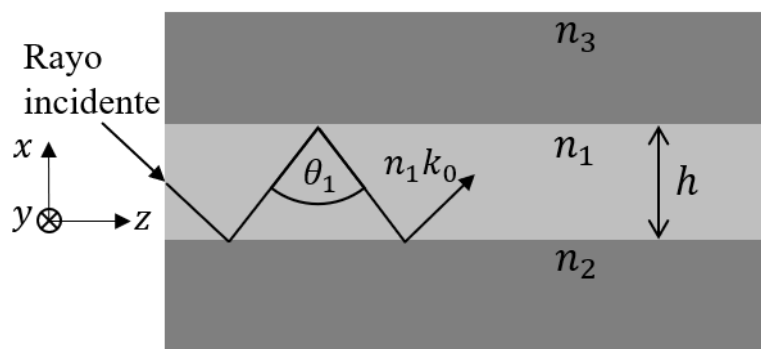


Figura 3.1: Propagación por reflexión total interna en una guía de onda plana [48].

En la figura 3.1, la  $k_0$  es la frecuencia espacial definida por  $k_0 = 2\pi/\lambda$ ,  $\lambda$  es la longitud de onda de la luz dada en  $\mu\text{m}$ ,  $h$  es el espesor de la guía de onda,  $n_1$  es el índice de refracción del núcleo,  $n_2$  y  $n_3$  son los índices de refracción del recubrimiento inferior y superior respectivamente. Para evitar pérdidas de energía electromagnética por los recubrimientos superiores e inferiores se debe satisfacer la siguiente relación:  $n_3 \leq n_2 < n_1$ .

### 3.1.1. Materiales de fabricación: SRN y $\text{SiO}_2$

Como se sabe, el silicio presenta una gran atenuación en el rango del visible [50] por lo que es necesario utilizar otro material compatible con silicio y con baja absorción en este rango para el núcleo de las guías de onda. Uno de los materiales que cumple con estas dos condiciones es el nitruro de silicio, su baja absorción en el rango visible y la compatibilidad con procesos CMOS lo hacen un material prometedor, además de poder obtenerlos mediante técnicas como LPCVD y PECVD. Aunado a esto, al enriquecer con Si el nitruro de silicio (SRN) se disminuye el tensión residual de la película, lo que indica una disminución en el número de defectos generados durante el depósito y por tanto una menor absorción [51]. J. Alarcón reporta que el nitruro de silicio rico en silicio obtenido por LPCVD es una alternativa prometedora para nuestros fines. Las características del SRN son definidas por el exceso de silicio, el cual se controla mediante la razón de gases precursores ( $R_N$ )[14], definida como:

$$R_N = \frac{F * P_{NH_3}}{P_{SiH_4}} \quad (3)$$

Donde  $P_{NH_3}$  y  $P_{SiH_4}$  son las presiones parciales dentro del reactor debido al flujo de amoníaco ( $NH_3$ ) y silano ( $SiH_4$ ) respectivamente y  $F$  es un factor de conversión en caso de utilizar un tanque de silano diluido en  $N_2$ .

El alto contraste de los índices del nitruro de silicio con respecto a óxido de silicio los convierten en candidatos perfectos para la producción de guías de ondas compactas para aplicaciones en el rango visible e infrarrojo [13].

## 3.2. Grabado del Silicio

El diseño de fabricación de la guía de onda de este trabajo considera la fabricación de una cavidad en un sustrato de silicio donde se depositará el recubrimiento inferior de la guía. Por tanto, se explorarán técnicas de grabado de Si para la obtención de dicha cavidad.

### 3.2.1. Grabado húmedo anisotrópico

Cuando el silicio es expuesto a una solución grabante alcalina o ácida, el material de la superficie de la muestra es removido como resultado de reacciones químicas. A este proceso se le conoce como grabado húmedo.

Si el grabado químico del material procede más rápido en ciertas direcciones, se dice que el grabado es anisotrópico. En el caso del silicio la velocidad de grabado del plano cristalográfico (111), es mucho menor que la correspondiente al plano (110). En términos simples, los átomos de los planos (111) son difíciles de grabar

ya que sus átomos tienen enlaces más fuertes y/o existe un número mayor de ellos (mayor densidad) [35].

Actualmente, se conocen diversas soluciones para el grabado anisotrópico del silicio, la gran mayoría de estas son alcalinas. Uno de los más utilizados es el hidróxido de potasio (KOH) por ser económico, fácil de usar, no tóxico, proporciona excelentes perfiles de grabado y ofrecer una alta selectividad con nitruro de silicio. Una mezcla de KOH (23.4wt%), alcohol isopropílico (13.3wt%) y agua (63.3wt%) tiene una velocidad de grabado 100 veces mayor del plano (100) que del plano (111). Por tanto, al aplicar KOH sobre una superficie de silicio con orientación (100) enmascarada ya sea con  $\text{SiO}_2$  o  $\text{Si}_3\text{N}_4$  con una abertura expuesta, se genera una ranura en forma de "V", donde los bordes serán formados por los planos (111) con un ángulo de  $54.7^\circ$  desde la superficie (100) [32], como se muestra en la figura 3.2 (a). Si el ancho de la abertura es mucho mayor que la profundidad de grabado se formarían estructuras trapezoidales como se esquematiza en la figura 3.2 (b). Por otra parte, si la superficie de silicio tuviera una orientación (110) se formarían ranuras con paredes laterales rectas [32], [35] cómo se ejemplifica en la figura 3.2 (c).

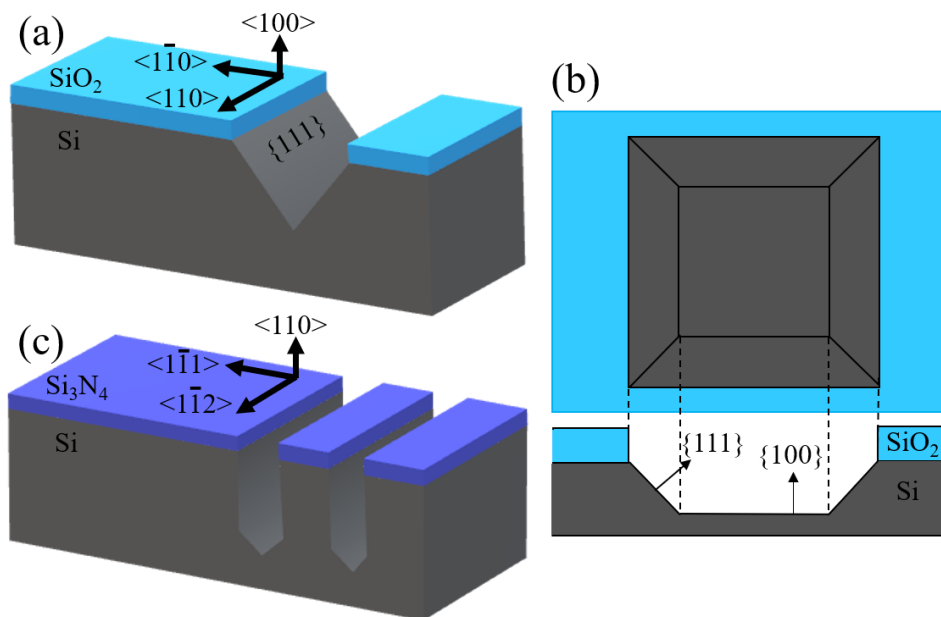


Figura 3.2: Grabado húmedo anisotrópico sobre silicio. (a) Oblea con orientación (100), (b) Cavidad formada en una oblea con orientación (100) vista desde arriba y transversalmente, (c) Oblea con orientación (110).

### 3.2.2. Grabado seco

Este tipo de grabado incluye diferentes mecanismos para que una superficie sólida sea grabada: físicamente mediante el bombardeo de iones, químicamente por la reacción de especies reactivas en la superficie, o por la combinación de ambos mecanismos [52]. El grabado por iones reactivos (RIE, del inglés *Reactive Ion Etching*), también conocido como grabado por plasma, es un proceso que combina ambos fenómenos teniendo la capacidad de un ataque direccional sin depender de los planos cristalográficos del material. Las variables del proceso como la potencia de radio frecuencia (RF), la presión, la razón de flujo y la



temperatura del gas de ataque; se pueden variar para optimizar la tasa de grabado, la selectividad, el ángulo de la pared lateral, entre otras [35], [52].

El plasma es un estado gaseoso de la materia que contiene un número igual de partículas cargadas positiva y negativamente por unidad de volumen generalmente, además de los átomos neutros del gas. En un sistema como el RIE, el plasma se forma a partir de un gas (o gases) contenido en una cámara de vacío, al que se le aplica un campo eléctrico mediante radiofrecuencia (RF). Los electrones dentro del gas son acelerados debido al campo eléctrico y tienden a colisionar con los átomos generando una ionización del gas y permitiendo que más electrones libres interactúen en el proceso. Además, estas interacciones pueden romper los enlaces de las moléculas del gas para crear fragmentos moleculares químicamente reactivos, incluyendo iones reactivos y radicales, a esto se le conoce como disociación [32]. Los iones son utilizados para el grabado físico mediante el bombardeo sobre la superficie del sustrato y los reactivos y radicales para el grabado químico mediante la interacción con los átomos de la superficie del sustrato y subsecuente formación de especies volátiles que son desprendidas hacia la cámara por desorción como se puede visualizar en el esquema de la figura 3.3.

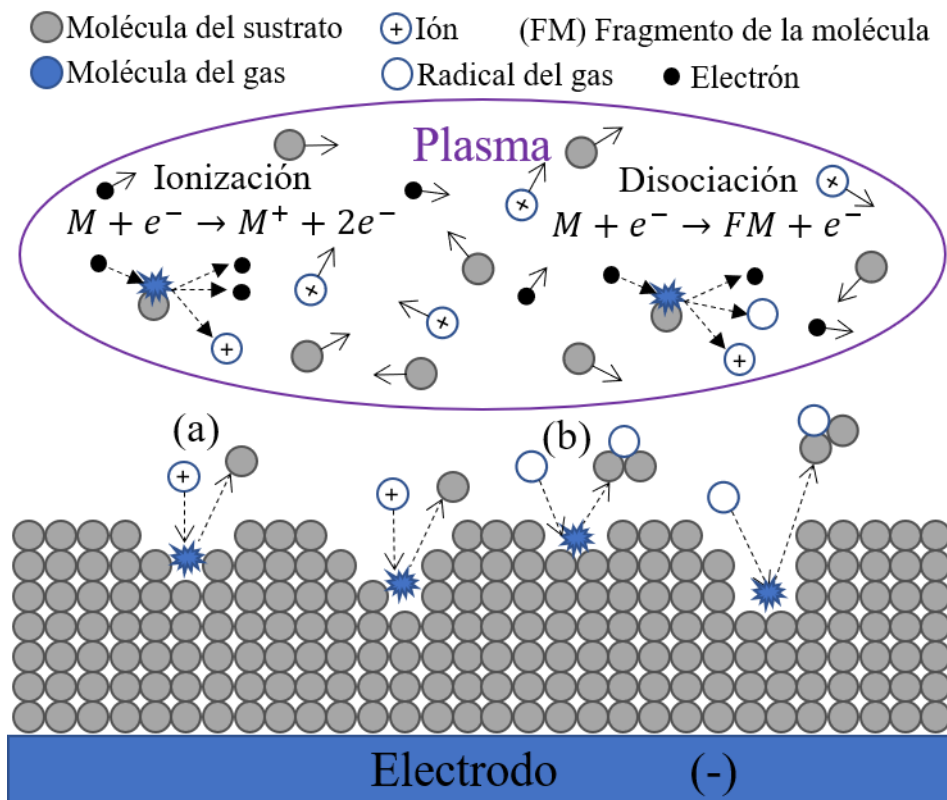


Figura 3.3: Grabado seco por medio del RIE. (a) Bombardeo de iones, (b) Formación de especies volátiles.

Los plasmas más utilizados para el grabado de Si, SiO<sub>2</sub> y Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> consisten en gases que contiene flúor, como el CF<sub>4</sub> y SF<sub>6</sub> capaces de generar especies reactivas compatibles con el Si y generar especies volátiles [32], [35]. Además de los gases reactivos, se puede incluir gases aditivos: oxígeno, hidrógeno, argón, helio y nitrógeno. Los cuales modifican la química y física del plasma. Un

claro ejemplo es la adición de oxígeno dentro de la cámara para la pasivación de las paredes laterales durante el grabado de silicio, de esta forma se aumentará la anisotropía del grabado [53].

### 3.3. Simulaciones de Estructura-Cavidad

En esta sección se presentan las simulaciones realizadas para el diseño del recubrimiento inferior de la guía de onda para la integración del sistema emisor-guía. Es importante recordar que, el recubrimiento será formado dentro de una cavidad previamente grabada en el sustrato de Si. Las simulaciones también se realizaron en Silvaco utilizando la paquetería de Suprem.

Como se observa en la figura 3.4 (a) se simuló un sustrato de silicio dopado con átomos de fósforo para representar el silicio tipo n. Se simuló una capa de óxido de 100 nm que durante el desarrollo experimental funcionará como enmascarante durante el grabado del silicio para abrir una ventana, como se representa en la figura 3.4 (b).

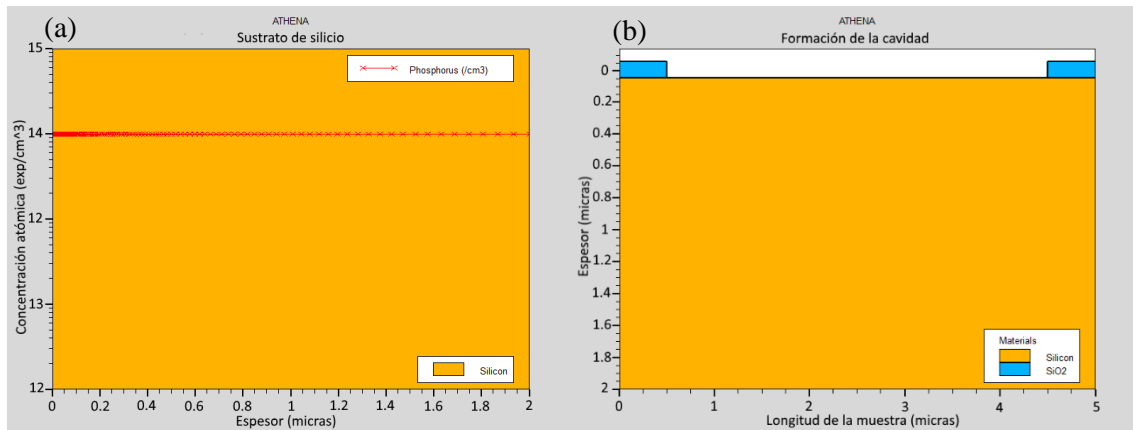


Figura 3.4: Simulación de Suprem. (a) Sustrato de silicio, (b) ventana para la formación de la cavidad.

A continuación, se grabó el silicio para formar una cavidad de 1.5  $\mu\text{m}$  con paredes inclinadas formando un ángulo  $\sim 54.7^\circ$  como indica la literatura sobre el grabado anisotrópico del silicio con solución KOH [32], como se aprecia en la figura 3.5 (a). Para la formación del recubrimiento inferior de la guía de onda se depositó una película de óxido de silicio ( $\text{SiO}_2$ ) por CVD con espesor de 2  $\mu\text{m}$ . Como se observa en la figura 3.5 (b) la película de  $\text{SiO}_2$  mantiene la forma de la cavidad.



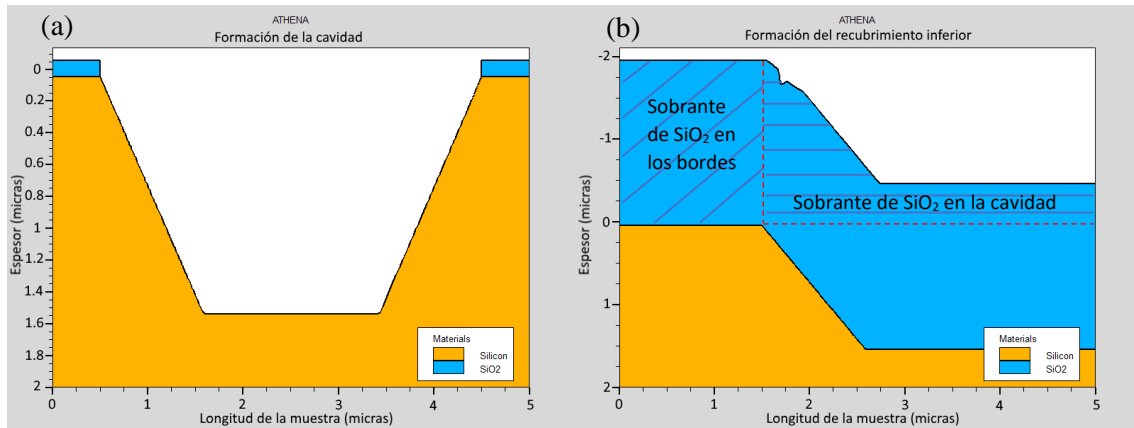


Figura 3.5: Simulación de la cavidad. (a) cavidad formada por el grabado húmedo por medio de la solución de KOH, (b) depósito de la película de óxido de silicio por CVD. Se observa que la película de SiO<sub>2</sub> conserva la forma de la cavidad.

