

Universidad Autónoma de Querétaro
Facultad de Química
Maestría en ciencias de la energía

“Obtención de dispositivos fotovoltaicos ultradelgados
basados en la heteroestructura CdS/CdTe”

TESIS

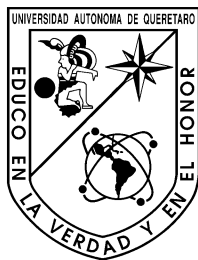
Presenta:

Oscar Iván Domínguez Robledo

Programa: Maestría en Ciencias de la Energía

Director de tesis: Dr. Francisco Javier de Moure Flores

Santiago de Querétaro, Querétaro, octubre de 2019



Universidad Autónoma de Querétaro
Facultad de Química
Maestría en ciencias de la energía

“Obtención de dispositivos fotovoltaicos ultradelgados basados en la heteroestructura CdS/CdTe”

Tesis

Que como parte de los requisitos para obtener el grado de
Maestro en Ciencias de la energía

Presenta:

Oscar Iván Domínguez Robledo

Dirigido por:

Dr. Francisco Javier de Moure Flores

Dr. Francisco Javier de Moure Flores
Presidente

Dr. José Santos Cruz
Secretario

Dra. Sandra Andrea Mayén Hernández
Vocal

Dra. María Lucero Gómez Herrera
Vocal

Dr. José Guadalupe Quiñones Galván
Vocal

Agradecimientos:

A mi familia, sin ellos, no hubiera logrado todo lo que me he propuesto en la vida, un especial agradecimiento a mis padres: mi papá Oscar Domínguez, por inculcarme siempre la disciplina aunque siempre a su modo y a mi mamá Elena Robledo, por siempre darme amor y apoyarme en todo lo que me propongo aunque sean locuras, a mis hermanos: Martha Elena Domínguez Robledo y Pedro Manuel Domínguez Robledo, por acompañarme en mis travesuras y estar siempre ahí para mí, y la persona más especial en mi vida, mi tía Martha Dominguez Estrada, que me cuidó y educó desde pequeño y siempre ha visto por mi bienestar.

A mi novia, Karla Edith Jaramillo Jonguitud, no tengo palabras para agradecer todo lo que ha hecho por mí, el cariño brindado, el apoyo en la buenas y sobre todo en las malas, una persona que estoy muy feliz de que se haya cruzado en mi camino y que a partir de ese momento hemos ido recorriendo juntos.

Al Dr. Francisco Javier de Moure Flores, ya que, además de ser un excelente investigador en su ámbito, también lo considero un gran amigo, y espero siga formando nuevos investigadores con ese carisma que lo caracteriza.

A mis amigos, en especial a mis amigos de la infancia de la colonia García Téllez, por todos esos momentos que hemos pasado juntos, y espero conservar su amistad por todo lo que me resta de vida.

A mis compañeros de la maestría por el apoyo brindado a lo largo de estos dos años que llevamos juntos en los cuales nos hemos apoyado, para conseguir un fin común para todos, obtener el grado de maestros en ciencias.

Al cuerpo académico del posgrado en Ciencias de la energía, así como a todos los alumnos que lo conforman, ya que compartimos el día a día siempre apoyándonos en cualquier ámbito que se necesitara, no solo el académico.

Al fútbol, desde niño siempre me enseñó a esforzarme arduamente y trabajar en equipo, además de que siempre fue mi escape de la realidad, brindándome felicidad aún en momentos difíciles.

Al Departamento de Física del Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del IPN (CINVESTAV) por su apoyo en las caracterizaciones realizadas a los materiales obtenidos.

A Marcela Guerrero, Alejandra García y Ángel Guillén del departamento de Física del CINVESTAV, Unidad Zacatenco, por el soporte técnico.

Por su apoyo financiero a la Universidad Autónoma de Querétaro a través de FOFI-UAQ 2018.

Contenido

Resumen:	1
Abstract:	2
1. Antecedentes.....	3
2. Justificación	6
3. Descripción del problema.....	9
4. Fundamentación teórica	12
4.1. Semiconductores.....	12
4.2. Celdas solares.....	19
4.3. Celdas solares de Teluro de Cadmio.....	21
4.4. Técnicas experimentales y de caracterización.....	27
4.4.1. Erosión catódica de radio frecuencia.....	27
4.4.2 Sublimación en espacio cerrado (CSS).....	32
4.4.3. Espectrometría UV-Visible	33
4.4.4. Espectroscopia Raman	38
4.4.5. Difracción de Rayos X (XRD)	41
4.4.6. Microscopia electrónica de barrido (SEM)	42
4.4.7. Espectroscopia por dispersión de energía de Rayos X (EDS).....	42
5. Objetivos.....	44
6. Metodología	45

6.1. Preparación de sustratos.....	45
6.2. Depósito de películas delgadas sobre sustrato de FTO mediante erosión catódica de magnetrón por radio frecuencia (RF).....	45
6.3. Tratamiento térmico (Activación con CdCl_2).....	49
6.4. Depósito de contactos de Cu- Au sobre las celdas.....	51
6.5 Evaluación de eficiencia de conversión en una celda solar	54
7. Resultados.....	56
7.1 Perfilometría	56
7. 2 Espectroscopia Raman.....	59
7. 3 Difracción de Rayos X (XRD)	61
7.4. Espectroscopia UV-VIS	63
7.5. Espectrometría de dispersión de energía de Rayos X (EDS).....	69
7.6. Microscopía electrónica de barrido (SEM)	71
7.7 Curvas J-V.....	73
8. Conclusiones	87
9. Referencias.....	89

Índice de tablas y figuras:

Figura 3.1 Distribución mundial de la radiación solar anual (<i>kWh/m²</i>)	10
Figura 4.1. Diagrama esquemático del desdoblamiento de un nivel de energía como función de la distancia de separación R entre átomos adyacentes en un sistema de seis átomos.	14
Figura 4.2. Cuatro estructuras posibles estructuras de bandas para un sólido. a) Conductor típico. b) Conductor con las bandas energéticas solapadas. c) Aislante típico. d) Semiconductor.....	15
Figura 4.3. A la izquierda: Diagrama esquemático de niveles de energía de un cristal de Germanio que contiene impurezas donantes. A la derecha: Conteniendo átomos de impurezas aceptantes.....	17
Figura 4.4. Diagrama de niveles de energía electrónicos para una unión p-n no polarizada.	17
Figura 4.5. Niveles de donante y aceptor en un semiconductor.....	19
Figura 4.6. Un esquema de una celda solar convencional simple. Creación de pares electrón-hueco, e- y h+, respectivamente, es representada.....	21
Figura 4.7. Estructura básica de una celda solar de CdTe.	24
Figura 4.8. Cámara dónde se realiza la erosión catódica.....	29
Figura 4.9 Mecanismo físico de pulverización: I, Expulsión de átomos; II, colisión ion-átomo, transferencia de cantidad de movimiento y generación de calor, III, neutralización de iones, expulsión de átomos gaseosos; IV absorción de iones gaseosos.....	30
Figura 4.10 Representación de la ley de Beer y comparación entre las escalas de absorbancia y transmitancia.	35
Tabla 4-1. Términos y símbolos importantes utilizados en las medidas de la absorción..	36
Figura 4.11. Atenuación de una radiación con potencia inicial P_0 por una disolución que contiene c moles por litro de soluto absorbente y con un camino óptico de b cm. $P < P_0$. 37	
Figura 4.12. Espectro Raman de CCl ₄ excitado con una radiación láser de $\lambda_0=488$ nm. 38	
Figura 4.13. Origen de la dispersión Rayleigh y Raman.....	40
Figura 6.1. Equipo de erosión catódica (sputtering) en etapa de depósito de película de SnO ₂ (plasma luminiscente).....	46