Para grabar el sobrante de SiO<sub>2</sub> en los bordes se realizó un paso de litografía para definir el área a grabar como se observa en la figura 3.6 (a). Una vez definida el área se realizó un grabado húmedo de 1.5 μm con una solución isotrópica de 0.8 con el objetivo de decapar el óxido sobrante en los bordes hasta aproximadamente el borde superior de la cavidad, como se observa en la figura 3.6 (b).

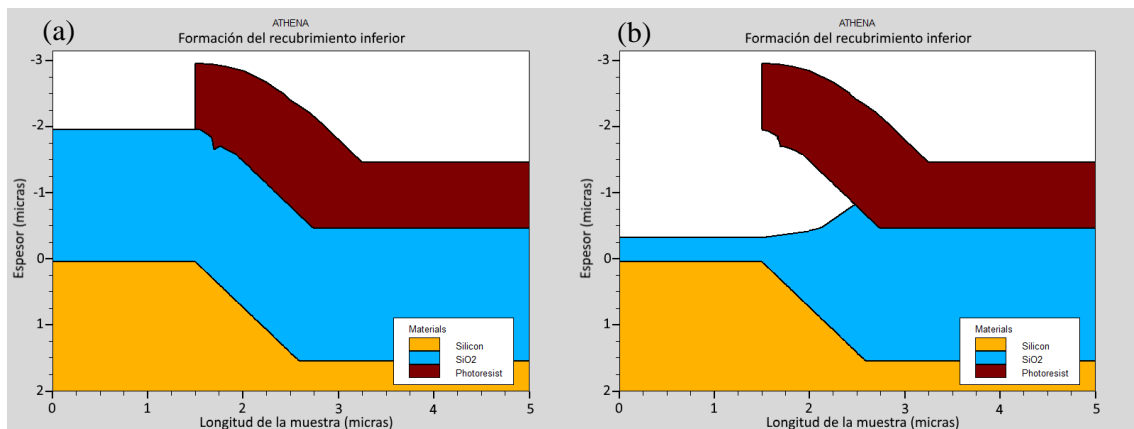


Figura 3.6: Simulación del llenado de la cavidad. (a) depósito de óxido de silicio por CVD, (b) Paso de litografía.

Después, se eliminó la resina como se observar en la figura 3.7 (a) y se procedió a grabar el sobrante de SiO<sub>2</sub> sobre la cavidad y los restos en el borde de esta, sin enmascarante hasta llegar justo al nivel de la superficie de la cavidad, como se observar en la figura 3.7 (b).

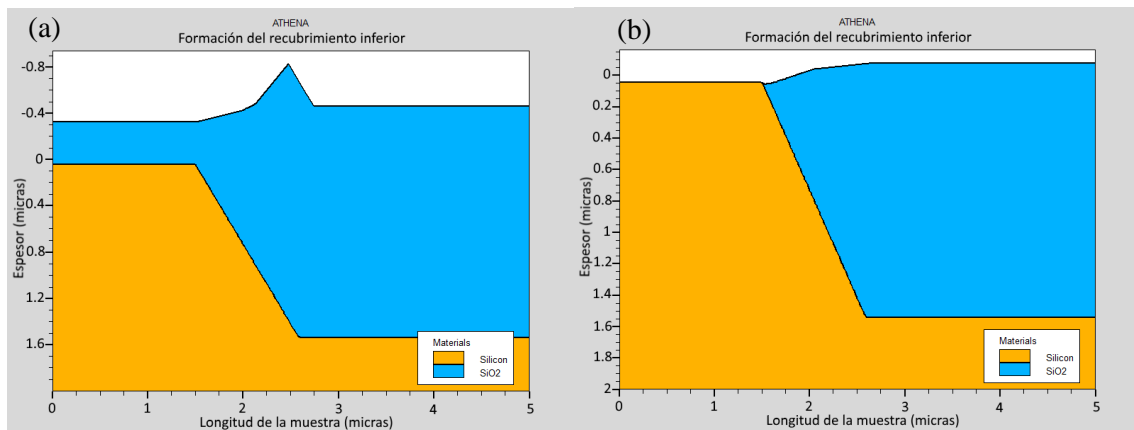


Figura 3.7: Simulación del grabado del óxido. (a) la película de  $\text{SiO}_2$  después del grabado de las paredes laterales de la cavidad y de la fotoresina, (b) la película de  $\text{SiO}_2$  después del último grabado obteniendo así solo la cavidad completamente llena.

Con el conocimiento adquirido de estas simulaciones, se planteó un experimento de fabricación para obtener lo que será el recubrimiento inferior de la guía de onda para la integración emisor-guía sobre silicio basado en procesos simples de litografía.

### 3.4. Procedimiento experimental

#### 3.4.1. Fabricación de la guía de onda

En este apartado se describe la fabricación de la guía de onda con el recubrimiento inferior formado dentro de una cavidad, pensada para la integración emisor-guía como se presentó en las simulaciones de la sección 3.3.

La estructura de la guía es tipo bloque como se muestra en la figura 3.8 (a) y el proceso de fabricación se divide en 3 partes. Primero, se obtuvieron cavidades con profundidades mayores a  $1 \mu\text{m}$  sobre el sustrato de silicio mediante grabado húmedo (KOH) y en unos casos también grabado seco por medio del RIE. Después, se depositó  $\text{SiO}_2$  para llenar las cavidades y mediante una serie de grabado húmedo se obtiene el recubrimiento inferior de la guía, los cuales se explicarán más adelante. Por último, se depositó  $\text{SRN}_{120}$  y mediante grabado seco se delimitó el área del núcleo de la guía de onda.

Como sustrato se utilizó una oblea de 4" de silicio tipo N, orientación (100) y resistividad  $2-5 \Omega\text{-cm}$ , la cual se dividió en cuatro partes iguales y se etiquetó de la siguiente manera: G-1, G-1R, G-1D y G-2. Los substratos se limpiaron mediante un proceso estándar, seguido de una oxidación seca a  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  en ambiente de  $\text{O}_2$  durante 30 min.

Por medio de litografía se definieron patrones en el óxido enmascarante con geometrías cuadradas de 2.2 mm de lado y se grabó el silicio con KOH a 45% en baño maría a  $60 \text{ }^\circ\text{C}$  durante 6 min para las muestras G-1, G-1R, G-1D y 7 min para la muestra G-2. Luego, la muestra G-1R se sometió a un grabado seco por medio del Micro RIE durante 1 min con una potencia de 150 W y presión de 150 mT, usando como gas reactivo  $\text{SF}_6$ . Después, se llenaron las cavidades formadas mediante un depósito de  $\text{SiO}_2$  por medio de la técnica APCVD en el

SILOX. Para la muestra G-1, el depósito duro 35 min y se ubicó la muestra sobre la chalupa a 10 cm lejos de la entrada de los gases reactivos. Por otro lado, para la muestra G-1D, el depósito duro 30 min y se ubicó la muestra sobre la chalupa a 20 cm lejos de la entrada de los gases reactivos. En ambos procesos, el depósito se realizó a 435 °C y se ubicó una muestra de sacrificio sobre la chalupa a 5 cm lejos de la entrada de los gases reactivos. La figura 3.8 (b) muestra un esquema de la ubicación de las muestras sobre la chalupa durante su respectivo proceso de depósito de SiO<sub>2</sub>.

A continuación, se aplicó un densificado del SiO<sub>2</sub> en un horno a 1100 °C durante 30 min en ambiente de oxígeno para ambas muestras. Después, por medio de litografía y diferentes tiempos de grabado se consiguió decapar al SiO<sub>2</sub> hasta llegar a la superficie del silicio teniendo solo la cavidad completamente llena. Para esta parte, como se mostró en las simulaciones, primero se graba el sobrante de SiO<sub>2</sub> de los bordes utilizando fotoresina para proteger la cavidad y después se graba el sobrante de la cavidad hasta llegar a la superficie del silicio.

Seguido a esto, se depositó la película de SRN<sub>120</sub> a la muestra G-1 por medio de la técnica LPCVD a 750 °C durante 35 min, utilizando como gases reactivos silano (SiH<sub>4</sub>) y amoníaco (NH<sub>3</sub>) con presiones de .71 y 2.5 Torr, respectivamente. Por último, se delimitó el área del núcleo de la guía de onda mediante un paso de litografía y grabado seco (RIE).

En la figura 3.9 se presenta un diagrama de los pasos más relevantes durante el proceso de fabricación, para un mayor detalle consultar el apéndice A2.

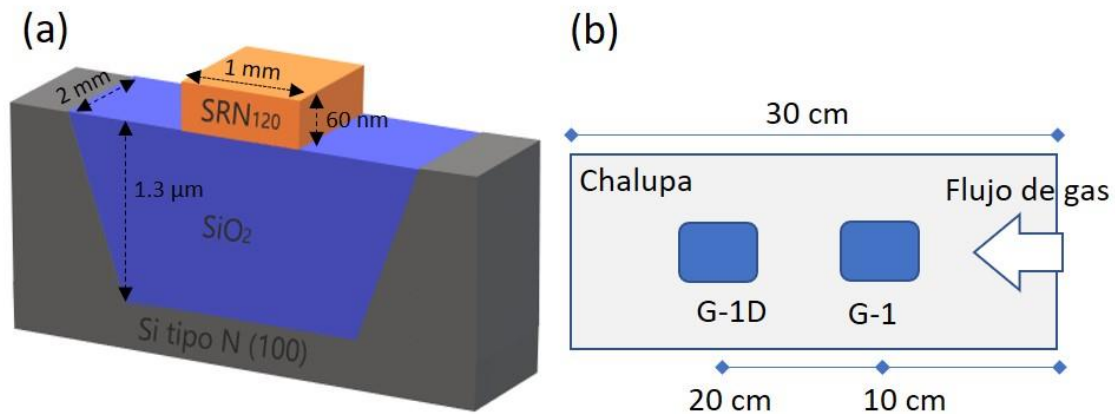


Figura 3.8: (a) Esquema de la guía de onda tipo bloque. (b) Esquema de la ubicación de las muestras durante el depósito de SiO<sub>2</sub> por medio del APCVD. Ambos esquemas no están a escala.

## Proceso de fabricación de la guía de onda

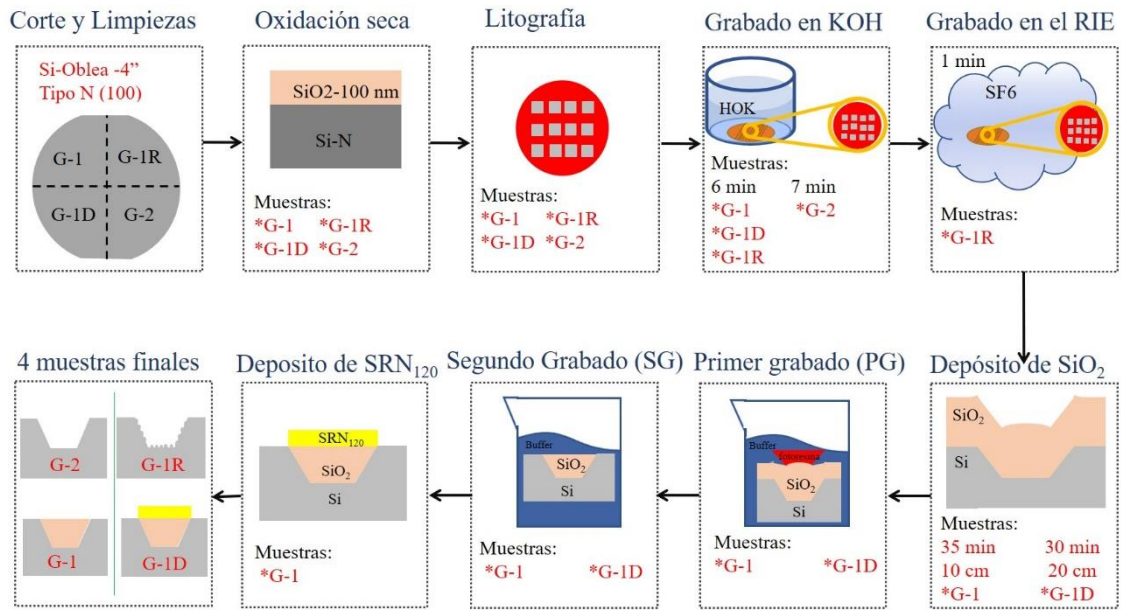


Figura 3.9: Diagrama del proceso de fabricación de la guía de onda.

En la tabla 3.1 se resume el proceso de fabricación de cada una de las muestras, así como la caracterización que se les realizó.

Tabla 3.1: Descripción de muestras fabricadas. En la columna de caracterización la nomenclatura es la siguiente: Elipsometría (Elip), Perfilometría (Perf) y Microscopio electrónico de barrido (SEM).

Muestra	Grabado de silicio		Depósito de SiO <sub>2</sub>		Grabado de SiO <sub>2</sub> para el recubrimiento inferior	Depósito de SRN <sub>120</sub>	Caracterización	
	KOH (min)	RIE (min)	35 min* 10 cm**	30 min* 20 cm**			Perf.	SEM
<b>G-1</b>	6	---	X	---	X	X	X	X
<b>G-1D</b>		---	---	X	---	---	X	X
<b>G-1R</b>		1	---	---	---	---	---	X
<b>G-2</b>	7	---	---	---	---	---	X	---

\*Tiempo del depósito

\*\*Distancia de colocación de la muestra sobre la chالupa

### 3.4.2. Técnicas y equipos de caracterización

En esta sección se presenta un breve resumen de las características de los equipos de caracterización empleados, para mayor detalle consulte el apéndice A5.

#### Perfilómetro

Para los perfiles de grabado y profundidad de las cavidades formadas sobre el sustrato se utilizaron los perfilómetros modelos Veeco Dektak 150 con una punta de diamante de 1.25 μm de diámetro y Bruker DektakXT con una punta de

diamante de 2  $\mu\text{m}$  de diámetro, ambos con sensor de baja inercia con fuerza de 1 a 15 mg y repetibilidad de altura de escalón de 4 angstroms.

#### *Microscopía electrónica de barrido (SEM)*

Para obtener imágenes de alta resolución de la superficie de la muestra se utilizó un microscopio electrónico de barrido modelo JEOL JSM 6610LV equipado con el módulo EDS, el cual posee una resolución de hasta 4 nm, un voltaje de aceleración de 0.3 – 30 kV con una magnificación en el rango de 5x a 300000x.

### 3.4.3. Resultados

#### 3.4.3.1. Formación de cavidades sobre el sustrato

Las profundidades de las cavidades obtenidas por medio del perfilómetro Veeco se muestran en la tabla 3.2. Se midieron 3 diferentes cavidades de cada muestra y se realizó un promedio. Se observó que la razón de grabado del KOH disminuye conforme aumenta el tiempo de exposición. Esta variación puede ser ocasionada por la saturación de la solución grabante debido a la formación de moléculas de ácido silícico  $[\text{Si}(\text{OH})_4]$  por la interacción entre las moléculas del sustrato y el KOH, o simplemente por alguna variación en la temperatura de la solución durante el grabado [52]. Por otro lado, el grabado con el RIE presenta una baja razón de grabado debido a las condiciones utilizadas, lo que en particular beneficia a la formación de una cavidad con poca rugosidad [35].