Figura 6.2. Plasma luminiscente dentro de la cámara del equipo de sputtering: a la izquierda CdS, en el centro SnO ₂ , a la derecha CdTe.....	48
Figura 6.3. Equipo de CSS, mediante el cual se realiza el tratamiento de activación con CdCl ₂ para celdas de CdTe.....	49
Figura 6.4. Equipo de erosión catódica (sputtering), utilizado para el depósito de contactos.	51
Figura 6.5. Simulador solar utilizado para caracterización de curva J-V, a la izquierda se encuentra la lámpara simuladora de luz solar, en el centro la fuente de potencia y a la derecha el ordenador con el software Kickstart.....	55
Figura 6.6. Codificación de contactos de Cu-Au para celdas de CdTe, en la parte superior las columnas del 1 al 5 de izquierda a derecha; en la parte izquierda de la imagen de arriba hacia abajo del 1 al 5 las filas.	55
Tabla 7-1. Mediciones de espesor por la técnica de perfilometría para películas de CdTe.	56
Tabla 7-2. Medición de espesores mediante perfilometría para una película de CdS sobre vidrio común.	57
Tabla 7-3. Medición de espesores mediante perfilometría para películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica.	57
Tabla 7-4. Resultados para la medición de espesores de la heteroestructura SnO ₂ /CdS depositadas mediante erosión catódica.	58
Tabla 7-5. Resultados para la medición de espesores de películas de CdS depositadas mediante erosión catódica.	58
Tabla 7-6. Espesores promedio y condiciones de depósito para las películas de la heteroestructura SnO ₂ /CdS/CdTe.....	59
Figura 7.1. Espectro Raman para películas de CdTe con tratamiento térmico en CdCl ₂ a distintas temperaturas: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C.....	60
Figura 7.2. Espectro Raman para una película de CdS depositada mediante erosión catódica por un tiempo de 90 minutos.	61
Figura 7.3. Difractograma para películas de CdTe depositadas sobre vidrio con FTO; con distintas temperaturas para tratamiento térmico con CdCl ₂	62
Tabla 7-7. Planos de difracción para películas de CdTe (C) (cúbico), a distintas temperaturas de tratamiento de activación con CdCl ₂	63

Figura 7.4. Espectro comparativo obtenido mediante caracterización UV-Vis, para las muestras VEN-42-XX a distinta temperatura de tratamiento de activación con CdCl ₂	64
Figura 7.5. Espectro de transmisión para películas de CdTe con distintas temperaturas de activación mediante CdCl ₂ y una película sin dicho tratamiento.....	65
Figura 7.6. Estimación de ancho de banda prohibida para películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica con tratamiento de activación a distintas temperaturas.....	66
Figura 7.7. Estimación de ancho de banda prohibida para película de CdTe depositada mediante erosión catódica sin tratamiento de activación.	67
Figura 7.8. Espectro de transmisión obtenido mediante caracterización UV-Vis para películas de CdS depositada mediante erosión catódica.	68
Figura 7.9. Estimación de ancho de banda prohibida para película de CdS depositada mediante erosión catódica, utilizando el modelo de bandas parabólicas de Tauc.....	69
Figura 7.10. Gráfico obtenido mediante análisis de EDS para películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica.	70
Tabla 7-8. Resultados de análisis para películas de CdTe, mediante EDS. Razón de Te:Cd = 1.10	70
Figura 7.11. Gráfico obtenido mediante análisis de EDS para películas de CdS depositadas mediante erosión catódica.	71
Tabla 7-9. Resultados de análisis para películas de CdS, mediante EDS. Razón Cd:S = 1.13.	71
Figura 7.12. A la izquierda: Película de CdTe depositada mediante erosión catódica sin tratamiento térmico; a la derecha: Película de CdTe, mediante erosión catódica con tratamiento térmico con CdCl ₂ por un minuto a 395 °C mediante CSS.....	72
Figura 7.13. 4 películas de CdTe con tratamiento de activación de CdCl ₂ en CSS por un tiempo de un minuto a 4 distintas temperaturas: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C.....	73
Tabla 7-10. Condiciones de depósito de películas para dispositivos fotovoltaicos de película delgada.....	74
Tabla 7-11. Condiciones de depósito para contactos de Cu-Au para dispositivos de película delgada.....	74
Tabla 7-12. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO ₂ , y contactos de Cu-Au para muestra VEN-42-I.....	75
Figura 7.14. Curva J-V para la muestra VEN-42-I.	75

Tabla 7-13. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-42-I.....	76
Tabla 7-13. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO ₂ , y contactos de Cu-Au para muestra VEN-42-II.....	77
Tabla 7-14. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-42-II.....	78
Tabla 7-15. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO ₂ , y contactos de Cu-Au para muestra VEN-44-II.....	79
Figura 7.16. Curva J-V para muestra VEN-44-II.....	79
Tabla 7-16. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-44-II.....	80
Figura 7.17. Curva J-V para muestra VEN-48-VI.	81
Tabla 7-17. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO ₂ , y contactos de Cu-Au para muestra VEN-48-VI.	82
Tabla 7-18. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-48-VI.	82
Tabla 7-19. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO ₂ , y contactos de Cu-Au para muestra VEN-48-VI.	83
Figura 7.18. Curva J-V para muestra VEN-49-I.....	84
Tabla 7-20. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-49-I.....	85
Tabla 7-21. Resumen de eficiencias obtenidas y condiciones de depósito y de contactos para celdas solares de CdTe.	86

Resumen:

Las celdas solares basadas en CdTe se depositan por varias técnicas, pero comúnmente se utilizan técnicas físicas, principalmente la sublimación en espacio cerrado, ya que, mediante esta técnica se han obtenido las mejores eficiencias. La técnica de erosión catódica permite obtener películas ultradelgadas uniformes y con propiedades deseables para obtener una película semitransparente que pueda ser utilizada como una ventana fotovoltaica, es decir un vidrio opaco por la naturaleza del material, que a su vez produzca corriente eléctrica aprovechable. En el presente trabajo de tesis se obtuvieron dispositivos fotovoltaicos ultradelgados basados en la heteroestructura CdS/CdTe mediante la técnica de erosión catódica a radiofrecuencia con magnetrón. Una vez procesado el dispositivo se realizó un tratamiento de activación a las celdas, el cual consistió en exponer la capa de CdTe en vapores de CdCl₂ a distintas temperaturas. Se realizaron caracterizaciones estructurales (difracción de rayos X y Raman), caracterizaciones ópticas (Espectroscopía UV-VIS), morfológicas (perfilometría, SEM y EDS), y eléctricas (Curvas J-V) a las películas y celdas obtenidas, con el fin de obtener las mejores relaciones entre parámetros de depósito y eficiencias finales obtenidas. Se obtuvo una eficiencia del 3.24% para las mejores celdas desarrolladas todo esto utilizando las técnicas descritas anteriormente y que se explicará detalladamente en los capítulos de metodología y resultados.

Palabras clave: Celdas solares, películas ultradelgadas, ventanas fotovoltaicas.

Abstract:

CdTe-based solar cells are deposited by various techniques, but specifically evaporation-based techniques are used, mainly closed-space sublimation, since the best efficiencies have been obtained through this technique. RF magnetron sputtering technique allows to obtain uniform ultra-thin films with desirable properties to obtain a semi-transparent film that can be used as a photovoltaic window, that is to say a glass polarized by the nature of the material, which in turn produces usable electric current. In the present thesis work, ultra-thin photovoltaic devices based in the CdS/CdTe heterostructure were obtained by RF magnetron sputtering technique. Once the device was processed, an activation treatment was carried out in the cells, which consisted of exposing the CdTe layer in CdCl₂ vapors at different temperatures. Structural (X-ray and Raman diffraction), optical (UV-VIS spectroscopy), morphological (profilometry, SEM and EDS), and electrical (J-V curves) characterizations were made to the films and cells obtained, in order to obtain the better relationships between deposit parameters and final efficiencies, finally with the help of optical characterization it was determined if the cells are suitable for use as photovoltaic windows. Efficiency of 3.24% was obtained for the best cells developed all this using the techniques described above and which will be explained in detail in the methodology and results chapters.

Keywords: solar cells, ultra-thin films, photovoltaic windows.

1. Antecedentes

La historia de la energía fotovoltaica (PV) se remonta al siglo XIX. El primer dispositivo fotovoltaico funcional e intencionalmente fabricado fue hecho por Charles Fritts en 1883. Fundió Se en una delgada lámina sobre un sustrato de metal y prensó una película de hoja de Ag como el contacto superior. Tenía casi 30 cm² de área [1].

La era moderna de la energía fotovoltaica comenzó en 1954 cuando investigadores en Bell Labs en los Estados Unidos descubrieron accidentalmente que los diodos de unión "pn" generaban un voltaje cuando las luces de la habitación estaban encendidas. En un año, habían producido una celda solar de unión pn de Si de 6% de eficiencia [1].

CdTe fue sintetizado químicamente por primera vez por el químico francés Margottet en 1879, pero surgió como un material electrónico viable en 1947 cuando Frerichs sintetizó cristales de CdTe por reacción de vapores de Cd y Te en una atmósfera de hidrógeno y midió la fotoconductividad del cristal [1].

En 1954, Jenny y Bube primero informaron que la conductividad de tipo p y tipo n podría obtenerse en CdTe mediante el dopado con impurezas extrañas. Dentro de poco a partir de entonces, Krüger y de Nobel mostraron que el tipo de conductividad también podía controlarse mediante la variación de la estequiometría Cd-Te. El exceso de Cd produce tipo n y el exceso de Te proporciona conductividad de tipo p, análogo a PbS, PbSe y PbTe [1].

Las celdas solares de película delgada CdTe/CdS policristalino se demostraron por primera vez en 1969 por Adirovich et al. con CdTe evaporado en un superestrato de vidrio/CdS/SnO₂, produciendo una eficiencia > 2%. Esto fue seguido en 1972 por Bonnet y Rabenhorst, quienes, en su documento para la 9ª Conferencia de Especialistas Fotovoltaicos Europeos, describieron un diseño de sustrato eficaz al

5-6% CdS/CdTe/Mo hecho por CdTe depositado por vapor químico y películas CdS evaporadas al vacío [1].

Los materiales semiconductores policristalinos II-VI muestran una gran promesa para celdas y módulos fotovoltaicos de película delgada. La deposición en grandes áreas de estos semiconductores II-VI tales como CdTe es posible por una gran variedad de métodos, pero el uso de un método basado en plasma tal como erosión catódica por magnetrón puede tener ventajas significativas.

Algunas de estas ventajas son particularmente relevantes ya que la comunidad fotovoltaica policristalina de película delgada aborda cuestiones relacionadas con los desafíos de fabricar celdas en tándem de alta eficiencia con eficiencias superiores al 25% [2].

La película fina policristalina de CdTe es actualmente la tecnología dominante de película delgada en la fabricación mundial de PV. Con recursos de Te finitos en todo el mundo, es apropiado considerar los límites para reducir el espesor de la capa CdTe en estos dispositivos. Con el uso de magnetrón sputtering tanto para CdS como para CdTe se han logrado eficiencias superiores al 13% en vidrio soda-lima de 3 mm comercial y 14% en vidrio de aluminosilicato de 1 mm. Esta técnica de deposición está bien adaptada para un buen control de capas muy delgadas y produce un tamaño de grano relativamente pequeño que también facilita un alto rendimiento con capas ultrafinas [3].

El CdTe policristalino ha sido reconocido como un material fotovoltaico de película delgada (PV) con una separación de banda óptima, fuerte absorción óptica y facilidad de fabricación. La mayor eficiencia para las celdas solares de película delgada de CdTe es de alrededor del 18,3% y también ha logrado grandes eficiencias en módulos alrededor del 15,3% [4].

Los recientes avances en la eficiencia de las celdas solares fotovoltaicas terrestres basadas en telururo de cadmio han alcanzado eficiencias del 20,4%. Sin embargo,

con este material se puede alcanzar un límite de eficacia predecible del 30%. Por lo tanto, todavía hay mucho trabajo en la preparación de CdTe y en la fabricación de celdas solares para alcanzar ese límite. CdTe es un compuesto semiconductor VI con un ancho de banda directo de $\sim 1,5$ eV a temperatura ambiente y un alto coeficiente de absorción, lo que significa que un espesor de capa de pocos micrómetros es suficiente para absorber el 90% de los fotones incidentes. Las películas CdTe pueden exhibir conductividad eléctrica de tipo n o p; el exceso de cadmio produce el tipo n mientras que el exceso de telurio produce la conductividad del tipo p. En el caso de los nanocristales de CdTe, se han utilizado también en celdas solares, sensores de flujo de protones, detectores electroquímicos luminiscentes, entre otros. En la fabricación de celdas solares, se han obtenido las mayores eficiencias de conversión fotovoltaica empleando la heterounión CdS/CdTe como elemento básico, donde CdS se prepara mediante deposición química de baño (CBD) y CdTe con la técnica de sublimación espaciada (CSS). Existe una tremenda cantidad de trabajo en el crecimiento y caracterización de las capas de CdS mediante síntesis química [5]. La tecnología fotovoltaica basada en telururo de cadmio (CdTe) está incrementando su promesa para la producción de electricidad solar a gran escala, con nuevas eficiencias récord de 22.1% para celdas solares y 18.6% para módulos. Aunque solo una celda de CdTe de 1 μm de espesor es suficiente para capturar más del 95% del espectro solar por encima del intervalo de energía prohibida de CdTe (1,45 eV), normalmente se usa CdTe de más de 2 μm de espesor para realizar dispositivos de alta eficiencia. Por tanto, al reducir el grosor de CdTe a <1 μm , no se tienen pérdidas importantes en el rendimiento de la celda [6].

2. Justificación

El Telurio (Te) es un elemento que se encuentra en una proporción de 10^{-9} % en la corteza terrestre, por lo que una reducción en los espesores de las celdas solares realizadas con este material supondría un ahorro y una mayor disposición de material para este u otros fines.

Por su parte el Cadmio (Cd) es uno de los mayores tóxicos, ya que reúne las cuatro características básicas más peligrosas de un tóxico: Bioacumulación, persistencia en el ambiente, efectos desfavorables para el hombre y el ambiente y es fácilmente transportable mediante los cursos de agua y el viento, por lo que la reducción en el porcentaje de uso de este material favorecería significativamente al medio ambiente y al ser humano.

Las celdas solares de telururo de cadmio (CdTe) de película fina son la base de una tecnología en rápida expansión con mayor impacto comercial en la producción de energía solar. Como la tecnología líder para películas delgadas de EE. UU. en 2006-2010, los módulos de película delgada CdTe han demostrado estabilidad a largo plazo, desempeño competitivo, y continúa atrayendo inversiones de capital a escala de producción [1].

Las heterouniones de semiconductor CdTe de banda directa tipo-p y su compañero de ventana CdS tipo-n han mostrado una prometedoramente alta eficiencia de conversión de luz de 15.8%, así como respuesta mejorada de longitud de onda corta, baja resistencia en serie, estabilidad y alta tolerancia a la radiación. En vista de estas propiedades sobresalientes, este material es ampliamente considerado para ser muy útil para la próxima generación de tecnología fotovoltaica [7].

La estabilidad del rendimiento de las celdas solares es un factor económico y ecológico importante y debe garantizarse durante períodos superiores a los 20 años. Como no es factible llevar a cabo estudios de larga duración, se realizan pruebas de esfuerzo acelerado (AST) para obtener información sobre la degradación del

rendimiento. Cada laboratorio usa diferentes conjuntos de parámetros de estrés. Las tensiones comúnmente utilizadas incluyen: estrés térmico (hasta 200 °C), remojo ligero (hasta varios 100 mW/cm² de intensidad), voltaje de polarización (de unos pocos voltios de polarización inversa a unos pocos voltios de polarización directa), varias atmósferas químicas y humedad (hasta 100%) [8].

Debido a su alto rendimiento y la producción de módulos de área extensa, las celdas solares de telurio de cadmio de capa delgada (CdTe) han ocupado actualmente el segundo mercado más grande después de las celdas solares de silicio cristalino [9].

Para reducir el costo de las celdas de CdTe, es deseable reducir el espesor (≤ 2 μm) de la capa absorbente de CdTe a su límite teórico de absorción óptica sin comprometer la mayor eficiencia de conversión. No hace falta mencionar que, entre los otros parámetros relacionados con los costos, una gran parte del costo del panel solar instalado está directamente relacionado con el uso del material [10].

Se tendría una doble función de este material ya que al ser un vidrio semipolarizado funcionaría como una ventana y a su vez generaría corriente eléctrica lo cual podría generar muchas aplicaciones además de la que se planea dar en esta investigación la cuál es como una ventana fotovoltaica.

El desarrollo de celdas con una capa de CdTe mucho más delgada (<1 μm , que llamamos ultradelgadas) ayudaría a extender los suministros de Te y tendría ventajas adicionales en la fabricación, como costos de materiales reducidos, mayor rendimiento, aislamiento celular más fácil e interconexiones, menor uso de materiales tóxicos y costo reducido de tratamiento de residuos [11].