*Tabla 3.2: Profundidad de las cavidades formadas en el sustrato de las muestras G-1, G-1D, G-1R y G-2*

Muestra	Grabado húmedo (KOH)	Grabado seco (RIE)	Profundidad promedio ( $\mu\text{m}$ )	Razón de grabado ( $\mu\text{m}/\text{min}$ )	
				KOH	RIE
<b>G-1 y G-1D</b>	6 min	-----	$1.22 \pm 0.02$	0.203	-----
<b>G-1R</b>	6 min	1 min	$1.33 \pm 0.02$	0.203	0.110
<b>G-2</b>	7 min	-----	$1.30 \pm 0.02$	0.187	-----

En la figura 3.10 se muestra el perfil de una de las paredes de la cavidad donde se observa escalones en  $\sim 0.8 \mu\text{m}$  enmarcados en un círculo morado punteado obtenidos con el perfilómetro Veeco, para todas las muestras. Esto se puede relacionar con algún defecto generado en las paredes debido al tipo de grabado, por ejemplo, rugosidad. Otra explicación con la que se podría relacionar es con la inclinación que presenta la pared debido al grabado húmedo con KOH [35], como se mencionó en la sección 3.2.1.

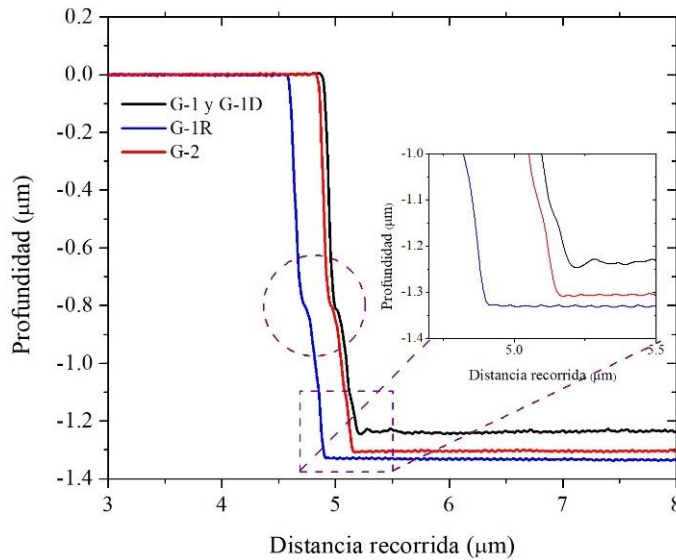


Figura 3.10: Perfil de la pared de la cavidad formada en el sustrato de silicio para las muestras G-1, G-1R, G-2 y G-1D.

Para corroborar los datos anteriores, en la figura 3.11 se presenta una toma transversal de la cavidad mediante SEM de las muestras G-1 y G-1R. Recordemos que G-1 solo tiene el grabado húmedo por KOH y G-1R tiene tanto grabado húmedo como grabado seco (ver tabla 3.2). Se puede observar que la profundidad de las cavidades concuerda con lo obtenido por medio del perfilómetro, además de apreciar claramente la inclinación de la pared de la cavidad. Para la muestra G-1, que solo tiene el grabado húmedo el ángulo de inclinación es de  $\sim 55.08^\circ$ , muy cercano al reportado en la literatura de  $54.7^\circ$ . Por otra parte, la muestra G-1R que tiene grabado húmedo y grabado seco presenta un ángulo de  $\sim 56.22^\circ$ , lo que indica que la pared presenta una menor inclinación debido al grabado en el RIE. Como se ha mencionado, el grabado en el RIE tiende a ser mayormente vertical que lateral, ayudando a la cavidad a perder su forma trapezoidal, obteniendo así una cavidad más cuadrada. Sin embargo, esto genera rugosidad sobre la estructura lo que sería desfavorable para procesos subsecuentes durante la fabricación de la guía de onda.

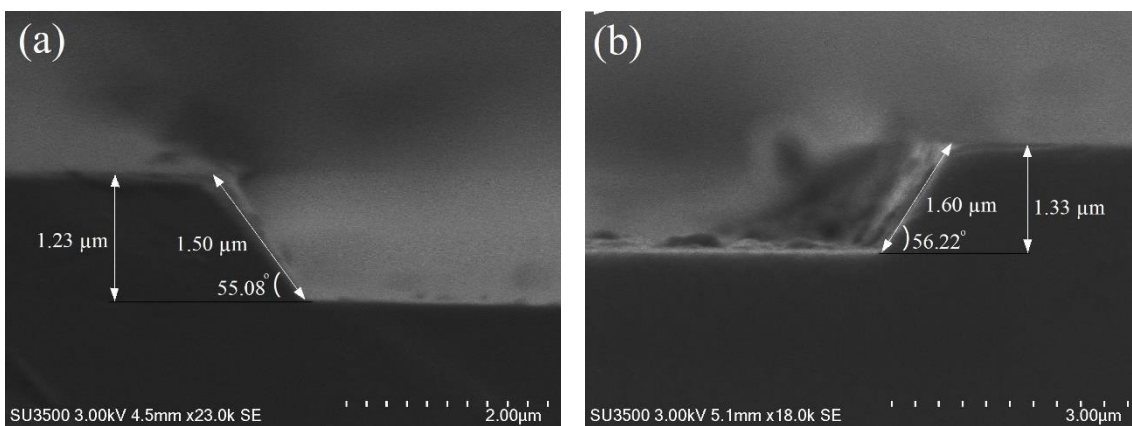


Figura 3.11: Perfil de la cavidad formada en silicio vista desde un corte transversal en el SEM. (a) Muestra G-1, (b) Muestra G-1R.

Otro punto importante que se debe mencionar, es que en las imágenes no se muestra algún defecto en la pared, por lo que se cree que el borde (circulo



morado) en el perfil (Fig. 3.10) se debe a alguna perturbación durante la medición.

### 3.4.3.2. Formación del recubrimiento inferior de la guía de onda

Para la formación del recubrimiento inferior de la guía de onda se tomaron las cavidades de las muestras G-1 y G-1D obtenidas por medio del grabado húmedo con una profundidad de  $1.23\ \mu\text{m}$  (ver tabla 3.2), donde se realizó el depósito de  $\text{SiO}_2$  por medio de la técnica APCVD en el SILOX, bajo dos diferentes condiciones (ver tabla 3.1) debido a su baja uniformidad [32]. En la figura 3.12 se presenta un esquema de la distribución de las cavidades sobre las muestras G-1 y G-1D y las etiquetas de cada una de las cavidades medidas mediante el perfilómetro Bruker. Para realizar estas mediciones previamente se definió un escalón por medio de litografía y grabado (a la mitad de la cavidad), de esta forma se dejó expuesto al sustrato de silicio (parte inferior del diagrama, color gris).

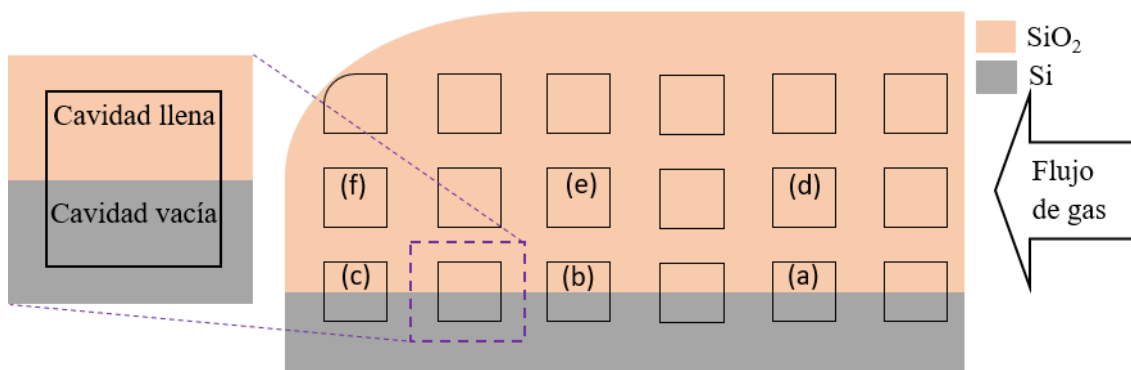


Figura 3.12: Esquema de la distribución de las cavidades en la muestra G-1 y G-1D. Para las mediciones por medio del perfilómetro, fue necesario realizar un escalón mediante un paso de litografía y grabado dejando expuesto al silicio.

Para la muestra G-1 que se ubicó a 10 cm sobre la chalupa durante 35 min, el perfil de la cavidad llena y vacía por el  $\text{SiO}_2$ , se muestra en la figura 3.13 (A). Ahí se aprecia que la forma de ambos perfiles es muy similar, lo que indica que el depósito de la película de  $\text{SiO}_2$  mantiene la forma de la cavidad. Sin embargo, existe una variación de  $\sim 3\ \mu\text{m}$  entre el ancho de la cavidad llena con respecto a la cavidad vacía. Debido a que el depósito por APCVD se caracteriza por tener una pobre cobertura de escalón, se aprecian defectos en la homogeneidad del llenado que se generan en las aristas de las paredes laterales de la cavidad como especie de grietas (picos hacia abajo en el perfil) y espigas (picos hacia arriba en el perfil).

Ranganathan *et al.* menciona que una forma de ayudar a tener una mejor cobertura de escalón en procesos de CVD es mediante la inclinación de las paredes de la cavidad a un ángulo de  $84^\circ - 86^\circ$  [54]. Sin embargo, en este caso los defectos en el llenado se presentan a pesar de la inclinación de  $\sim 55^\circ$  que presentan las paredes de las cavidades.

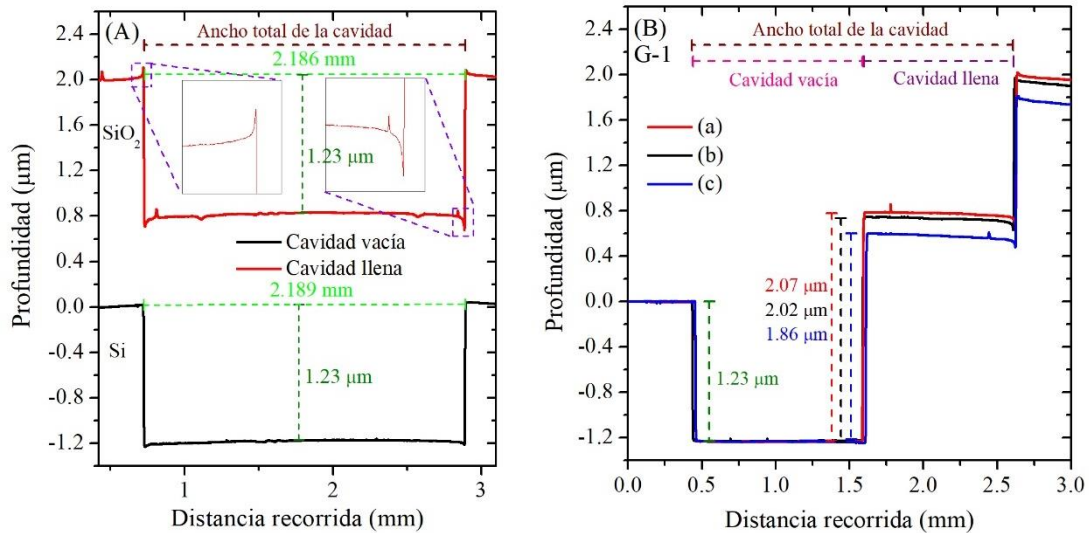


Figura 3.13: Mediciones por medio del perfilómetro de la muestra G-1. Esta muestra se sometió a un depósito de SiO<sub>2</sub> durante 35 min ubicada a 10 cm sobre la chalupa. (a) Se muestra el perfil de la cavidad llena y vacía de SiO<sub>2</sub>, (b) Se muestra el perfil de la altura

Por otro lado, en la figura 3.13 (B) se observa que la altura de la cavidad (para las cavidades etiquetadas como a, b, c) se mantiene en  $-1.23 \mu\text{m}$  después del depósito y grabado del SiO<sub>2</sub>. Esto nos indica que durante la formación de la película de SiO<sub>2</sub> no se consume el silicio del sustrato, contrario a una oxidación seca. Además, el espesor de la película de SiO<sub>2</sub> está por encima de la altura de la cavidad superando los  $1.86 \mu\text{m}$ , lo que indica que la cavidad se llenó completamente. También se observa, que existe un aumento en el espesor de la película con forme la superficie de la muestra se encuentra más cerca de la entrada del gas (línea roja inciso B). Si consideramos que la muestra mide 3.5 cm de largo y tomamos el máximo y mínimo de los espesores medidos de todas las cavidades, se podría decir que en promedio esta variación es de  $60 \text{ nm/cm}$  considerando una distribución homogénea de la película. Por otro lado, para la muestra G-1D que tiene un menor tiempo de depósito (30 min) y está ubicada a una mayor distancia de la entrada del gas (20 cm sobre la chalupa), se observa en la figura 3.14, que el espesor de la película de SiO<sub>2</sub> es superior a  $1.34 \mu\text{m}$ , con una variación promedio del espesor de  $34.5 \text{ nm/cm}$ .

Aunque ambas muestras fueron realizadas en procesos separados y existe la posibilidad de que las condiciones de las presiones de los gases o posición de la chalupa dentro del horno hayan sufrido una variación entre un proceso y otro, se puede suponer que la diferencia en el espesor y la variación promedio se debe a la disminución del tiempo de depósito y diferente posición de la muestra sobre la chalupa.



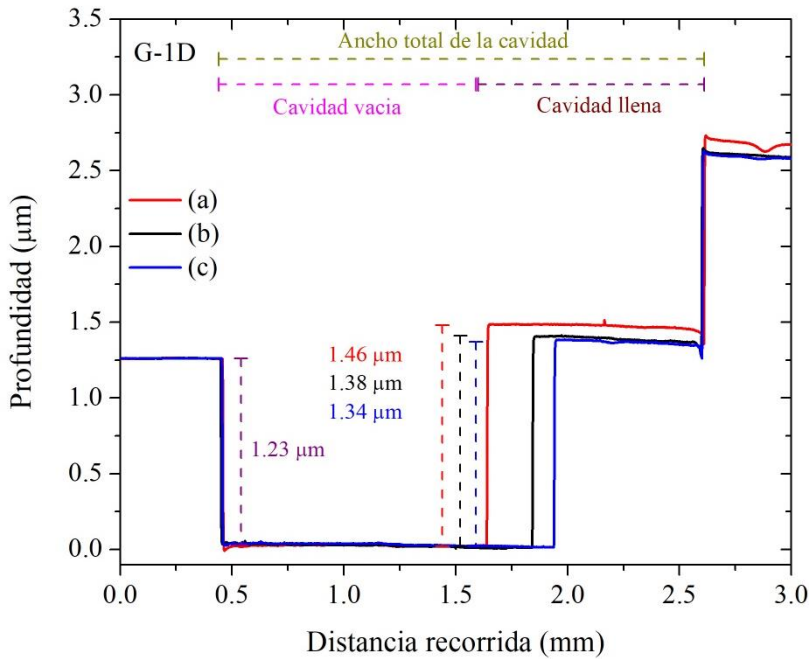


Figura 3.14: Medición de la altura del escalón por medio del perfilómetro para la muestra G-1D que fue sometida a un depósito de SiO<sub>2</sub> durante 30 min ubicada a 20 cm sobre la chalupa.

Otra diferencia que existe entre el perfil del llenado de las cavidades de las muestras G-1 y G-1D, es el tamaño de las grietas y espigas formadas en las aristas de las paredes de la cavidad, debido a la pobre cobertura de escalón propia de la técnica de depósito. En la figura 3.15 se presentan los perfiles de las cavidades llenas etiquetadas como d, e y f (ver figura 3.12) de la muestra G-1 (inciso A) y G-1D (inciso B). Ahí se observa a simple vista que el tamaño de los defectos (grietas y espigas) es dependiente del espesor final de la película SiO<sub>2</sub> depositada. Entre mayor sea el espesor del SiO<sub>2</sub>, mayor es el tamaño de las espigas y grietas que se producen en las aristas superiores e inferiores de las paredes de las cavidades, respectivamente.

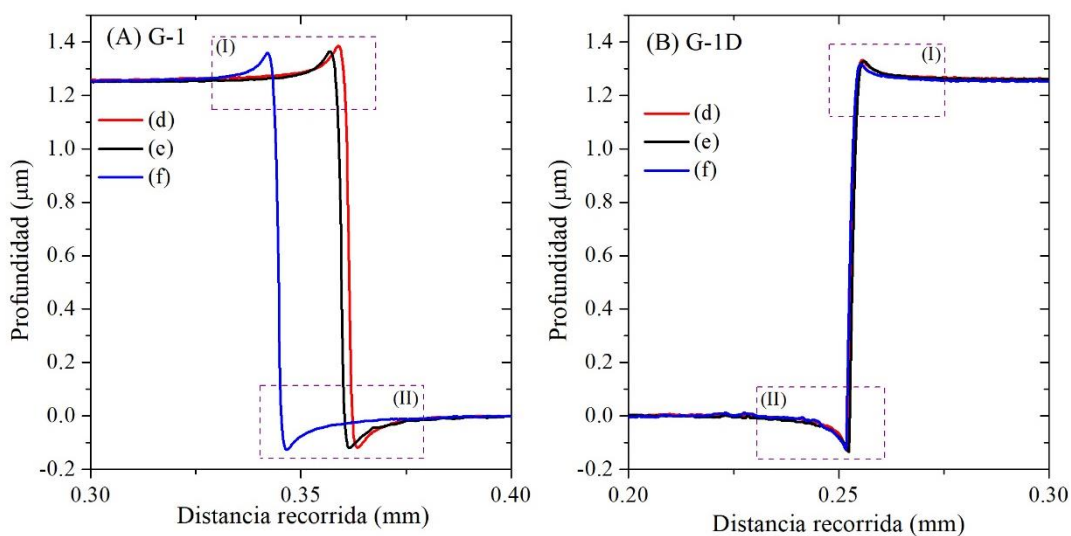


Figura 3.15: Perfil de la pared lateral de las cavidades de las muestras: (A) G-1 y (B) G-1D. Las condiciones de llenado para la muestra G-1 son 35 min ubicada a 10 cm sobre la chalupa ( $\sim 2 \mu\text{m}$  de espesor final) y para G-1D son 30 min ubicada a 20 cm sobre la chalupa.

Para un mayor detalle sobre estas diferencias, se presentan las zonas contenidas por los recuadros morados con un mayor acercamiento en la figura 3.16. Las zonas (I) están ubicadas en las aristas superiores de la cavidad, para la muestra G-1 (inciso A) se observa que las espigas tienen una altura de 103, 112 y 126 nm considerando que el espesor de la película es de 1.86, 2.02 y 2.07  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Por otro lado, para la muestra G-1D (inciso B) las espigas presentan una altura de 63, 69 y 71 nm considerando que el espesor de la película es de 1.34, 1.38 y 1.46  $\mu\text{m}$ , respectivamente. También, se observa que con forme aumenta el tamaño de los picos, estos se ensanchan, lo que indica que el defecto de llenado crece proporcionalmente en ambas direcciones conforme se va depositando el  $\text{SiO}_2$ , por lo que se creó que los defectos están formados por la aglomeración de átomos de  $\text{SiO}_2$  que se acumulan en las aristas.

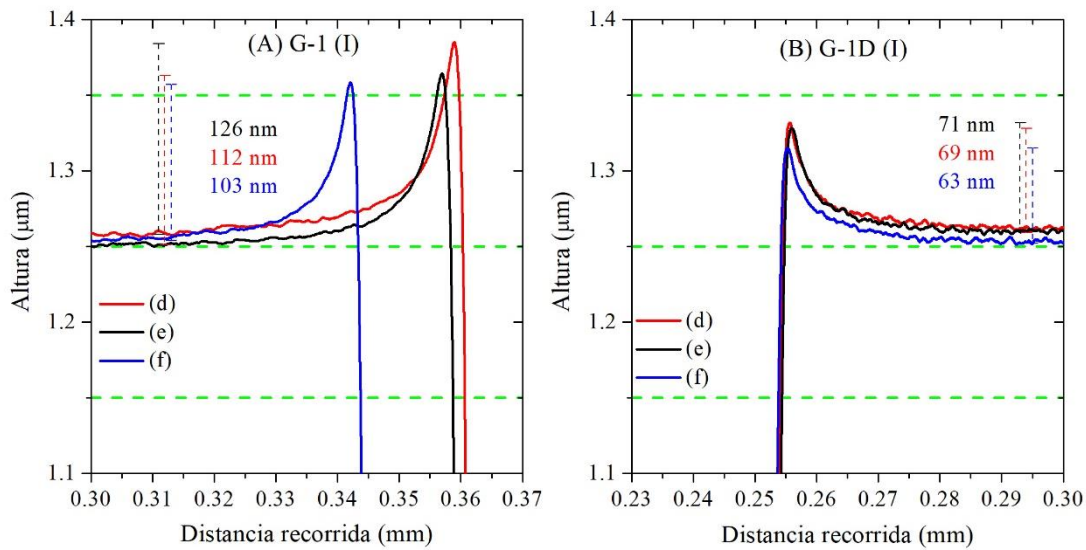


Figura 3.16: Acercamiento de las zonas (I) presentada en la figura 3.14. Las condiciones de llenado para la muestra G-1 son 35 min ubicada a 10 cm sobre la chalupa ( $\sim 2\mu\text{m}$  de espesor) y para G-1D son 30 min a ubicada a 20 cm dentro de la ( $\sim 1.4\mu\text{m}$  de espesor).

Por otro lado, en la figura 3.17 se presenta la zona (II) ubicada en las aristas inferiores de las cavidades las muestras G-1 (inciso A) y G-1D (inciso B). Ahí se observa que no se presenta una diferencia destacable en cuanto a la profundidad de las grietas, sin embargo, existe en los anchos. Este ensanchamiento se atribuye a la ausencia de átomos de  $\text{SiO}_2$  en esa zona, debido a la acumulación de átomos en la arista superior, por lo que ambos defectos se complementan. Por lo que se cree, que entre mayor sea el tamaño de las espigas en las aristas superiores, mayor serán el ancho de las grietas de las aristas inferiores.

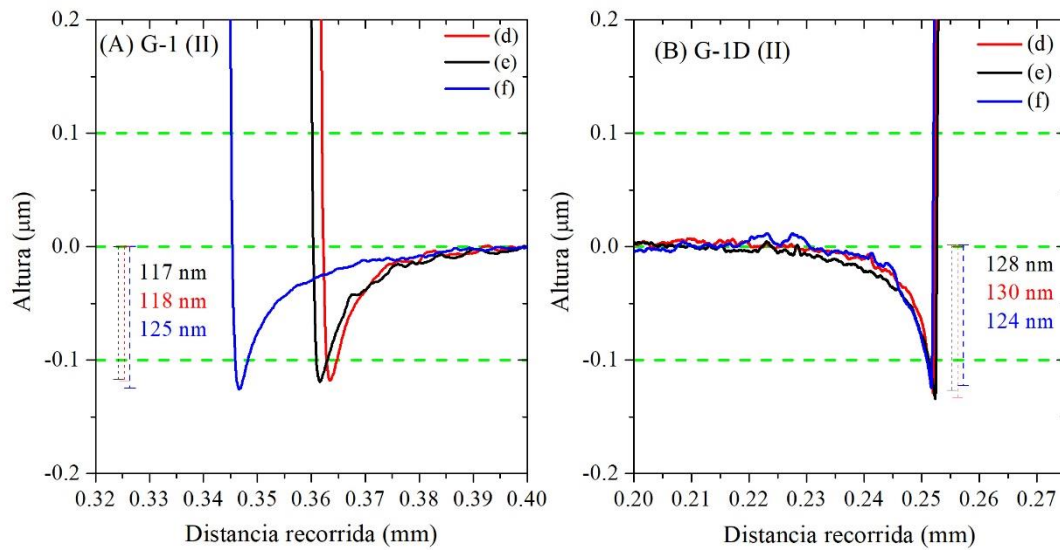


Figura 3.17: Acercamiento de las zonas (II) presentada en la figura 3.14. Las condiciones de llenado para la muestra G-1 son 35 min ubicada a 10 cm sobre la chalupa ( $-2\mu\text{m}$  de espesor) y para G-1D son 30 min a ubicada a 20 cm sobre la chalupa ( $-1.4\mu\text{m}$  de espesor).

La variación en el espesor del  $\text{SiO}_2$  a lo largo de la superficie de la muestra, aunado a los defectos (espigas y grietas) generados por la pobre cobertura de escalón, presentaron un gran problema a la hora de realizar el grabado del  $\text{SiO}_2$  sobrante como se menciona en la sección 3.3 (ver figura 3.5 (b)), para formar lo que será el recubrimiento inferior de la guía de onda. Sin embargo, en la figura 3.18 (A) se muestra el perfil de la cavidad a y b (donde previamente se había formado el escalón) de la muestra G-1 donde se realizó el grabado del sobrante de  $\text{SiO}_2$  de los bordes (ver figura 3.5 (b)) utilizando fotoresina como enmascarante para la cavidad. Se observa que el sobrante de  $\text{SiO}_2$  de los bordes es grabado hasta quedar a 166 y 200 nm por encima del fondo de la cavidad formada por el  $\text{SiO}_2$ , lo que nos lleva a enmascarar la cavidad nuevamente y grabar solo esa pequeña porción de  $\text{SiO}_2$ . Luego, en la figura 3.18 (B) se muestra el perfil después de realizar el grabado del sobrante de  $\text{SiO}_2$  de la cavidad (ver figura 3.5 (b)) sin ninguna fotoresina como enmascarante. Ahí se observa que la película de  $\text{SiO}_2$  presenta espesores de 1.24 y 1.22  $\mu\text{m}$  para las cavidades a y b, respectivamente, con una profundidad de cavidad de 1.23  $\mu\text{m}$  por lo que se puede considerar que la cavidad queda completamente llena. Otro punto a destacar es la grieta sobre la arista inferior, la cual se ve incrementada con profundidades de 0.47 y 0.8  $\mu\text{m}$  para las cavidades a y b.

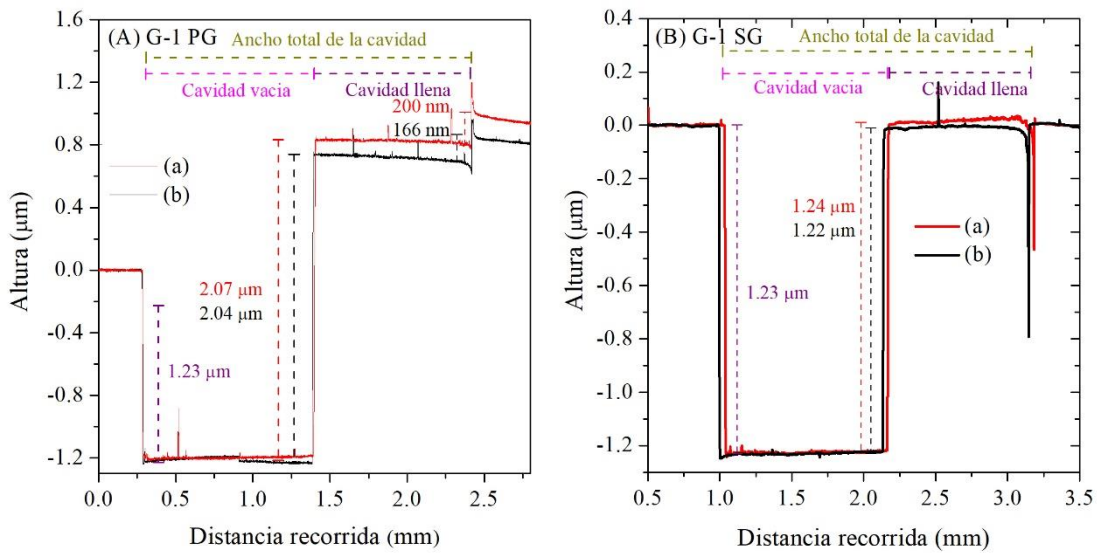


Figura 3.18: (A) Primer y (B) segundo grabado de la película de  $\text{SiO}_2$  de la muestra G-1, con el objetivo de obtener solo la cavidad completamente llena.

Con el fin de estudiar más a detalle las grietas formadas entre la interfaz de Si y el  $\text{SiO}_2$  se realizaron mediciones a lo largo de toda la cavidad como se presenta en la figura 3.19. Se aprecia que el defecto en la interfaz se presenta en ambos lados, con alturas mayores a  $0.5 \mu\text{m}$ . Se creó que el defecto es ocasionado durante el grabado húmedo isotrópico del  $\text{SiO}_2$ , al haber una acumulación de la solución grabante en la arista inferior maximizando el grabado en esa zona.

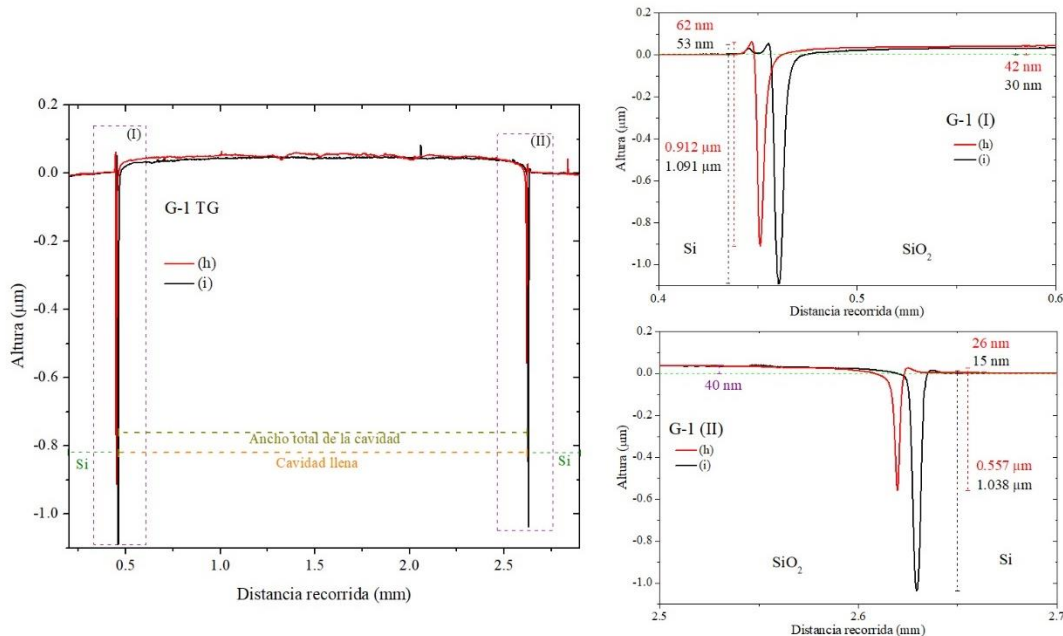


Figura 3.19: Tercer grabado de la película de  $\text{SiO}_2$  de la muestra G-1. Las zonas (I) y (II) tienen un paso menor durante la medición del perfilómetro para una mayor resolución.

La escala que se maneja en las mediciones del perfilómetro no permite obtener una distancia confiable entre la pared de Si y la de  $\text{SiO}_2$  por lo que se realizan mediciones mediante la técnica SEM las cuales se presentan en la figura 3.20.

Se observa la esquina inferior izquierda de la cavidad con una escala de  $20\ \mu\text{m}$  (inciso a) donde se aprecia claramente la separación que existe entre el Si y la película de  $\text{SiO}_2$ , como una trinchera, esta separación existe en todo el contorno de la cavidad y forma una especie de figura trapezoidal. Al observar esta separación con una mayor magnificación ( $5\ \mu\text{m}$ ) y un grado de inclinación (inciso b), se aprecia con claridad ambas paredes inclinadas y la separación interior que existe entre ellas con un valor de  $\sim 2.57\ \mu\text{m}$ .

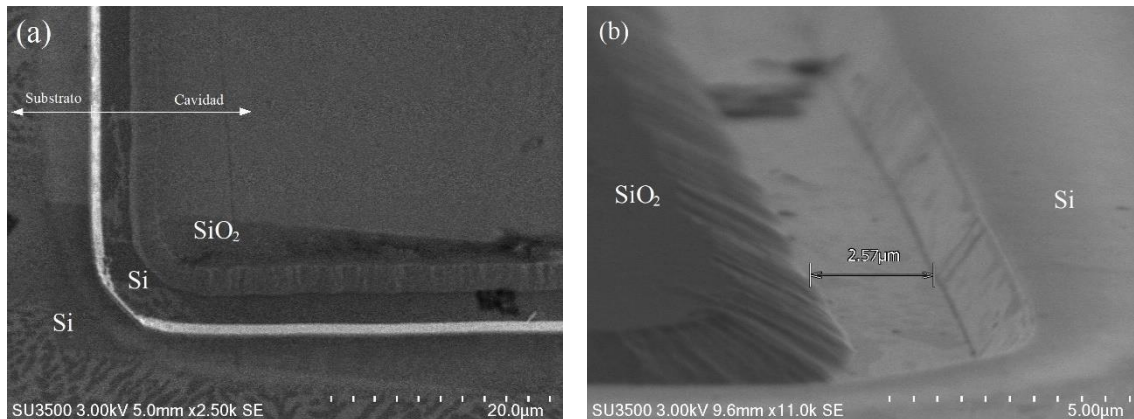


Figura 3.20: Imágenes obtenidas por SEM de las cavidades de la muestra G-1. (a) Vista superior de la cavidad con una resolución de  $20\ \mu\text{m}$ , (b) vista con una inclinación de la cavidad con una resolución de  $5\ \mu\text{m}$ .