Al considerar los edificios comerciales e institucionales construidos o en construcción durante los últimos años, una característica compartida se hace evidente: casi todos los edificios tienen recintos compuestos principalmente de vidrio. Los edificios antiguos que requieren modernizaciones se vuelven a revestir con grandes cantidades de vidrio añadidos a sus exteriores. El uso de edificios

altamente acristalados ha abierto la puerta a tecnologías innovadoras tales como ventanas fotovoltaicas semitransparentes que pueden incorporar algunos de los atributos positivos del acristalamiento tradicional y reducir o incluso neutralizar sus impactos negativos [12].

Las ventanas son una parte integral de un edificio. Además de proporcionar comodidad visual al ocupante, también desempeñan un papel importante en la construcción del consumo de energía. Con el desarrollo económico, los edificios de gran altura están aumentando en las ciudades. Estos edificios son altamente acristalados y también intensivos en energía. Por otro lado, el área del techo de los edificios altos es muy inferior en comparación con la fachada. Por lo tanto, para implementar las medidas de energía como la instalación de la planta de energía fotovoltaica, las fachadas de estos edificios poseen una de las mejores opciones. En el pasado reciente, los sistemas de ventanas integradas de un módulo fotovoltaico semi-transparente solar (STPV) se han hecho populares entre los investigadores [13].

Se espera que la producción anual de energía fotovoltaica (PV) alcance 500 GW en 2020 (75 GW en 2016) convirtiéndose en uno de los mercados de más rápido crecimiento. Como consecuencia, el mercado fotovoltaico es un sector de mil millones de dólares en el que China es líder tanto en la producción de celdas solares como en la capacidad instalada anual. Con respecto a las plantas fotovoltaicas instaladas, Alemania, EE. UU., India, Japón e Italia siguen este orden. Al mismo tiempo, la investigación ha dado pasos de gigante en este campo mediante el desarrollo de procesos de fabricación más sencillos para comercializar módulos más económicos, más eficientes y amigables para el cliente [14].

3. Descripción del problema

A nivel mundial, la reducción de las reservas de los combustibles fósiles (petróleo particularmente) muestra la necesidad urgente de contar con fuentes alternas de energía que sean preferentemente renovables, limpias y económicas (tales como la eólica, la hidroeléctrica y la solar). La búsqueda de estas fuentes alternas es uno de los más importantes retos que actualmente la humanidad enfrenta. En particular, la energía solar está siendo explotada de varias formas, pero el método más familiar usa celdas solares basadas en silicio en las cuales la transformación directa de la luz del sol en electricidad se realiza a través del efecto fotovoltaico (efecto PV debido al acrónimo inglés) [15].

En una sociedad con una población mundial que ahora excede los 7 mil millones la satisfacción de los requisitos energéticos de una manera sostenible es uno de los retos principales. Los sistemas fotovoltaicos (PV) brindan la posibilidad de generar electricidad con ventajas ambientales como cero emisiones de dióxido de carbono durante el funcionamiento, así como flexibilidad de escala, operación simple, y mantenimiento de bajo costo. La energía solar es especialmente apropiada para redes de energía inteligente con generación de energía distribuida, y los costos de mantenimiento para paneles fotovoltaicos se consideran bajos en comparación con los costos de otros sistemas de energía renovable [16].

Se prevé que el consumo mundial de energía aumente, incluso frente a caídas sustanciales en la intensidad energética, al menos 2 veces más por medio siglo en relación con el presente debido a la población y al crecimiento económico. Esta demanda podría cumplirse, en principio, con recursos energéticos fósiles, particularmente carbón. Sin embargo, la naturaleza acumulativa de las emisiones de CO₂ en la atmósfera sugiere que los niveles de CO₂ llegarán hasta el doble de sus valores preantropogénicos para mediados de siglo y requerirán la invención, el desarrollo y la implementación de esquemas para la producción de energía neutra en carbono en una escala acorde con, o mayor que, todo el suministro de energía

actual de todas las fuentes combinadas. Entre los recursos energéticos renovables, la energía solar es por mucho, el recurso explotable más grande, proporcionando más energía en 1 hora a la tierra que toda la energía consumida por los humanos en un año entero. En vista de la intermitencia de la insolación, si la energía solar es una importante fuente de energía primaria, debe ser almacenada y despachada según demanda al usuario final [17].

Actualmente el uso de combustibles fósiles es la principal fuente de energía utilizada a nivel global, y ante el gran crecimiento demográfico mundial, crece la demanda energética, esto trae consigo el agotamiento a un ritmo mayor de estos recursos fósiles, los cuales ya comienzan a verse reducidos en diversas partes del planeta. La energía solar llega en grandes cantidades a casi todos los sitios del planeta y además cuenta con una gran ventaja: es gratuita. Por tal motivo se propone la utilización de la misma mediante celdas fotovoltaicas, que transformen esta energía en electricidad. México es uno de los países con mayor radiación solar en todo el planeta, como se muestra en la Figura 3.1, por este motivo se propone aprovechar esta radiación.

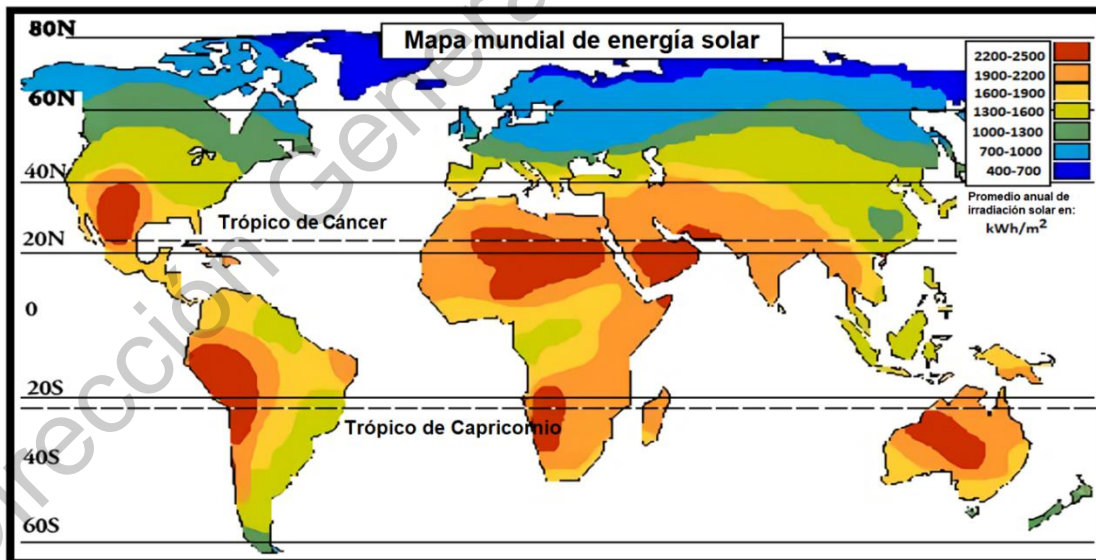


Figura 3.1 Distribución mundial de la radiación solar anual (kWh/m^2) [obtenida de www.rise.org.au/info/Applic/Array/image003.jpg]

Para las celdas solares CdTe en la configuración de superestrato, se han demostrado anteriormente eficiencias más altas que en la configuración de sustrato. Sin embargo, el voltaje de circuito abierto (V_{oc}) es mucho más bajo que el valor esperado basado en la banda prohibida de CdTe, y limita enormemente las eficiencias de las celdas solares de CdTe, independientemente de su configuración de superestrato o sustrato, que es causada principalmente por el nivel de Fermi de CdTe policristalino y hace que sea difícil ser dopado eficientemente. Por lo tanto, por un lado, se aplica un tratamiento con $CdCl_2$ para formar una capa absorbente con el tipo de soporte adecuado y larga vida útil; y por otro, se ha demostrado que el cobre es un tipo de dopante efectivo para CdTe [18].

El telururo de cadmio (CdTe) es un material excelente para celdas solares de película delgada de bajo costo y alta eficiencia, y es la única tecnología fotovoltaica de película delgada que supera a los paneles de silicio cristalino en la medición de W/\$ y tiene una eficiencia prometedora. Sin embargo, la eficiencia de registro de laboratorio de las celdas solares CdTe está significativamente por detrás del máximo teórico para el material. Esta discrepancia a menudo se atribuye a defectos tales como límites de grano y dislocaciones intragranos [19].