En la figura 3.21 (a) se observa otra imagen de la cavidad donde se aprecia la distancia tanto de la separación, como la de la inclinación de ambas paredes. La distancia entre ambas paredes desde el fondo de la cavidad es de  $2.79 \pm 0.2\ \mu\text{m}$ , por otro lado, si se toma la distancia de la parte superior llega hasta  $5.51 \pm 0.2\ \mu\text{m}$ , casi lo doble de la distancia del fondo. Se consideró que la distancia de la pared inclinada de la cavidad y de la película observada desde arriba, es la distancia del cateto adyacente del ángulo formado entre el fondo y la pared, tomando como referencia un triángulo rectángulo, por lo que, mediante funciones trigonométricas se puede obtener el ángulo de inclinación y la distancia de la pared conociendo la altura del escalón por medio del perfilómetro. Este procedimiento se desarrolla en la figura 3.21 (b), donde se observa que el ángulo formado y la distancia de la pared de la cavidad de silicio concuerda con el ya obtenido en la figura 3.11 (a) con valores de  $54.41 \pm 0.6^\circ$  y  $1.51 \pm 0.01\ \mu\text{m}$ . Por otro lado, para el llenado de  $\text{SiO}_2$  se observa que la pared presenta un ángulo y una distancia mayor con valores de  $34.61^\circ$  y  $2.23\ \mu\text{m}$  respectivamente.



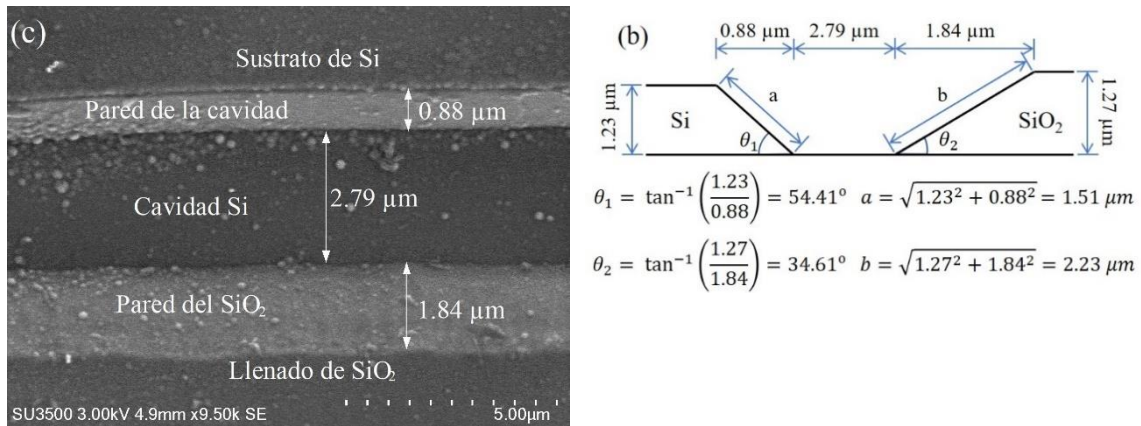


Figura 3.21:(a) Imagen de la cavidad vista por medio de la técnica SEM ubicada en la interfaz entre el Si y SiO<sub>2</sub> con una resolución de 5 μm.(b) Obtención del ángulo de la inclinación de la pared y su distancia por medio de cálculos de geometría.

### 3.4.3.3. Formación de núcleo

Una vez concluida la etapa de llenado de la cavidad con el SiO<sub>2</sub> para formar el recubrimiento inferior de la guía, se depositó una película de SRN<sub>120</sub> por medio del LPCVD a la muestra G-1. En la figura 3.22 (a) se observa la cavidad vista desde arriba obteniendo así la distancia de la separación con un valor de 2.92±0.2 μm. Para calcular el ángulo y la distancia de la pared inclinada se realizan los mismos cálculos de la figura 3.21 (b) con los nuevos valores obtenidos. Se observa que para la cavidad los valores del ángulo y la distancia se mantiene (54.41 ± 0.6° y 1.51 ± 0.1 μm, respectivamente), pero para la película de SiO<sub>2</sub> si existe un cambio con valores de 32.94 ± 0.6° y 2.33 ± 0.1 μm, respectivamente. Estos valores se obtienen considerando que la película de SRN<sub>120</sub> se depositó de manera uniforme en la superficie y en el fondo de la cavidad por lo que la altura del escalón se mantiene en 1.23 μm. Aunque los valores del ángulo y la distancia de la pared inclinada no presentan una gran variación antes y después del depósito de SRN<sub>120</sub>, cabe mencionar que la superficie presenta una menor rugosidad después del depósito como se observa en la figura 3.22 (b) lo que ayudaría a minimizar pérdidas durante la transmisión de la luz.

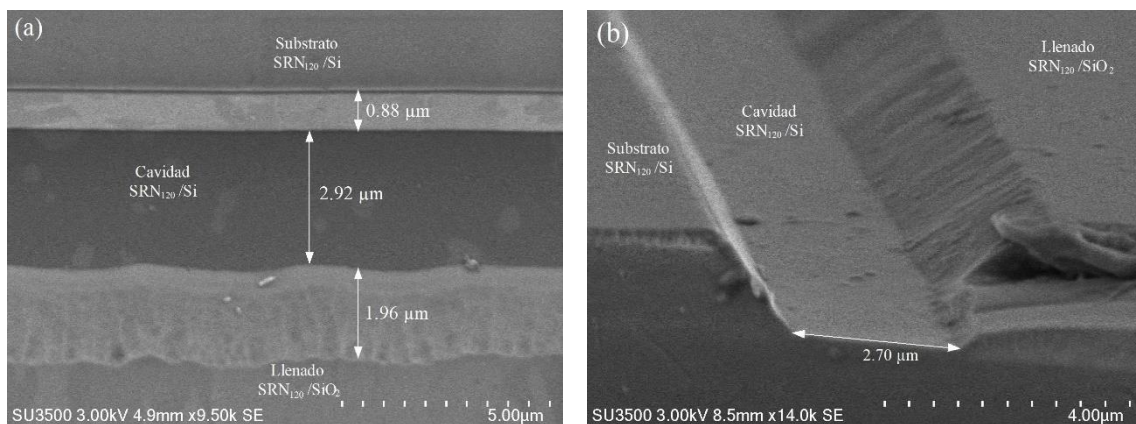


Figura 3.22: Imágenes obtenidas por medio del SEM de la cavidad después del depósito de SRN<sub>120</sub>.

## Capítulo 4: Conclusiones

En este trabajo de tesis se investigó el impacto e importancia del proceso de fabricación de la compuerta de capacitores emisores de luz con capa activa de SRO<sub>25</sub> con un espesor de 40 nm. Se obtuvieron dos conjuntos de dispositivos, uno con solo proceso de dopado y otro con dopado seguido de un proceso de redifusión extra del polisilicio de compuerta. Se encontró que durante el proceso de dopado del polisilicio se promueve una migración de átomos de fósforo y de silicio desde la compuerta hacia la capa de SRO, incrementando el exceso de silicio en la película de 6.68 % a 8.08 %. Este exceso de silicio adicional incorporado durante el dopado se difunde en todo el espesor de la película de SRO y se agrega a centros de nucleación preexistentes; incrementado así el tamaño de Si-nps y los sub-óxidos Si<sup>2+</sup> y Si<sup>3+</sup> provocando un desplazamiento en el espectro de fotoluminiscencia hacia mayores longitudes de onda. Para los dispositivos con redifusión el exceso de silicio y fósforo se incrementa en un 0.1% y 1%, respectivamente, con respecto a la muestra con solo dopado. Aunque la diferencia en el exceso de Si no es muy significativa el cambio en la estequiometría entre ambos dispositivos si lo es, mientras que los dispositivos con dopado muestran mayores contribuciones de sub-óxidos, los dispositivos con dopado más redifusión presentan mayor cantidad de silicio elemental y una consecuente disminución de la contribución de sub-óxidos, lo que repercute directamente en el funcionamiento del dispositivo.

La estequiometría del SRO modificada por el proceso de dopado y redifusión repercute en el comportamiento I-V de los dispositivos. El dispositivo con solo dopado de compuerta, presenta alta conducción a bajos voltajes y un fenómeno de switcheo resistivo al superar un campo eléctrico de 5.7 MV/cm, pasando del régimen de alta conducción (HCS) a un régimen de baja conducción (LCS) debido al electroformado que sufre el SRO al experimentar alto flujo de corriente. Para estos dispositivos es indispensable que se presente el switcheo resistivo para que haya electroluminiscencia. El dispositivo presenta electroluminiscencia en color blanco en toda el área de la compuerta.

Es la primera vez que se obtiene un dispositivo emitiendo en color blanco en área completa basado en una capa simple de SRO depositado por LPCVD, se habían obtenido en color azul y rojo.

El color de la emisión es producto de las contribuciones de defectos radiativos tipo NOV, centros  $E'_\delta$ , así como de emisión relacionada a nano-partículas de silicio. Esto concuerda con la estequiometría del material encontrada mediante XPS donde se observa que para dispositivos con dopado existe silicio elemental para la formación de Si-nps y presencia de sub-óxidos donde se pueden estar generando los defectos NOV y  $E'_\delta$  gracias al proceso de electroformado.

El transporte de portadores está regido por el mecanismo de conducción limitada por carga espacial antes del proceso de switcheo resistivo (y su consecuente electroformado) y por conducción asistida por trampas durante la electroluminiscencia. Existe una clara concordancia entre el mecanismo de

conducción, TAT, presente durante la electroluminiscencia y los centros radiativos que la ocasionan, ya que se encontraron valores de altura de trampa de 1.43 eV relacionados a estados poco profundos ocasionados por la relajación de la red en la vecindad del defecto NOV que es responsable de la emisión en azul del espectro electroluminiscente.

Aun cuando el exceso de Si de la película de SRO<sub>25</sub> (6.68 %), que es un valor intermedio del SRO<sub>20</sub> (7.3%) que emite en rojo y SRO<sub>30</sub> (6.2%) que emite en azul de acuerdo a lo reportado en la literatura, incrementa durante el dopado a un porcentaje mayor que el que presenta un SRO<sub>20</sub>, el dispositivo estudiado no emite en color rojo. Entonces, concluyo que no es solo el exceso de silicio el que define el color de la emisión sino también la manera en que éste se agrega a la red del SRO y el tipo de enlaces que forma.

Por otro lado, el proceso de redifusión del polisilicio de compuerta incrementa aún más el exceso de Si en el SRO, pero sobre todo impacta en la microestructura del material, formando mayor cantidad de enlaces Si-Si a partir de sub-óxidos preformados durante el dopado y que están reestructurándose con la alta temperatura de la redifusión. Aparentemente, una mayor cantidad de Silicio elemental está generando una mayor densidad de Si-nps y formando caminos conductivos más estables y difíciles de romper durante la conducción eléctrica.

La alta conducción del dispositivo con redifusión se asocia a caminos conductivos estables preformados. En estos dispositivos, la falta de switcheo resistivo impide una distribución homogénea de la corriente en todo el volumen de la película obteniendo una alta densidad de puntos blancos electroluminiscentes. La alta conducción daña al dispositivo a bajos campos eléctricos impidiendo estudiar mejor la evolución de la EL. A pesar de no haber obtenido EL en área completa se demostró que es posible obtener luz en dispositivos basados en SRO a muy bajos campos electricos, aproximadamente a 1.6 MV/cm, mediante la inclusión de una etapa de fabricación muy simple, la redifusión del dopado.

Para el diseño de la guía de onda, se obtuvieron cavidades de 1.3  $\mu\text{m}$  por medio de grabado húmedo (KOH). Se comprobó que el KOH es un grabante anisotrópico lo que genera paredes con inclinación de 55 °. A pesar de esta inclinación en las paredes de la cavidad, no fue posible obtener una cobertura de escalón aceptable de la película de SiO<sub>2</sub> depositada por medio de APCVD por lo que en los vértices se generaron espigas proporcionales al espesor de la película depositada, lo que dificultó los pasos siguientes para la fabricación de la guía. Sin embargo, a pesar de este inconveniente, se logró decapar la película de SiO<sub>2</sub> hasta llegar al nivel del sustrato, de tal forma que solo la cavidad estuviera completamente llena, donde se observó ranuras entre la pared del silicio y la película de SiO<sub>2</sub> depositada con distancias de 2.5  $\mu\text{m}$ , lo cual se adjudica a un mal diseño de la mascarilla utilizada durante el grabado.

Se establecieron las bases para diseñar futuras guías de onda en cavidades de silicio. Se encontraron los parámetros de depósito de SiO<sub>2</sub> y los tiempos de



grabado necesarios para eliminar óxido remanente. Así también se exploraron diferentes técnicas y parámetros de grabado de sustratos de silicio.

#### 4.1. Trabajo futuro

Para un estudio más completo sobre la estructura del LEC se propone realizar caracterizaciones de Raman y Microscopia Electrónica de Transmisión (TEM, del inglés *Transmission Electron Microscopy*) para comprobar la presencia de Si-ncs dentro de la estructura del SRO antes y después del proceso de fabricación de los dispositivos LEC, para confirmar las hipótesis planteadas sobre el incremento en el tamaño y/o densidad de Si-ncs.

En cuanto a la guía de onda se propone trabajar con otros métodos para el llenado de la cavidad como por ejemplo por medio de un *sputtering* utilizando blancos de SiO<sub>2</sub> o ir llenando parcialmente la cavidad con depósitos consecutivos de SiO<sub>2</sub> por medio de APCVD y LPCVD para evitar la formación de las espigas en los vértices de las cavidades llenas. También, el utilizar una mascarilla con patrones de mayor tamaño durante los procesos de grabado del SiO<sub>2</sub>.