4. Fundamentación teórica

4.1. Semiconductores

Existen varias maneras de explicar la existencia de bandas de energía en sólidos cristalinos. La imagen más simple es considerar un solo átomo con su conjunto de niveles de energía discretos para sus electrones. Los electrones ocupan estados cuánticos con números cuánticos n , l , m y s que denota el nivel de energía, orbital y estado de giro de los electrones. Ahora bien, si un número N de átomos idénticos se juntan muy cerca como en un cristal, hay algunos grados de superposición espacial de los orbitales de electrones externos. Esto significa que existe la posibilidad de que cualquier par de estos electrones externos de átomos adyacentes pueda intercambiar lugares. El principio de exclusión de Pauli, sin embargo, requiere que cada electrón ocupe un estado de energía único. Satisfaciendo este principio se convierte en un problema porque los electrones que intercambian lugares de manera efectiva ocupan nuevos estados energéticos espacialmente extendidos. Los dos electrones aparentemente ocupan el mismo estado energético espacialmente extendido.

De hecho, dado que los electrones externos de todos los átomos adyacentes pueden intercambiar lugares, los electrones externos de todos los átomos pueden intercambiar efectivamente lugares entre sí y, por lo tanto, un conjunto de los electrones más externos de los N átomos parecen compartir un estado de energía espacialmente extendida que se extiende a través de todo el cristal. El principio de exclusión de Pauli solo puede ser satisfecho si estos electrones ocupan un conjunto de distintos estados de energía espacialmente extendidos. Esto lleva a un conjunto de niveles de energía ligeramente diferentes para los electrones que se originaron a partir del mismo orbital atómico. Decimos que el orbital atómico se divide en una banda de energía que contiene un conjunto de estados de electrones que tienen un conjunto de niveles de energía muy espaciados. Bandas de energía adicionales existirán si hay algún grado de superposición espacial de los electrones atómicos

en el orbital atómico inferior, esto resulta en un conjunto de bandas de energía en el cristal. Los electrones en la posición más baja de los orbitales atómicos permanecerán virtualmente inalterados, ya que prácticamente no hay superposición espacial de estos electrones en el cristal [20].

Al considerar un sistema de N átomos de una especie dada, cada nivel de uno de éstos átomos conduce a un nivel del sistema de degeneración de orden N , cuando los átomos se encuentran bastante separados. Cuando la separación disminuye cada uno de estos niveles se desdobra en un conjunto de N niveles. La separación en energía entre el nivel más bajo y el nivel más alto de un conjunto en particular, depende de la distancia de separación R , y que R especifica la magnitud del traslape que ocasiona el desdoblamiento. Sin embargo, no depende del modo significativo del número de átomos en el sistema si se mantiene la misma distancia de separación. Por lo tanto. A medida que se agregan átomos al sistema, cada conjunto de niveles desdoblados contendrá un mayor número de niveles distribuidos, aproximadamente en el mismo intervalo de energía a una R en particular. Para los valores de R en los sólidos, unos cuantos Angstroms, el intervalo de energías es de unos cuantos electrón-volts (eV). En la figura 4.1 se muestra el desdoblamiento de un nivel de energía como función de la separación R entre átomos.

Si entonces se considera que un sólido contiene aproximadamente 10^{23} átomos/mol, se podrá ver que los niveles de cada conjunto en el sólido se encuentran tan próximos en energía entre sí, que prácticamente forman una banda de energía continua [21].

Las resistividades varían enormemente entre aislantes y conductores. Para un aislante típico como el cuarzo $\rho \sim 10^{16} \Omega \cdot m$, mientras que para un conductor típico, $\rho \sim 10^{-8} \Omega \cdot m$. La razón de esta enorme diferencia es la variación en la densidad numérica de los electrones libres, n_e . Cuando los átomos están muy separados, la energía de un nivel energético particular es la misma en cada átomo. Cuando los átomos se aproximan entre sí, el nivel energético en cada átomo se desdobra en

dos niveles de energía ligeramente diferentes que corresponden al sistema formado por los dos átomos.

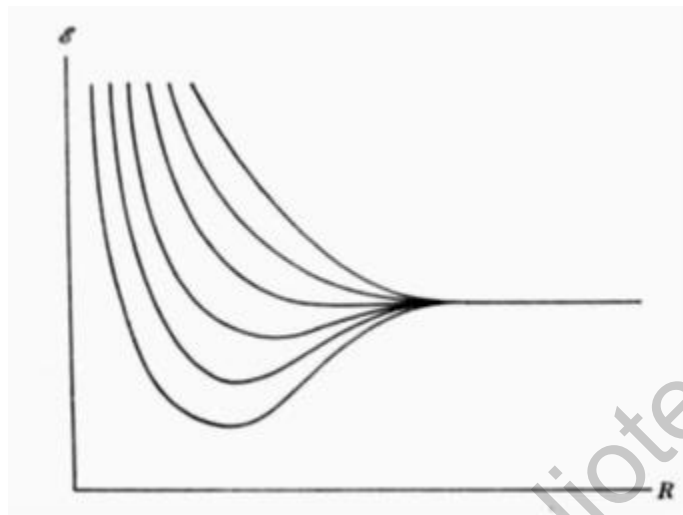


Figura 4.1. Diagrama esquemático del desdoblamiento de un nivel de energía como función de la distancia de separación R entre átomos adyacentes en un sistema de seis átomos [21].

Si tenemos N átomos idénticos, un nivel particular de energía de un átomo aislado se divide en N niveles energéticos distintos. En un sólido macroscópico, N es un número muy grande de modo que cada nivel energético se divide en un número muy grande de niveles llamado **banda**.

Las bandas más bajas de energía, que corresponden a los niveles de menor energía del átomo en la red, están llenas de electrones ligados al átomo. Los electrones que pueden tomar parte en la conducción ocupan las bandas de energía más elevadas. La banda de energía más alta que contiene electrones se llama **banda de valencia**. La banda de valencia puede estar completamente llena de electrones o sólo parcialmente llena según el tipo de átomo y el tipo de enlace del sólido.

Si la banda de valencia está sólo parcialmente llena, existen muchos estados energéticos vacíos en la banda y los electrones de ésta pueden ser fácilmente elevados a un estado energético superior por la acción del campo eléctrico. En consecuencia, este material es un buen conductor. Si la banda de valencia está

llena y hay un espaciado grande de energía entre ella y la siguiente banda disponible, al aplicar un campo eléctrico típico, éste será demasiado débil para excitar a un electrón desde los niveles energéticos superiores de la banda llena a través del gran intervalo que les separa de los niveles energéticos de la banda vacía, de modo que el material es un aislante. La banda más baja en la cual hay estados no ocupados se llama **banda de conducción**. En un conductor, la banda de valencia está sólo parcialmente llena, de modo que esta banda es también la banda de conducción. Un espaciado o intervalo energético entre bandas permitidas es también un intervalo **energético prohibido** [22].

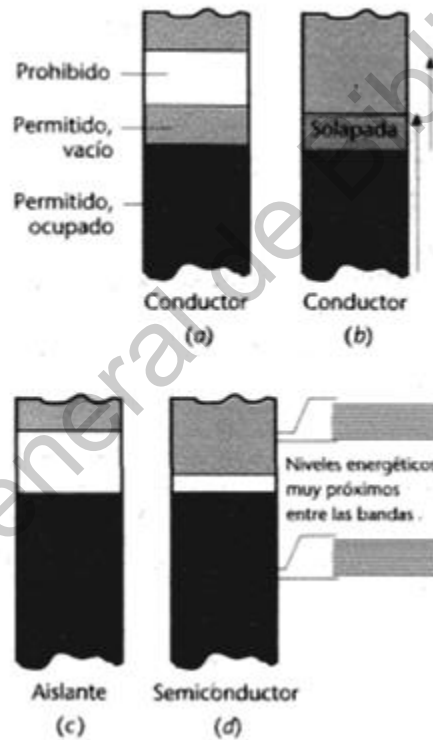


Figura 4.2. Cuatro estructuras posibles estructuras de bandas para un sólido. a) Conductor típico. b) Conductor con las bandas energéticas solapadas. c) Aislante típico. d) Semiconductor [22].

En la Figura 4.2 podemos observar 4 estructuras distintas para el intervalo de energía prohibida y su correspondencia con el tipo de material.

Los semiconductores son sólidos covalentes que pueden ser considerados como “aislantes” puesto que su banda de valencia se encuentra completamente llena y la banda de conducción completamente vacía a la temperatura del cero absoluto, sin embargo, poseen un intervalo de energías prohibidas entre la banda de conducción y de valencia de no más de aproximadamente 2 eV.

La conductividad de los semiconductores que resulta de la excitación térmica, se denomina conductividad intrínseca. Existen otros modos de estimular la conductividad, tales como la fotoexcitación. El intervalo de energías prohibidas en semiconductores es equivalente a la energía de fotones en la región roja o infrarroja del espectro electromagnético, de modo que los semiconductores son fotoconductores. Otra forma de aumentar conductividad al semiconductor es agregar impurezas. Es decir, se reemplazan algunos átomos del semiconductor con átomos de otro elemento que tengan aproximadamente el mismo tamaño, pero valencia diferente. La conductividad resultante, se denomina conductividad extrínseca, y el proceso se llama envenenamiento o dopado.

Para obtener un efecto significativo se necesita tan solo un átomo de impureza por millón de átomos de semiconductor. Una impureza que cede electrones se llama impureza donante y el semiconductor resultante es tipo-n (negativo) ya que posee un exceso de electrones libres. Una impureza deficiente en electrones se denomina aceptante y el semiconductor resultante se llama tipo-p (positivo).

En la Figura 4.3 se pueden observar los diagramas de bandas resultantes para impurezas donantes y aceptantes. Un diodo rectificador se forma si se tienen impurezas aceptantes (tipo-p) en una región del cristal e impurezas donantes (tipo-n) en otra región. A la frontera entre estas dos regiones se les denomina unión p-n [21].

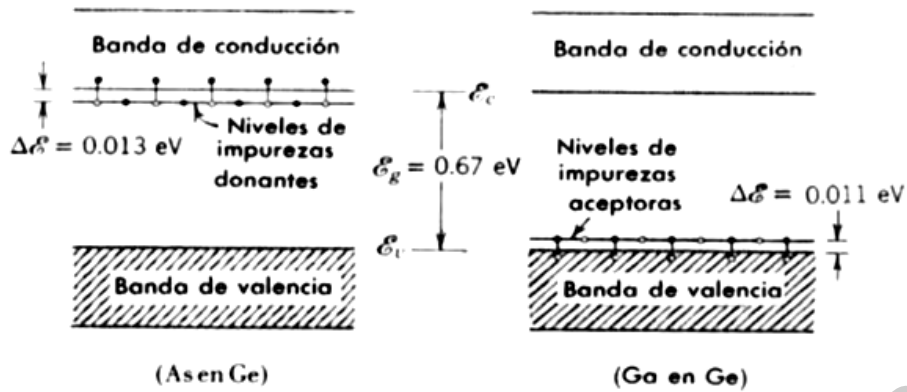


Figura 4.3. A la izquierda: Diagrama esquemático de niveles de energía de un cristal de Germanio que contiene impurezas donantes. A la derecha: Conteniendo átomos de impurezas aceptantes [21].

En la Figura 4.4 se puede observar una unión p-n esquematizada y sus niveles de energía electrónicos.

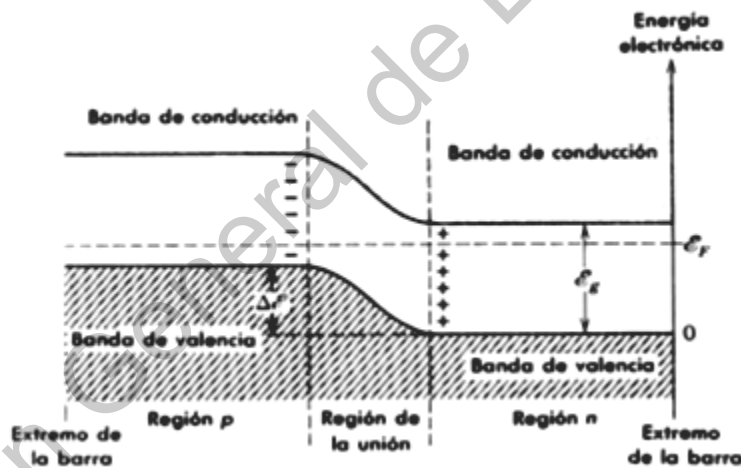


Figura 4.4. Diagrama de niveles de energía electrónicos para una unión p-n no polarizada [21].

Las celdas solares se pueden fabricar a partir de una serie de materiales semiconductores, más comúnmente silicio (Si): cristalino, policristalino y amorfo. Las celdas solares también se fabrican a partir de otros materiales semiconductores como GaAs, GaInP, Cu(InGa)Se₂ y CdTe, por nombrar algunos. Los materiales para

celdas solares se eligen principalmente en función de qué tan bien coinciden sus características de absorción del espectro solar y sobre su costo de fabricación.

Los semiconductores de grado electrónico son materiales cristalinos muy puros. Su naturaleza cristalina significa que sus átomos están alineados en una matriz periódica regular. Esta periodicidad, junto con las propiedades atómicas de los elementos componentes, es lo que brinda a los semiconductores sus muy útiles propiedades electrónicas.

La cantidad de electrones y agujeros en sus respectivas bandas y, por lo tanto, la conductividad del semiconductor, puede controlarse mediante la introducción de impurezas específicas, o dopantes, llamados donantes y aceptores. Por ejemplo, cuando el silicio semiconductor está dopado con fósforo, un electrón se dona a la banda de conducción por cada átomo de fósforo introducido. El fósforo está en la columna V de la tabla periódica de elementos y, por lo tanto, tiene cinco electrones de valencia, cuatro de estos se utilizan para satisfacer los cuatro enlaces covalentes de la red de silicio y el quinto está disponible para llenar un estado vacío en la banda de conducción. Si el silicio está dopado con boro (valencia de tres, ya que está en la columna III), cada átomo de boro acepta un electrón de la banda de valencia, dejando atrás un agujero. Todas las impurezas introducen estados electrónicos localizados adicionales en la estructura de la banda, a menudo dentro de la banda prohibida entre E_C (Energía de la banda de conducción) y E_V (Energía de la banda de valencia), como se ilustra en la Figura 4.5.

Si la energía del estado E_D (Energía del donador) introducida por un átomo donador es suficientemente cercana a la banda de conducción, habrá suficiente energía térmica para permitir al electrón extra ocupar un estado en la banda de conducción. El estado donante será cargado positivamente (ionizado) y debe considerarse al analizar la electrostática de la situación. Del mismo modo, una el átomo aceptor introducirá un estado cargado negativamente (ionizado) en la energía E_A (Energía del aceptor).

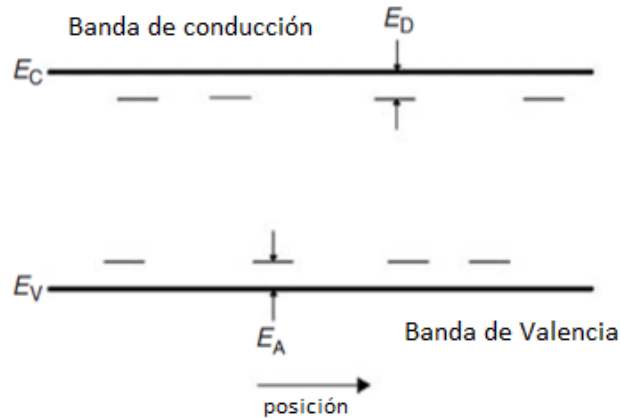


Figura 4.5. Niveles de donante y aceptor en un semiconductor [1].

La introducción controlada de impurezas donantes y aceptoras en un semiconductor permite la creación de semiconductores tipo n (los electrones son los portadores principales de la corriente eléctrica) y tipo p (los huecos son los principales portadores de corriente eléctrica), respectivamente. Esta es la base de la construcción de todos los dispositivos semiconductores, incluidas las celdas solares [1].

4.2. Celdas solares

¿Qué son los dispositivos fotovoltaicos?

Fotovoltaica (PV) es la tecnología que genera energía eléctrica de corriente continua (DC) medida en Watts (W) o kilowatts (kW) a partir de semiconductores cuando son iluminados por fotones. Mientras la luz esté irradiando la celda solar (el nombre para el elemento fotovoltaico individual), genera energía eléctrica. Cuando la luz se detiene, la electricidad se detiene.

Las celdas solares semiconductoras son fundamentalmente dispositivos bastante simples. Los semiconductores tienen la capacidad de absorber la luz y entregar una porción de la energía de los fotones absorbidos a los portadores de la corriente

eléctrica: electrones y orificios. Un diodo semiconductor separa y recoge los portadores y conduce la corriente eléctrica generada preferentemente en una dirección específica. Por lo tanto, una celda solar es simplemente un diodo semiconductor que ha sido cuidadosamente diseñado y construido para absorber y convertir eficientemente la energía de la luz del sol en energía eléctrica [1].