## Apéndice

- A1. Proceso de fabricación para el LEC
- 1) Selección de muestras *P, LEC1, P1, P1-1, LEC2, P2, P2-2*
    - a) Substrato de Si, tipo N, (100) y  $\rho = 2-5\Omega$
  - 2) Limpieza estándar *Todas*
    - a) 10 min en TCE sobre ultrasónico
    - b) 10 min en Acetona sobre ultrasónico
    - c) 3 enjuagues en agua DI
    - d) 10 seg en solución Buffer (7:1)
    - e) 3 enjuagues en agua DI
    - f) Secado en centrifuga
  - 3) Depósito de SRO<sub>20</sub> -LPCVD 4" *Todas*
    - a) Temperatura: 750 °C      Diales: 780 / 691 / 755
    - b) P<sub>SiH<sub>4</sub></sub> = 0.80 torr
    - c) P<sub>N<sub>2</sub>O</sub> = 0.48 torr
    - d) Tiempo: 11.5 min      ~41 nm
  - 4) Tratamiento térmico - Horno de *silisuros* *Todas*
    - a) Temperatura: 1000 °C
    - b) Tiempo: 180 min
  - 5) Depósito de Poly -LPCVD 2" *LEC1, P1, P1-1, LEC2, P2, P2-2*
    - a) Temperatura: 648 °C      Diales: 550 / 230 / 670
    - b) P<sub>Base</sub> = .118 torr
    - c) P<sub>SiH<sub>4</sub></sub> = 1.5 torr
    - d) Tiempo: 15 min      ~280 nm
  - 6) Dopado de Poly *LEC1, P1, P1-1, LEC2, P2, P2-2*
    - a) Temperatura: 1000 °C
    - b) F<sub>N<sub>2</sub></sub> = 720 SCCM + F<sub>O<sub>2</sub></sub> = 300 SCCM + F<sub>PH<sub>4</sub></sub> = 500 SCCM
  - 7) Redifusión en el Poly *LEC2, P2, P2-2*
    - a) Temperatura: 1050 °C
    - b) F<sub>N<sub>2</sub></sub> = 720 SCCM + F<sub>O<sub>2</sub></sub> = 350 SCCM
  - 8) Grabado de vidrio de fosfosilicato *LEC1, P1, P1-1, LEC2, P2, P2-2*
    - a) Sumergir en solución Buffer (7:1) hasta observar hidrofobia
    - b) 3 enjuagues con agua DI
    - c) Secado en centrifuga
  - 9) Limpiezas RCA *LEC1, P1, P1-1, LEC2, P2, P2-2*
    - a) RCA 1
      - i) Temperatura: 75 a 80 °C
      - ii) H<sub>2</sub>O = 183 ml + NH<sub>4</sub>OH = 30.6 ml + H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> = 46 ml
      - iii) Tiempo: 17 min
    - b) 3 enjuagues en agua DI
    - c) RCA 2
      - i) Temperatura: 75 a 80 °C

- ii)  $H_2O = 191.8 \text{ ml} + H_2O_2 = 41 \text{ ml} + HCl = 27.4 \text{ ml}$
  - iii) Tiempo: 17 min
- d) 3 enjuagues en agua DI
- e) Enjuague en el super Q
- f) Secado en centrifuga
- 10) Oxidación de Seca *LEC1, P1, P1-1, LEC2, P2, P2-2*
  - a) Temperatura: 1100 °C
  - b)  $F_{O_2} = 44 \text{ ss}$
  - c) Tiempo: 30 min      ~100 nm
- 11) Litografía de compuerta *LEC1, LEC2*
  - a) Aplicación de la resina +AZ1512
    - i) 0 a 4000 RPM (12 seg), 4000 RPM (30 seg) y 4000 RPM a 0 (6 seg)
  - b) Precocido a 95 °C en parrilla por 50 seg
  - c) Exposición a luz UV 15 seg Mascarilla de compuerta (cuadros 1.2 mm<sup>2</sup>)
  - d) Revelado
    - i) Solución AZ726
    - ii) 6 seg + 2 agua DI completar un min (2 veces)
    - iii) Secado en flujo laminar
  - e) Recocido a 110 C en parrilla por 3 min
- 12) Grabado del óxido enmascarante *LEC1, P1, P1-1, LEC2, P2, P2-2*
  - a) Sumergir en solución Buffer (7:1) hasta observar hidrofobia
  - b) 3 enjuagues en agua DI
  - c) Secado en centrifuga
- 13) Grabado de la resina de compuerta *LEC1, LEC2*
  - a) 5 min en Acetona sobre ultrasónico (2 veces)
  - b) 3 enjuagues en agua DI
  - c) Secado en centrifuga
- 14) Grabado de Poly *LEC1, P1-1, LEC2, P2-2*
  - a) Solución KOH a 50 °C hasta obtener hidrofilia
  - b) 3 enjuagues en agua DI
  - c) Secado en centrifuga
- 15) Grabado del óxido de compuerta *LEC1, LEC2*
  - a) Sumergir en solución Buffer (7:1) hasta observar hidrofobia
  - b) 3 enjuagues en agua DI
  - c) Secado en centrifuga
- 16) Contacto posterior *LEC1, LEC2*
  - a) Grabar oxido nativo de la parte posterior con un cotonete
  - b) Depósito de Al por sputtering    600 nm
- 17) Aleación en *forming gas* *LEC1, LEC2*
  - a) Temperatura: 460 °C      Diales: 460 / 460 / 480
  - b)  $F_{N_2} = 300 \text{ SCCM} + F_{H_2} = 200 \text{ SCCM}$
  - c) Tiempo: 20 min

Fin

## A2. Proceso de fabricación de la guía de onda

- 1) Selección de muestras G-1, G-1R, G-1D, G-2
  - a) Substrato de Si, tipo N, (100) y  $\rho=2-5\Omega$
- 2) Limpieza estándar Todas
  - a) 10 min en TCE sobre ultrasónico
  - b) 10 min en Acetona sobre ultrasónico
  - c) 3 enjuagues en agua DI
  - d) 10 seg en solución Buffer (7:1)
  - e) 3 enjuagues en agua DI
  - f) Secado en centrifuga
- 3) Limpiezas RCA Todas
  - a) RCA 1
    - i) Temperatura: 75 a 80 °C
    - ii)  $H_2O = 183 \text{ ml} + NH_4OH = 30.6 \text{ ml} + H_2O_2 = 46 \text{ ml}$
    - iii) Tiempo: 17 min
  - b) 3 enjuagues en agua DI
  - c) RCA 2
    - i) Temperatura: 75 a 80 °C
    - ii)  $H_2O = 191.8 \text{ ml} + H_2O_2 = 41 \text{ ml} + HCl = 27.4 \text{ ml}$
    - iii) Tiempo: 17 min
  - d) 3 enjuagues en agua DI
  - e) Enjuague en el super Q
  - f) Secado en centrifuga
- 4) Oxidación de Seca Todas
  - a) Temperatura: 1100 °C
  - b)  $F_{O_2} = 44 \text{ ss}$
  - c) Tiempo: 30 min  $\sim 100 \text{ nm}$
- 5) Litografía de cavidad Todas
  - a) Aplicación de la resina +AZ1512
    - i) 0 a 4000 RPM (12 seg), 4000 RPM (30 seg) y 4000 RPM a 0 (6 seg)
  - b) Precocido a 95 °C en parrilla por 50 seg
  - c) Exposición a luz UV 15 seg Mascarilla de cavidad campo claro (cuadros 2.2 mm<sup>2</sup>)
  - d) Revelado
    - i) Solución AZ726
    - ii) 6 seg + 2 agua DI completar un min (2 veces)
    - iii) Secado en flujo laminar
  - e) Recocido a 110 C en parrilla por 3 min
- 6) Grabado del óxido enmascarante Todas
  - a) Sumergir en solución Buffer (7:1) hasta observar hidrofobia
  - b) Secado en centrifuga
- 7) Grabado de la resina Todas
  - a) 5 min en Acetona sobre ultrasónico (2 veces)
  - b) Secado en centrifuga
- 8) Grabado húmedo del sustrato Todas
  - a) Solución KOH a 60 °C

- |   |                 |
|---|-----------------|
| b) Tiempo: 6 min  | G-1, G-1R, G-1D |
| c) Tiempo: 7 min  | G-2             |
| d) Secado en centrifuga   |                 |
| 9) Grabado seco de la cavidad (RIE)   | G-1R            |
| a) Gas reactivo: SF6  |                 |
| b) Potencia: 150 W  |                 |
| c) Presión: 150 mT  |                 |
| d) Tiempo: 1 min  |                 |
| 10) Grabado del oxido enmascarante  | Todas           |
| a) Sumergir en solución Buffer (7:1) hasta observar hidrofobia  |                 |
| b) Secado en centrifuga   |                 |
| 11) Limpiezas RCA   | G-1, G-1D       |
| a) Igual que en el paso 3   |                 |
| 12) Depósito de SiO <sub>2</sub> - APCVD  |                 |
| a) Temperatura: 435 °C  |                 |
| b) F <sub>N<sub>2</sub></sub> = 60 SCCM + F <sub>O<sub>2</sub></sub> = 8 SCCM + F <sub>SH<sub>4</sub></sub> = 60 SCCM |                 |
| c) Tiempo: 35 min    Posición: 10 cm  | G-1             |
| d) Tiempo: 30 min    Posición: 20 nm  | G-1D            |
| 13) Densificado   | G-1, G-1D       |
| a) Temperatura: 1100 °C   |                 |
| b) Tiempo: 30 min   |                 |
| c) F <sub>O<sub>2</sub></sub> = 1.56 slpm   |                 |
| 14) Litografía de escalón   | G-1, G-1D       |
| a) Igual que en el paso 5   |                 |
| b) Mascarilla de escalón  |                 |
| 15) Grabado de óxido  | G-1, G-1D       |
| a) Solución Buffer a 40 °C  |                 |
| b) Tiempo: 5 min  |                 |
| c) Secado en centrifuga   |                 |
| 16) Grabado de la resina  | G-1, G-1D       |
| a) Igual que en el paso 7   |                 |
| 17) Litografía de cavidad   | G-1, G-1D       |
| a) Igual que en el paso 5   |                 |
| b) Mascarilla de cavidad campo oscuro   |                 |
| 18) Grabado del oxido (Primer grabado)  | G-1, G-1D       |
| a) Solución Buffer a 40 °C  |                 |
| b) Tiempo: 4 min y 36 seg   |                 |
| c) Secado en centrifuga   |                 |
| 19) Grabado de la resina  | G-1, G-1D       |
| a) Igual que en el paso 7   |                 |
| 20) Grabado del oxido (Segundo grabado)   |                 |
| a) Solución Buffer a 40 °C  |                 |
| b) Tiempo: 4 min  | G-1             |
| c) Tiempo: 45 seg   | G-1D            |
| d) Secado en centrifuga   |                 |

Fin

### A3. Técnicas de caracterización.

#### Elipsometría

Para obtener el espesor e índice de refracción de las películas se utilizó un elipsómetro Gaertner L117 con un láser He-Ne (632.8 nm) que incide a  $70^\circ$  respecto a la superficie de la muestra como se muestra en el esquema de la figura A.1. Es un análisis óptico por lo que no es destructivo, permitiendo obtener resultados con precisión [55], [56].

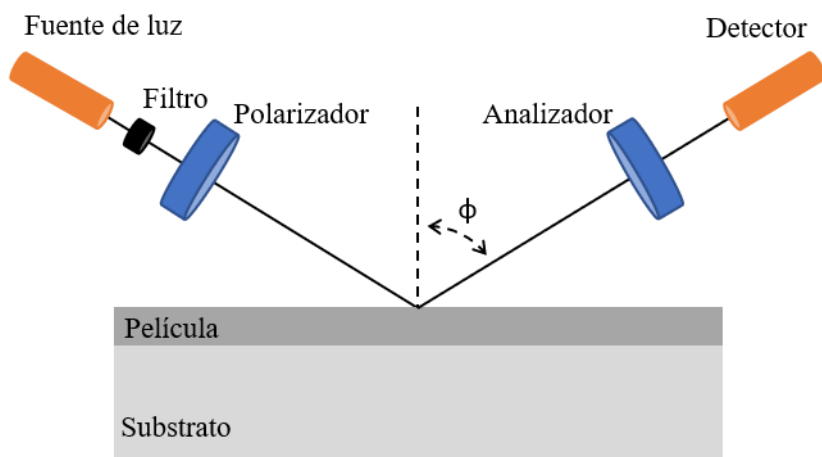


Figura A. 1: Esquema de medición por Elipsometría.

#### Resistencia de cuadro ( $R_{sh}$ )

Para obtener resistencia de cuadro ( $R_{sh}$ ) y resistividad ( $\rho$ ) se utilizó el método de cuatro puntas colineales con el equipo KS modelo 3007, serie 157 con una fuente Keithley modelo 2400. El principio de funcionamiento es aplicar una corriente en dos puntos y se mide su diferencia de potencial como se muestra el diagrama de la figura A.2, la resistencia obtenida es local debido a su principio de funcionamiento y se calcula a partir de fórmulas [55].

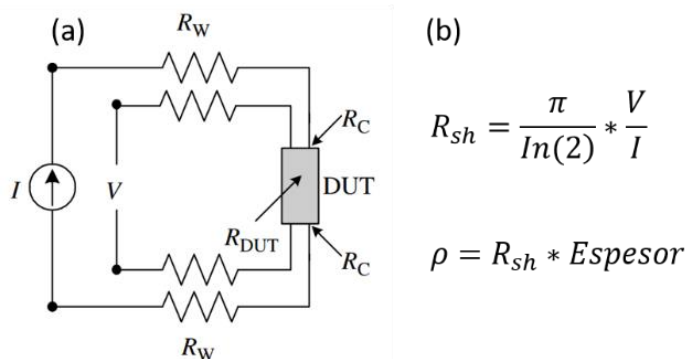


Figura A. 2: (a) Diagrama de conexión del método de 4 puntas, (b) Formulas para obtener resistencia de cuadro ( $R_{sh}$ ) y resistividad ( $\rho$ ).

## Espectroscopia de Fotoelectrones Emitidos por Rayos X (XPS)

Para el análisis de la composición química de la película activa se utilizó la técnica de Espectroscopia de Fotoelectrones Emitidos por Rayos X (XPS, por sus siglas en inglés) la cual se basa en la interacción de fotones con energías en el rango de los rayos X (100 eV a 100 keV) y los electrones que se encuentran en los niveles centrales de los átomos de la muestra analizada. La energía de enlace puede considerarse como la diferencia entre el estado inicial y final después de que el fotoelectrón abandona el átomo. Debido a que hay una gran variedad de estado finales de los iones para cada tiempo de átomo, hay una gran variedad correspondiente de energías cinéticas de los electrones emitidos, unas con mayor probabilidad que otras. Los niveles  $p$ ,  $d$  y  $f$  durante la ionización se dividen, lo que lleva a vacancia en  $p_{1/2}$ ,  $p_{3/2}$ ,  $d_{3/2}$ ,  $d_{5/2}$ ,  $f_{5/2}$  y  $f_{7/2}$ . La relación de división del orbital del spin es de 1:2 para los niveles  $p$ , 2:3 para los niveles  $d$  y 3:4 para los niveles  $f$  [57]. El observar cambios en las energías de enlace máximas detectadas puede ayudar a la determinación de estados químicos del material debido a dichas interacciones [24], [57]. En la figura A.3 se muestra un diagrama esquemático de la medición por XPS.

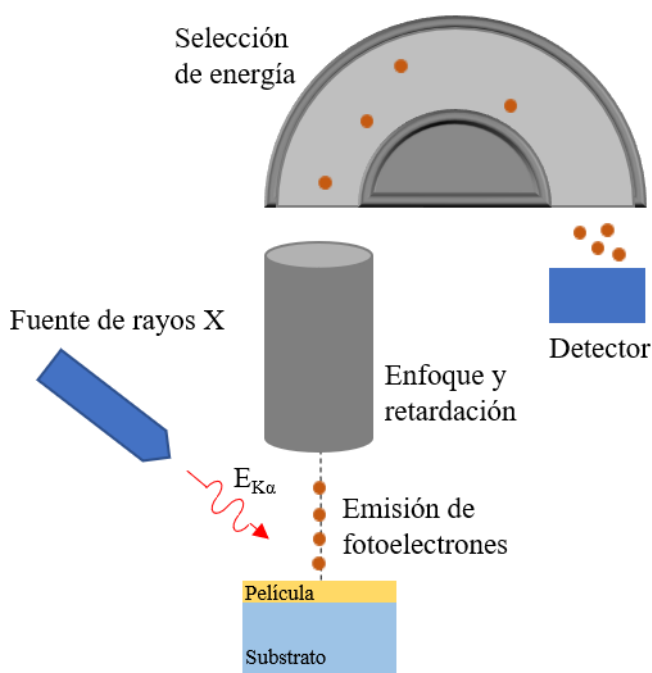


Figura A. 3: Diagrama de medición de XPS.

La caracterización de XPS presentada en este trabajo se realizó en el Centro de Investigación en Materiales Avanzados (CIMAV), Unidad Monterrey usando un equipo XPS ESCALAB 250Xi de Thermo Scientific equipado con una fuente de Aluminio con una energía de  $E_{K\alpha} = 1486.6$  eV. El análisis de datos se realizó empleando el software Avatage.

## Fotoluminiscencia (FL)

El espectro de fotoluminiscencia (FL) se obtuvo mediante un espectrofluorómetro FluoroMax-3 de Horiba Jobin Yvon que cuenta con una fuente de luz

de xenón y un foto-multiplicador como detector. Las muestras son irradiadas con luz UV con una longitud de 300 nm, lo que genera una excitación dentro del material promoviendo a electrones de un estado de baja energía a unos de mayor energía, una vez que los electrones se relajan regresando a su estado inicial generan fotones los cuales son medidos en un rango de 370 a 900 nm con un incremento de 1 nm y un tiempo de integración de 0.5 segundos. Para la medición, la muestra se coloca a 35° y se utiliza un filtro pasa bandas a 300 nm en el emisor y un filtro pasa altas a 370 nm en el detector como se muestra en la figura A.4. Para obtener el espectro de excitación de fotoluminiscencia (FLE), se identifica el pico máximo en la FL y se centra el detector en esa longitud de onda, luego se realiza un barrido de 200 a 400 nm para identificar que longitud de onda tiene una mayor excitación. Para esta medición solo se remplazan los filtros del emisor y detector por unos de UV y pasa altas de 450 nm respectivamente.