En la Figura 4.6 se representa una estructura de celda solar convencional simple. La luz del sol incide desde arriba, en el frente de la celda solar. Una rejilla metálica forma uno de los contactos eléctricos del diodo y permite que la luz caiga sobre el semiconductor entre las líneas de la rejilla y así sea absorbida y convertida en energía eléctrica. Una capa antirreflectante entre las líneas de la grilla aumenta la cantidad de luz transmitida al semiconductor. El diodo semiconductor se forma cuando un semiconductor de tipo n y un semiconductor de tipo p se juntan para formar una unión metalúrgica. Esto se logra típicamente a través de la difusión o la implantación de impurezas específicas (dopantes) o mediante un proceso de deposición. El otro contacto eléctrico del diodo está formado por una capa metálica en la parte posterior de la célula solar. Toda la radiación electromagnética, incluida la luz solar, puede verse como compuesta por partículas llamadas fotones que transportan cantidades específicas de energía determinadas por las propiedades espectrales de su fuente. Los fotones también exhiben un carácter ondulatorio con la longitud de onda, λ , que se relaciona con la energía del fotón $E\lambda$ por $E\lambda = hc / \lambda$; donde h es la constante de Plank y c es la velocidad de la luz.

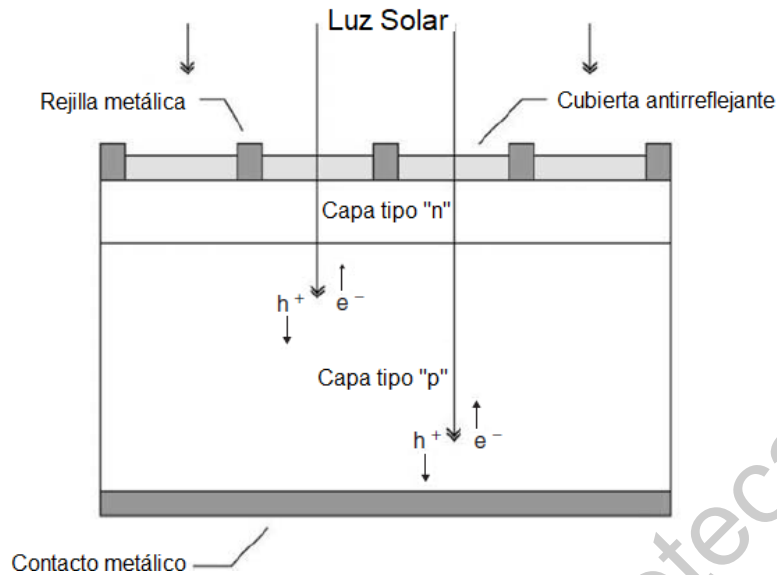


Figura 4.6. Un esquema de una celda solar convencional simple. Creación de pares electrón-hueco, e^- y h^+ , respectivamente, es representada [1].

Solo los fotones con energía suficiente para crear un par electrón-hueco, es decir, aquellos con energía mayor que el E_G del ancho de banda de semiconductor, contribuirán al proceso de conversión de energía. Por lo tanto, la composición espectral de la luz solar es una consideración importante en el diseño de celdas solares eficientes [1].

El óxido conductor transparente (TCO) se utiliza en celdas solares de película delgada como el electrodo frontal y como parte del reflector de retorno. Se requiere TCO para tener una conductividad eléctrica lo suficientemente alta y bajas pérdidas de absorción óptica. La dispersión de la luz en la interfaz aproximada entre el TCO y las capas absorbentes y el subsiguiente atrapamiento de la luz incidente en la capa absorbente aumenta sustancialmente la eficiencia de la celda solar [23].

4.3. Celdas solares de Teluro de Cadmio

El telururo de cadmio (CdTe) se está convirtiendo en el contendiente más exitoso contra el material fotoactivo de Si para la realización de celdas solares debido a su alta eficiencia y aplicaciones en celdas solares de bajo costo. El material está

ganando gran interés entre los investigadores debido a sus propiedades cruciales como la estabilidad del rendimiento a largo plazo, el ancho de banda prohibida (1.44 eV) que está cerca del óptimo para la conversión de energía solar fotovoltaica y el alto coeficiente de absorción óptica ($> 10^5 \text{ cm}^{-1}$) para lograr una absorción casi total del espectro solar para espesores inferiores a 800 nm [24].

El sulfuro de cadmio (CdS) es un componente tipo n adecuado para la celda solar basada en telururo de cadmio (CdTe) debido a su ancho de banda directo (E_g) (2.4 eV), alta transparencia ($> 80\%$) y la facilidad de preparación por diferentes técnicas. Para tal aplicación, la película CdS debe ser conductora, delgada y uniforme. La alta conductividad de la película de CdS aumenta el potencial incorporado en el amortiguador CdTe, que a su vez mejora la capacidad fotovoltaica de la celda solar [25].

El telururo de cadmio (CdTe) es un compuesto II-VI con carácter de tipo n- y p-. Se cristaliza en las estructuras de wurtzita y zincblend. CdTe es un semiconductor muy interesante en forma de películas con ancho de banda amplio (1.5-2.1 eV) como componentes activos de propiedades deseables para producir celdas fotoelectroquímicas, transistores de efecto de campo, detectores IR, fotodiodos, fotoconductores y celdas solares fotovoltaicas. Entre las aplicaciones más citadas para películas CdTe, se destaca el uso de película CdTe como capa absorbente en una celda solar CdS/CdTe, debido a su muy alto coeficiente de absorción $>10^4 \text{ cm}^{-1}$ que permite una absorción del 99% de la luz incidente en una película de $2 \mu\text{m}$ de espesor. Las películas delgadas de CdTe han sido cultivadas mediante una amplia variedad de técnicas, como la deposición de vacío, la epitaxia de haz molecular, la deposición de vapor químico-orgánico, la sublimación de espacio cerrado, la serigrafía, electrodeposición y erosión catódica por magnetrón. En aplicaciones de celdas solares, las características apropiadas para las películas de CdTe son cristales grandes y superficies lisas. Por lo tanto, motivado por la necesidad de superficies lisas de películas delgadas de CdTe en dispositivos de celdas solares,

es emocionante estudiar las características morfológicas de la superficie de las películas delgadas de CdTe generadas por erosión catódica [26].

Las celdas solares policristalinas de película delgada con ancho de banda prohibida directo, como CdTe tienen una absorción óptica muy fuerte, de modo que la mayoría de los fotones que se encuentran por encima de la banda se absorben en menos de unas pocas décimas de micra. Para CdTe, varios estudios han demostrado un comportamiento similar con una caída de eficiencia rápidamente por debajo de 0,75 mm. Sin embargo, se ha encontrado un buen rendimiento con capas de CdTe pulverizadas de solo 0,5 mm de grosor. En celdas obtenidas mediante erosión catódica se ha obtenido una eficiencia del 8% para celdas con CdTe de 0.25 mm. Mostramos que el rendimiento de la celda CdTe sigue muy de cerca las predicciones basadas en la pérdida de corriente de corto circuito debido a la absorción óptica completa incluso hasta 0,25 mm de CdTe, aunque es necesario considerar la reflexión óptica desde la interfaz de contacto posterior [27].

Las celdas solares de heterounión CdTe/CdS de película delgada se han fabricado en dos configuraciones diferentes, se refieren como sustrato y superestrato. En ambas configuraciones, la luz entra en la celda a través de las películas de óxido conductor transparente (TCO) y CdS. Sin embargo, en la celda en configuración de superestrato, el TCO, las capas de CdS y CdTe se depositan secuencialmente sobre un sustrato de vidrio, que también sirve como soporte mecánico para la celda, y la luz debe pasar a través del vidrio de soporte antes de alcanzar la unión CdS/CdTe. En la configuración de sustrato, la película de CdTe se deposita primero sobre un sustrato, seguido de deposición secuencial de CdS y el TCO [1].

Todas las celdas solares CdTe de alta eficiencia hasta la fecha tienen esencialmente la misma estructura de superestrato, como fue demostrada por Bonnet y Rabenhorst en 1972. Esta estructura, en la cual el TCO (óxido conductor transparente) y CdS primero se depositan sobre un material adecuadamente transparente. [1].

Las células solares CdS/CdTe se basan tradicionalmente en vidrio en una configuración de superestrato, aprovechando la transparencia y la rigidez mecánica del vidrio, y la capacidad de formar el último contacto de la celda [28].