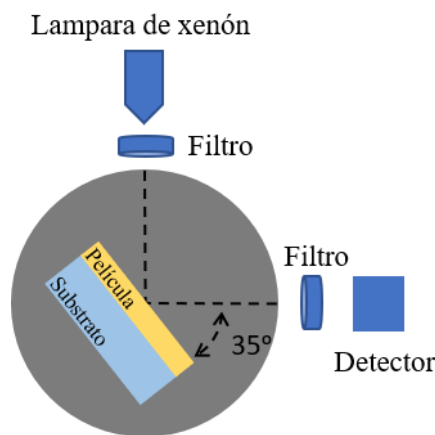


Figura A. 4: Diagrama para la medición de Fotoluminiscencia.

## Caracterización electro-óptica

La caracterización electro-óptica se llevó a cabo en un cuarto oscuro en el Laboratorio de Electrofotónica de INAOE. Para la obtención de las curvas de corriente voltaje (I-V) se utilizó una fuente Keithley modelo 2436B, controlada por computadora mediante un programa diseñado en LabVIEW. Los dispositivos fueron conectados en polarización directa (tomando como referencia el sustrato, tipo N). La figura A.5 muestra cómo se realizaron las conexiones para la medición.

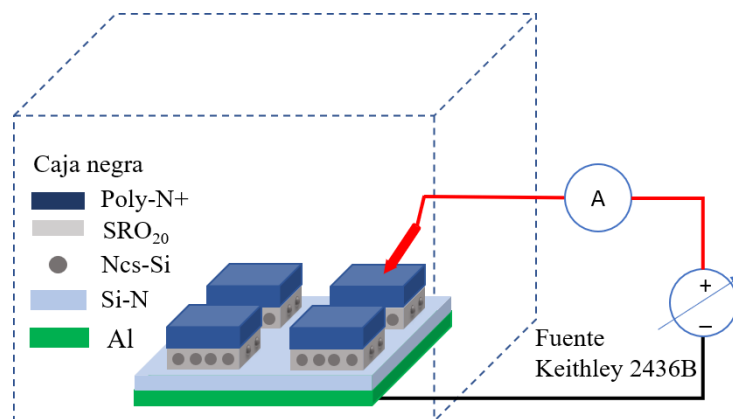


Figura A. 5: Diagrama de conexiones para la medición de I-V.



La respuesta de Electroluminiscencia (EL) se obtuvo simultáneamente durante la medición I-V colocando una fibra óptica justo sobre el dispositivo la cual por su otro extremo se encontraba conectada a un espectrómetro Ocean Optics modelo QE6500 con un rango de adquisición que va desde 200 nm a 1100 nm con opción a UVU (150 nm) y tiempos de integración de 8 ms a 15 mim, para coleccionar la luz emitida por el dispositivo. En la figura A.6 se muestra el diagrama de conexión para dicha medición.

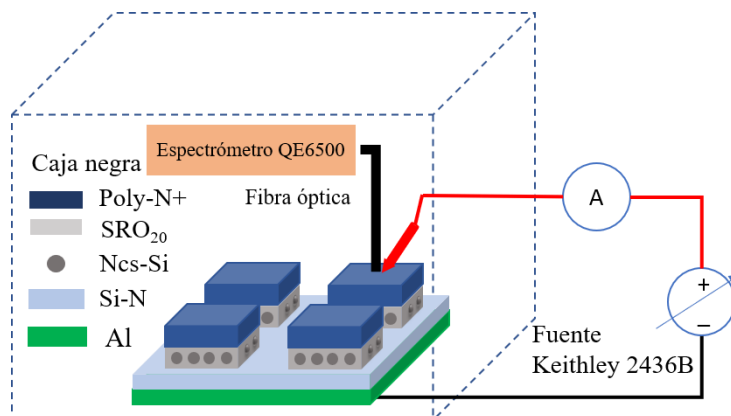


Figura A. 6: Diagrama de conexión para medir el espectro de electroluminiscencia.

## Perfilómetro

Para los perfiles de grabado y profundidad de las cavidades formadas sobre el sustrato se utilizaron los perfilómetros modelos Veeco Dektak 150 con una punta de diamante de 1.25  $\mu\text{m}$  de diámetro y Bruker DektakXT con una punta de diamante de 2  $\mu\text{m}$  de diámetro, ambos con sensor de baja inercia con fuerza de 1 a 15 mg y repetibilidad de altura de escalón de 4 angstroms. Esta técnica es de contacto, donde una la punta realiza un recorrido sobre la superficie registrando los cambios que existen en ella como se observa en la figura A.7.

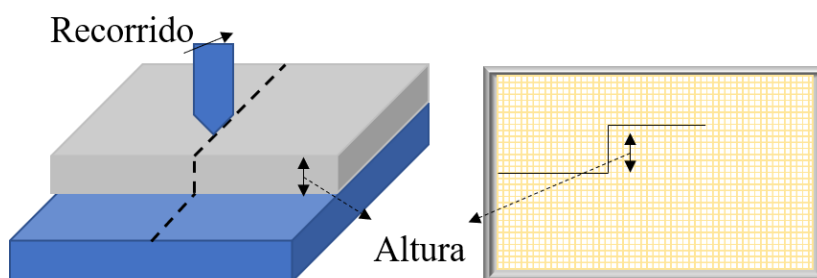


Figura A. 7: Diagrama de la medición por medio del perfilómetro.

## Microscopia Electrónica de Barrido (SEM)

Para obtener imágenes de alta resolución de la superficie de la muestra se utilizó un Microscopio Electrónico de Barrido modelo JEOL JSM 6610LV equipado con el módulo EDS, el cual posee una resolución de hasta 4 nm, un volteje de aceleración de 0.3 – 30 kV con una magnificación en el rango de 5x a 300000x. Con la ayuda de diferentes lentes electromagnéticas y un sistema de deflexión, permite manipular el haz de electrones para poder llevar a cabo un barrido

superficial de la muestra cómo se observar en la figura A.8. Al interaccionar los electrones incidentes con la superficie de la muestra se general deferenes señales (electrones secundarios, electrones retro-dispersados, rayos X, entre otras). Estas señales son capturadas por distintos tipos de detectores ayudando a obtener información morfológica y de composición química superficial de la muestra [58].

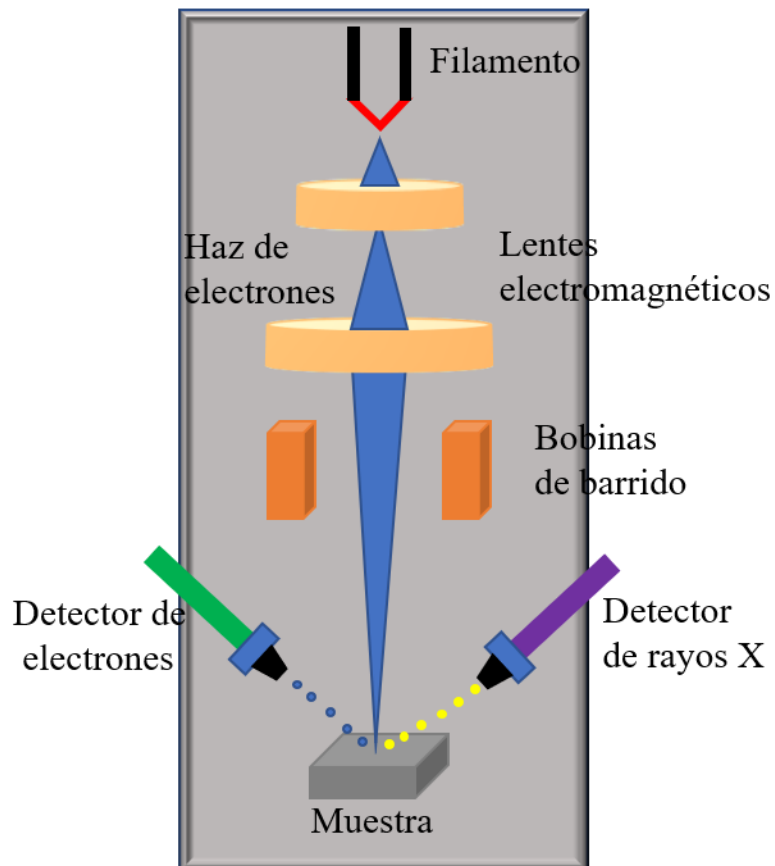


Figura A. 8: Diagrama de un Microscopio Electrónico de Barrido.

# Índice de figuras

Figura 1.1: Estructura de emisor de luz y guía de onda acoplados.....	3
Figura 2.1: Simulación de la estructura LEC. Depósito de 300 nm de polisilicio sobre una película de óxido de silicio de 40 nm sobre un sustrato de silicio. Se observa que los átomos de fósforo solo se presentan en el sustrato debido a que el sustrato es tipo N.....	9
Figura 2.2: Perfil de átomos de fósforo en el polisilicio y en el óxido de silicio después de un dopado a una $T=1000\text{ C}$ durante $t=15\text{ min}$ (a) y redifusión a $T=1000\text{ C}$ durante $t=20\text{ min}$ (ver tabla 2.2). Note que la densidad de átomos dopantes es constante en el poly.....	9
Figura 2.3: (a) Estructura del LEC de capa simple y (b) Esquema de cómo fue dividido el sustrato y las etiquetas de cada una de las muestras. Ambos diagramas no están a escala. .	11
Figura 2.4: Diagrama del proceso de fabricación de los dispositivos emisores de luz y sus correspondientes pilotos. El diagrama no está a escala y solo contiene los pasos más relevantes del proceso.....	11
Figura 2.5: Espectro de transmitancia de la compuerta de polisilicio N+. Se irradia a la muestra de poly con longitudes de onda desde 300 a 900 nm con pasos de 1 nm.....	14
Figura 2.6: Perfil de profundidad de la muestra P (sin proceso de poly-N+), P1-1 (con proceso de poly-N+ solo dopado) y P2-1 (con proceso de poly-N+ con dopado + redifusión). .....	15
Figura 2.7: Deconvolución de los picos XPS-Si2p de las muestras P, P1-1 y P2-1. Los puntos que fueron analizados están ubicados al centro de la película de SRO. Se observa cada una de las contribuciones de los estados de oxidación presentes en película de SRO.....	16
Figura 2.8: Porcentaje de área bajo la curva de cada uno de los estados de oxidación que conforma a las muestras P, P1-1 y P2-1. Se observa cómo va incrementando la contribución del silicio elemental conforme se realiza el proceso de dopado. ....	17
Figura 2.9: Espectro de fotoluminiscencia normalizado al espesor de las muestras P, P1-1 y P2-1. Se éxito con un $\lambda=300\text{ nm}$ . La muestra con dopado y redifusión presenta mayor intensidad respecto a las otras dos muestras.....	18
Figura 2.10: Descomposición del espectro de fotoluminiscencia en sus contribuciones antes del proceso de Poly (AP) y después del proceso del Poly (DP). Se observan tres diferentes contribuciones, las cuales se asocian a diferentes centros de emisión.....	19
Figura 2.11: Espectros de FLE de las muestras P, P1-1 y P2-1. El desplazamiento y el cambio de intensidad se relaciona a cambios en el tamaño o densidad de los Si-nc.....	21
Figura 2.12: Curvas de $J$ vs $E$ de los dispositivos (a) LEC1 y (b) LEC2.....	21
Figura 2.13: Mecanismos de conducción para el dispositivo LEC1 durante su primera medición: (a) durante el régimen de alta conducción (HCS) y (b) durante el régimen de baja conducción (LCS). En HCS ajusta a conducción limitada por carga espacial y en LCS a tunelamiento asistido por trampas. ....	23
Figura 2.14: Ajuste del mecanismo de conducción limitado por carga espacial para del dispositivo LEC2 en HCS. Se observa un llenado de trampas de superficiales y profundas. ....	24
Figura 2.15: Espectros de Electroluminiscencia de los dispositivos LEC1 y LEC2 a diferentes campos eléctricos.....	24
Figura 2.16: Electroluminiscencia del LEC1. (a) Deconvolución del espectro con mayor intensidad, (b) fotográfica del dispositivo emitiendo intensamente en área completa de color blanco.....	25
Figura 3.1: Propagación por reflexión total interna en una guía de onda plana [48]. .....	27
Figura 3.2: Grabado húmedo anisotrópico sobre silicio. (a) Oblea con orientación (100), (b) Cavidad formada en una oblea con orientación (100) vista desde arriba y transversalmente, (c) Oblea con orientación (110).....	29
Figura 3.3: Grabado seco por medio del RIE. (a) Bombardeo de iones, (b) Formación de especies volátiles.....	30
Figura 3.4: Simulación de Suprem. (a) Sustrato de silicio, (b) ventana para la formación de la cavidad.....	31

Figura 3.5: Simulación de la cavidad. (a) cavidad formada por el grabado húmedo por medio de la solución de KOH, (b) depósito de la película de óxido de silicio por CVD. Se observa que la película de SiO <sub>2</sub> conserva la forma de la cavidad.....	32
Figura 3.6: Simulación del llenado de la cavidad. (a) depósito de óxido de silicio por CVD, (b) Paso de litografía.....	32
Figura 3.7: Simulación del grabado del óxido. (a) la película de SiO <sub>2</sub> después del grabado de las paredes laterales de la cavidad y de la fotoresina, (b) la película de SiO <sub>2</sub> después del último grabado obteniendo así solo la cavidad completamente llena.....	33
Figura 3.8: (a) Esquema de la guía de onda tipo bloque. (b) Esquema de la ubicación de las muestras durante el depósito de SiO <sub>2</sub> por medio del APCVD. Ambos esquemas no están a escala.....	34
Figura 3.9: Diagrama del proceso de fabricación de la guía de onda.....	35
Figura 3.10: Perfil de la pared de la cavidad formada en el sustrato de silicio para las muestras G-1, G-1R, G-2 y G-1D.....	37
Figura 3.11: Perfil de la cavidad formada en silicio vista desde un corte trasversal en el SEM. (a) Muestra G-1, (b) Muestra G-1R.....	37
Figura 3.12: Esquema de la distribución de las cavidades en la muestra G-1 y G-1D. Para las mediciones por medio del perfilómetro, fue necesario realizar un escalón mediante un paso de litografía y grabado dejando expuesto al silicio.....	38
Figura 3.13: Mediciones por medio del perfilómetro de la muestra G-1. Esta muestra se sometió a un depósito de SiO <sub>2</sub> durante 35 min ubicada a 10 cm sobre la chalupa. (a) Se muestra el perfil de la cavidad llena y vacía de SiO <sub>2</sub> , (b) Se muestra el perfil de la altura.....	39
Figura 3.14: Medición de la altura del escalón por medio del perfilómetro para la muestra G-1D que fue sometida a un depósito de SiO <sub>2</sub> durante 30 min ubicada a 20 cm sobre la chalupa.....	40
Figura 3.15: Perfil de la pared lateral de las cavidades de las muestras: (A) G-1 y (B) G-1D. Las condiciones de llenado para la muestra G-1 son 35 min ubicada a 10 cm sobre la chalupa (~2 μm de espesor final) y para G-1D son 30 min ubicada a 20 cm sobre la chalupa.....	40
Figura 3.16: Acercamiento de las zonas (I) presentada en la figura 3.14. Las condiciones de llenado para la muestra G-1 son 35 min ubicada a 10 cm sobre la chalupa (~2μm de espesor) y para G-1D son 30 min a ubicada a 20 cm dentro de la (~1.4μm de espesor).....	41
Figura 3.17: Acercamiento de las zonas (II) presentada en la figura 3.14. Las condiciones de llenado para la muestra G-1 son 35 min ubicada a 10 cm sobre la chalupa ( ~2μm de espesor) y para G-1D son 30 min a ubicada a 20 cm sobre la chalupa ( ~1.4μm de espesor).....	42
Figura 3.18: (A) Primer y (B) segundo grabado de la película de SiO <sub>2</sub> de la muestra G-1, con el objetivo de obtener solo la cavidad completamente llena.....	43
Figura 3.19: Tercer grabado de la película de SiO <sub>2</sub> de la muestra G-1. Las zonas (I) y (II) tienen un paso menor durante la medición del perfilómetro para una mayor resolución.....	43
Figura 3.20: Imágenes obtenidas por SEM de las cavidades de la muestra G-1. (a) Vista superior de la cavidad con una resolución de 20 μm, (b) vista con una inclinación de la cavidad con una resolución de 5 μm.....	44
Figura 3.21:(a) Imagen de la cavidad vista por medio de la técnica SEM ubicada en la interfaz entre el Si y SiO <sub>2</sub> con una resolución de 5 μm.(b) Obtención del ángulo de la inclinación de la pared y su distancia por medio de cálculos de geometría.....	45
Figura 3.22: Imágenes obtenidas por medio del SEM de la cavidad después del depósito de SRN <sub>120</sub> .....	45
Figura A. 1: Esquema de medición por Elipsometría.....	53
Figura A. 2: (a) Diagrama de conexión del método de 4 puntas, (b) Formulas para obtener resistencia de cuadro (Rsh) y resistividad (ρ).....	53
Figura A. 3: Diagrama de medición de XPS.....	54
Figura A. 4: Diagrama para le medición de Fotoluminiscencia.....	55
Figura A. 5: Diagrama de conexiones para la medición de I-V.....	55

Figura A. 6: Diagrama de conexión para medir el espectro de electroluminiscencia. ....	56
Figura A. 7: Diagrama de la medición por medio del perfilómetro. ....	56
Figura A. 8: Diagrama de un Espectrómetro Electrónico de Barrido. ....	57

## Índice de tablas

Tabla 2.1: Mecanismos de conducción responsables del transporte de portadores a través de la película de SRO y sus respectivas expresiones matemáticas de la densidad de corriente ( $J$ ) en función del campo eléctrico ( $E$ ). ....	6
Tabla 2.2: Listado de las simulaciones sobre el dopado del Poly bajo diferentes parámetros. ....	8
Tabla 2.3: Parámetros de fabricación y caracterización de los pilotos y dispositivos fabricados. En la columna de caracterización la nomenclatura es la siguiente: Método de 4 puntas ( $R_{sh}$ ), Elipsometría (Elip), Espectroscopia de fotoelectrones emitidos por rayos X (XPS), Fotoluminiscencia (FL), Corriente en función del voltaje ( $I$ - $V$ ) y Electroluminiscencia (EL) y Microscopio electrónico de barrido (SEM). ....	12
Tabla 2.4: Datos de resistencia de cuadro y resistividad del polisilicio con dopado y dopado más redifusión obtenidos por el método de 4 puntas. ....	13
Tabla 2.5: Espesores e índices de refracción para la película de SRO <sub>20</sub> sin depósito de poly (P), con dopado de poly (P1-1) y con dopado más redifusión de poly (P2-1). ....	14
Tabla 2.6: Porcentajes atómicos de la composición de la película de SRO antes y después del proceso de poly-N+ con dopado y dopado + redifusión. ....	16
Tabla 2.7: Porcentajes de área (% $A_i$ ) de cada uno de los estados de oxidación presentes en la película de SRO de las muestras P, P1-1 y P2-1. ....	17
Tabla 2.8: Valores de Posición, intensidad, porcentaje de área total y FWHM para cada contribución del espectro de fotoluminiscencia. ....	20
Tabla 3.1: Descripción de muestras fabricadas. En la columna de caracterización la nomenclatura es la siguiente: Elipsometría (Elip), Perfilometría (Perf) y Microscopio electrónico de barrido (SEM). ....	35
Tabla 3.2: Profundidad de las cavidades formadas en el sustrato de las muestras G-1, G-1D, G-1R y G-2. ....	36

## Referencias

- [1] S. Fathpour and B. Jalali, *Silicon photonics for telecommunications and biomedicine*. CRC Press, 2012.
- [2] R. A. Soref, "Silicon-Based Optoelectronics," *Proc. IEEE*, vol. 81, no. 12, pp. 1687–1706, 1993.
- [3] L. T. Canham, "Silicon quantum wire array fabrication by electrochemical and chemical dissolution of wafers," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 57, no. 10, pp. 1046–1048, 1990.
- [4] A. Morales, J. Barreto, C. Domínguez, M. Riera, M. Aceves, and J. Carrillo, "Comparative study between silicon-rich oxide films obtained by LPCVD and PECVD," *Phys. E Low-Dimensional Syst. Nanostructures*, vol. 38, no. 1–2, pp. 54–58, 2007.
- [5] L. Palacios-Huerta, S. A. Cabañas-Tay, J. A. Luna-López, M. Aceves-Mijares, A. Coyopol, and A. Morales-Sánchez, "Effect of the structure on luminescent characteristics of SRO-based light emitting capacitors," *Nanotechnology*, vol. 26, no. 39, p. 11, 2015.

- [6] J. Alarcón-Salazar *et al.*, “Silicon-Rich Oxide Obtained by Low-Pressure Chemical Vapor Deposition to Develop Silicon Light Sources,” in *Intech*, Chemical Vapor Deposition- Recent Advances and Applications in Optical, Solar Cells and Solid State Devices, 2016, p. 13.
- [7] G. R. Lin, C. J. Lin, and K. C. Yu, “Time-resolved photoluminescence and capacitance-voltage analysis of the neutral vacancy defect in silicon implanted SiO<sub>2</sub> on silicon substrate,” *J. Appl. Phys.*, vol. 96, no. 5, pp. 3025–3027, 2004.
- [8] S. Roushdey, *Defect Related Luminescence in Silicon Dioxide Network: A Review*. 2011.
- [9] Chun-Jung Lin and Gong-Ru Lin, “Defect-enhanced visible electroluminescence of multi-energy silicon-implanted silicon dioxide film,” *IEEE J. Quantum Electron.*, vol. 41, no. 3, pp. 441–447, 2005.
- [10] S. A. Cabanas-Tay, A. Morales-Sanchez, and C. Dominguez-Horna, “Effect of the active layer thickness on the electrical and electroluminescent properties in silicon rich oxide based light emitting capacitors,” *2016 13th Int. Conf. Electr. Eng. Sci. Autom. Control. CCE 2016*, pp. 24–26, 2016.
- [11] K. Wörhoff, E. Klein, G. Hussein, and A. Driessen, “Silicon oxynitride based photonics,” *Proc. 2008 10th Anniv. Int. Conf. Transparent Opt. Networks, Ict.*, vol. 3, pp. 266–269, 2008.
- [12] F. Prieto, A. Llobera, D. Jiménez, C. Doménguez, A. Calle, and L. M. Lechuga, “Design and analysis of silicon antiresonant reflecting optical waveguides for evanescent field sensor,” *J. Light. Technol.*, vol. 18, no. 7, pp. 966–972, 2000.
- [13] P. W. L. van Dijk *et al.*, “Low-Loss Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> TriPleX Optical Waveguides: Technology and Applications Overview,” *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, vol. 24, no. 4, pp. 1–21, 2018.
- [14] J. Alarcón Salazar, “Análisis, diseño, fabricación y caracterización de los elementos básicos para integración de un circuito fotónico totalmente en silicio,” Instituto Nacional de Astrofísica, Óptica y Electrónica, 2017.
- [15] K. A. Ogudo, D. Schmieder, D. Foty, and L. W. Snyder, “Optical propagation and refraction in silicon complementary metal–oxide–semiconductor structures at 750 nm: toward on-chip optical links and microphotonic systems,” *J. Micro/Nanolithography, MEMS, MOEMS*, vol. 12, no. 1, pp. 1–13, 2013.
- [16] D. Ahn, C. Y. Hong, L. C. Kimerling, and J. Michel, “Coupling efficiency of monolithic, waveguide-integrated Si photodetectors,” *Appl. Phys. Lett.*, vol. 94, no. 8, pp. 2007–2010, 2009.
- [17] A. A. González-Fernández, J. Juvert, M. Aceves-Mijares, and C. Domínguez, “Monolithic Integration of a Silicon-Based Photonic Transceiver in a CMOS Process,” *IEEE Photonics J.*, vol. 8, no. 1, pp. 1–13, 2016.
- [18] M. Xie, D. Li, F. Wang, and D. Yang, “Luminescence Properties of Silicon-Rich Silicon Nitride Films and Light Emitting Devices,” no. May 2014, pp. 3–19, 2011.
- [19] S. A. Cabañas-Tay *et al.*, “Luminescent Devices Based on Silicon-Rich Dielectric Materials,” in *Intech*, Luminescence - An Outlook on the Phenomena and their Applications, 2016, pp. 160–187.
- [20] A. V. Nurmikko and R. L. Gunshor, “Quantum Confined Structures and Coherent Light Emitters in II–VI Heterostructures,” *Phys. Status Solidi*, vol. 173, no. 1, pp. 291–305, 1992.

- [21] S. A. Cabañas-Tay *et al.*, "Influence of the gate and dielectric thickness on the electro-optical performance of SRO-based LECs: Resistive switching, IR and deep UV emission," *J. Lumin.*, vol. 192, no. March, pp. 919–924, 2017.
- [22] J. Hernández Betanzos, "Efecto de la rugosidad en el sustrato en las características electro-ópticas en capacitores emisores de luz," Instituto Nacional de Astrofísica, Óptica y Electrónica, 2017.
- [23] H.-Y. Tai *et al.*, "SiC and Si Quantum Dots Co-Precipitated Si-Rich SiC Film with n- and p-Type Dopants Grown by Hydrogen-Free PECVD," *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, vol. 2, no. 9, pp. N159–N164, 2013.
- [24] A. A. González Fernández, "Studies and integration of Silicon-based light emitting systems," Universitat de Barcelona, 2014.
- [25] G. R. Lin, C. J. Lin, C. K. Lin, L. J. Chou, and Y. L. Chueh, "Oxygen defect and Si nanocrystal dependent white-light and near-infrared electroluminescence of Si-implanted and plasma-enhanced chemical-vapor deposition-grown Si-rich SiO<sub>2</sub>," *J. Appl. Phys.*, vol. 97, no. 9, 2005.
- [26] L. Palacios Huerta, "Propiedades luminiscentes de óxido rico en silicio (SRO) con implantación de Si," Benemérita Universidad Autónoma de Puebla, 2016.
- [27] D. Dong, E. A. Irene, and D. R. Young, "Preparation and Some Properties of Chemically Vapor-Deposited Si-Rich SiO<sub>2</sub> and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Films," *J. Electrochem. Soc. SOLID-STATE Sci. Technol.*, vol. 125, no. 5, pp. 819–823, 1977.
- [28] N. Tomozeiu, "Silicon Oxide (SiO<sub>x</sub>, 0<x<2): a Challenging Material for Optoelectronics," in *Intech*, R&D Department, Océ Technologies B.V., The Netherland, 2005.
- [29] K. Ohashi, J. Fujikata, and M. Nakada, *Silicon Nano-Photonics*. 2006.
- [30] F. Chiu, "A Review on Conduction Mechanisms in Dielectric Films," *Adv. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2014, pp. 1–18, 2014.
- [31] A. MEHONIC, "Resistive Switching in Silicon-rich Silicon Oxide," University College London, 2013.
- [32] S. Wolf, *Microchip manufacturing*. Lattice Press, 2003.
- [33] Silvaco, "Athena User's Manual," 2013, pp. 1–438.
- [34] H. E. Martínez Mateo and Tesis MS, "Estudio del micromaquinado de volumen en silicio de alto índice," Instituto Nacional de Astrofísica, Óptica y Electrónica, 2013.
- [35] F. Laermer, S. Franssila, L. Sainiemi, and K. Kolari, *Handbook of Silicon Based MEMS Materials and Technologies*. United Kingdom: Micro & Nano Technologies, 2010.
- [36] A. Morales, C. Domínguez, J. Barreto, and M. Riera, "Spectroscopical analysis of luminescent silicon rich oxide films," *Rev. Mex. Fis.*, vol. 53, no. 7, pp. 279–282, 2007.
- [37] K. E. González Flores, "Estudio de la Conmutación Resistiva en Nanocristales de Silicio para su Posible Aplicación en Dispositivos Memristor," Centro de Investigación en Materiales Avanzados, 2017.
- [38] O. Sublemontier *et al.*, "X-ray photoelectron spectroscopy of isolated nanoparticles," *J. Phys. Chem. Lett.*, vol. 5, no. 19, pp. 3399–3403, 2014.

- [39] P. F. Trwoga, A. J. Kenyon, and C. W. Pitt, "Modeling the contribution of quantum confinement to luminescence from silicon nanoclusters," *J. Appl. Phys.*, vol. 83, no. 7, pp. 3789–3794, 1998.
- [40] A. Anopchenko *et al.*, "Low-voltage onset of electroluminescence in nanocrystalline- Si/ SiO<sub>2</sub> multilayers," *J. Appl. Phys.*, vol. 106, no. 3, pp. 1–8, 2009.
- [41] L. Vaccaro *et al.*, "Photoluminescence of Si nanocrystals embedded in SiO<sub>2</sub>: Excitation/emission mapping," *Phys. Status Solidi Basic Res.*, vol. 252, no. 3, pp. 600–606, 2015.
- [42] A. Podhorodecki, J. Misiewicz, F. Gourbilleau, and R. Rizk, "Absorption Mechanisms of Silicon Nanocrystals in Cosputtered Silicon-Rich–Silicon Oxide Films," *Electrochem. Solid-State Lett.*, vol. 11, no. 3, pp. K31–K33, 2008.
- [43] A. Podhorodecki, G. Zatyrb, J. Misiewicz, J. Wojcik, and P. Mascher, "Influence of the annealing temperature and silicon concentration on the absorption and emission properties of Si nanocrystals," *J. Appl. Phys.*, vol. 102, no. 4, pp. 1–5, 2007.
- [44] A. Morales-Sánchez *et al.*, "DC and AC electroluminescence in silicon nanoparticles embedded in silicon-rich oxide films," *Nanotechnology*, vol. 21, no. 8, pp. 1–5, 2010.
- [45] S. Kim, H. Y. Jeong, S. Y. Choi, and Y. K. Choi, "Comprehensive modeling of resistive switching in the Al/TiO<sub>x</sub>/TiO<sub>2</sub>/Al heterostructure based on space-charge-limited conduction," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 97, no. 3, pp. 1–4, 2010.
- [46] S. Samanta *et al.*, "Understanding of multi-level resistive switching mechanism in GeO<sub>x</sub> through redox reaction in H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>/sarcosine prostate cancer biomarker detection," *Sci. Rep.*, vol. 7, no. 1, pp. 1–12, 2017.
- [47] K. E. González-Flores *et al.*, "Resistive switching control for conductive Si-nanocrystals embedded in Si/SiO<sub>2</sub> multilayers," *Nanotechnology*, vol. 29, no. 39, 2018.
- [48] R. A. Soref and J. P. Lorenzo, "Single-crystal silicon: a new material for 1.3 and 1.6 μm integrated-optical components," *Electron. Lett.*, vol. 21, no. 21, pp. 953–954, 1985.
- [49] B. Schüppert, J. Schmidtchen, and K. Petermann, "Optical channel waveguides in silicon diffused from GeSi alloy," *Electron. Lett.*, vol. 25, no. 22, p. 1500, 2007.
- [50] A. Poruba *et al.*, "Optical absorption and light scattering in microcrystalline silicon thin films and solar cells," *J. Appl. Phys.*, vol. 88, no. 1, pp. 148–160, 2000.
- [51] P. Temple-Boyer, C. Rossi, E. Saint-Etienne, and E. Scheid, "Residual stress in low pressure chemical vapor deposition SiN<sub>x</sub> films deposited from silane and ammonia," *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 16, no. 4, pp. 2003–2007, 2002.
- [52] C. Álvarez Macías, "Micromaquinado de silicio monocristalino mediante grabado seco," Instituto Nacional de Astrofísica, Óptica y Electrónica., 2007.
- [53] C. Álvarez-Macías and C. Reyes-Betanzo, "Procesos de grabado seco de silicio monocristalino con alta velocidad de grabado y anisotropía para su aplicación en la fabricación de MEMS," *Rev. Mex. física*, vol. 53, no. 6, pp. 488–494, 2007.



- [54] N. Ranganathan, D. Y. Lee, L. Ebin, N. Balasubramanian, K. Prasad, and K. L. Pey, "The development of a tapered silicon micro-micromachining process for 3D microsystems packaging," *J. Micromechanics Microengineering*, vol. 18, no. 11, pp. 1–8, Nov. 2008.
- [55] D. K. Schroder, *Semiconductor Material and device*, Third., vol. 44, no. 4. 2006.
- [56] H. Fujiwara, *Spectroscopic ellipsometry : principles and applications*. John Wiley & Sons, 2007.
- [57] J. F. Moulder, W. F. Stickle, P. E. Sobol, and K. D. Bomber, *Handbook of X-ray Photoelectron Spectroscopy*. Physical Electronics, Inc., 1992.
- [58] R.F. Egerton, *Physical Principles of Electron Microscopy*. 2005.