En la Figura 4.7 se muestra el esquema básico de una celda solar de película delgada de CdTe.

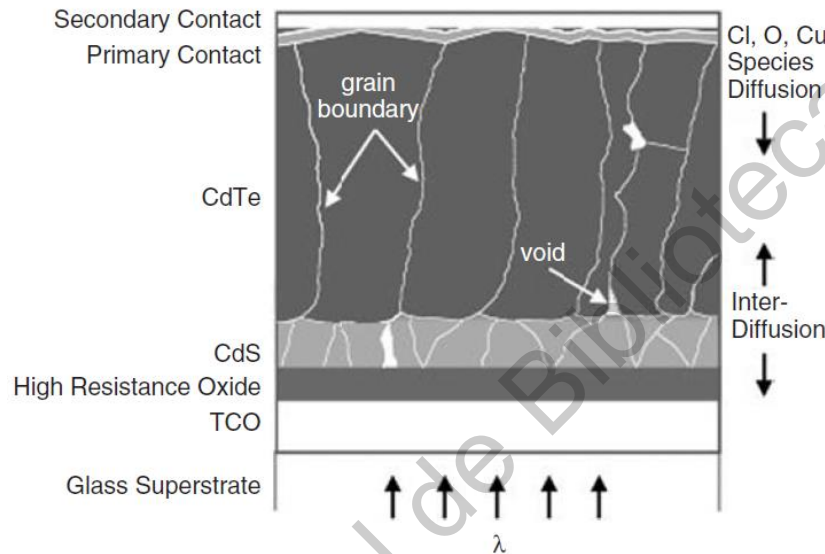


Figura 4.7. Estructura básica de una celda solar de CdTe [1].

Las heterouniones del semiconductor CdTe tipo-p y su capa de ventana CdS de tipo-n han mostrado una eficiencia de conversión de luz prometedoramente alta del 15.8% así como una respuesta mejorada de longitud de onda corta, baja resistencia en serie, estabilidad y alta tolerancia a la radiación. En vista de estas propiedades sobresalientes, este material es ampliamente considerado para ser muy útil para las tecnologías fotovoltaicas de nueva generación. Para mejorar aún más la calidad de este material fotovoltaico, es deseable controlar los factores que pueden afectar negativamente el rendimiento de la misma, como la morfología de la interfaz [7].

Las celdas solares policristalinas de capa fina CdTe/CdS son prometedoras para aplicaciones en sistemas fotovoltaicos de gran superficie y bajo costo. Para permitir

su aplicación comercial generalizada, la variabilidad en la estabilidad de la celda debe ser entendida y, de esta manera, sobrellevada. Esta variabilidad se atribuye principalmente al cobre (Cu) que a menudo está presente en el llamado contacto posterior, es decir, el contacto con el CdTe tipo-p. El Cu se agrega porque, de lo contrario, hacer contacto óhmico con CdTe tipo-p es muy problemático, como puede ser entendido desde el simple modelo de unión Anderson, considerando su afinidad electrónica (ideal) de ca. ± 5.6 eV. El Cu dopa al menos una capa superior del CdTe tipo-p, haciendo así un contacto pseudoóhmico [29].

Se han estudiado los efectos sobre la estabilidad de las celdas de la cantidad de cobre en el contacto posterior y la dependencia de CdCl_2 en el tratamiento de activación para celdas CdS/CdTe depositadas mediante erosión catódica. Las celdas no encapsuladas se probaron en la oscuridad y en sol a 85 °C y más. Encontramos que las células con >3 nm de Cu evaporado (cubierto con 20 nm de Au) tuvo inicialmente mayor corriente de corto circuito, pero eran menos estables que las celdas con Cu limitado (1-3 nm) y que las celdas sin Cu intencionalmente en el contacto posterior no tenían mejor estabilidad ni mejor rendimiento inicial. Las celdas con Cu en el contacto posterior, no fueron muy sensibles al tiempo de tratamiento. Con tratamiento optimizado de CdCl_2 y Cu delgado las celdas mostraron muy buena estabilidad. Para celdas delgadas con un espesor de Cu no optimizado o el tratamiento de activación, el decremento en el factor de llenado (FF) y voltaje en circuito abierto V_{oc} fueron significativos [30]

Las celdas solares de alta eficiencia de CdTe suelen utilizar CdS tipo-n como capa de ventana. CdS tiene una banda prohibida (E_g) de 2.4 eV y una gran disparidad de red del 11% con la capa CdTe, que da como resultado un déficit en la densidad de corriente de cortocircuito (J_{sc}) y el voltaje de circuito abierto (V_{oc}) en comparación con las predicciones teóricas. Una forma de mejorar el J_{sc} es agrandar el E_g de la capa de la ventana, por ejemplo, incorporando oxígeno en CdS para mejorar la respuesta azul. Otra forma es reducir el grosor de la capa CdS. [31]

El espesor de CdS no tiene mucho efecto sobre la eficiencia ya que se reduce de 0,13 a 0,05 μm junto con el espesor de CdTe. Se espera que el J_{sc} (la densidad de corriente de corto circuito) aumente con la reducción en el espesor de CdS debido a la mayor transparencia para fotones de mayor energía, pero la reducción en el espesor de CdTe disminuye J_{sc} debido a una menor absorción de fotones rojos. En segundo lugar, el CdS más delgado también reduce el voltaje de circuito abierto. El procesamiento posterior a la deposición de 10 minutos de tratamiento con CdCl_2 , 15 Å in Cu en el contacto posterior y 10 minutos de la difusión de contacto posterior se encontró óptimo para las celdas con CdTe de menos de 1 μm de espesor. Aunque la mejor celda delgada de CdTe se obtuvo con CdTe de 1 μm y tenía una eficiencia del 11,9%, las celdas con CdTe de 0,7 μm mostraron una eficiencia que era solo ligeramente menor, del 11,2%. Hasta donde sabemos, esta es la celda CdTe más delgada jamás reportada con una eficiencia superior al 10% [11].

Los posibles mecanismos que limitan la eficiencia en los dispositivos CdTe/CdS incluyen: (a) defectos nativos y efectos de compensación en CdTe; (b) efectos de borde de grano; (c) estados de la interfaz CdTe/CdS; (d) la capa de la ventana CdS; y (e) el contacto óhmico a CdTe. La mayoría de los investigadores han descubierto que es difícil aumentar la eficiencia celular de CdTe de manera sistemática e inteligente porque es difícil aislar qué capa, interfaz, defecto o paso del proceso está limitando el rendimiento y rendimiento de estos dispositivos [32].

El tratamiento con CdCl_2 en la superficie de la capa de CdTe es una de las etapas más críticas en la fabricación del dispositivo, porque este tratamiento pasiva los límites del grano y aumenta la eficiencia de los dispositivos. Una pequeña cantidad de polvo sólido de CdCl_2 puede segregarse en la superficie de CdTe durante este proceso. Hay dos formas de realizar este tratamiento: (a) tratamiento con CdCl_2 húmedo en el que el CdCl_2 se disuelve primero en metanol (CH_3OH) o agua desionizada y luego se aplica una solución preparada en la superficie de la capa de CdTe mediante técnicas de recubrimiento seguidas de un procesamiento a alta temperatura (tratamiento térmico) en aire o atmósfera inerte a 350–500 °C; (b)

tratamiento con CdCl₂ seco donde se deposita una capa delgada de CdCl₂ sobre la superficie de las películas de CdTe, seguido de recocido. Para eliminar el exceso de CdCl₂ de la superficie, la película se limpia con agua desionizada caliente o metanol, después del tratamiento térmico [33].

La sublimación en espacio cerrado (CSS) es una de las tecnologías líderes para la deposición de la capa de absorción en las celdas solares CdTe. Para la producción a gran escala, CSS es un proceso dinámico donde los sustratos se mueven por encima del crisol a una distancia cercana. El oxígeno como un gas de proceso se inyecta durante la deposición dinámica de CSS. Las celdas solares se preparan a partir de estas capas mediante la activación de CdCl₂, el dopado con cobre y la deposición por contacto posterior [34].

4.4. Técnicas experimentales y de caracterización

4.4.1. Erosión catódica de radio frecuencia

La erosión catódica fue observada por primera vez en un tubo de descarga de gas de DC por Grove en 1852. Descubrió que la superficie del cátodo del tubo de descarga estaba erosionada por iones energéticos en el gas de descarga, y se depositaron materiales de cátodo en la pared interna del tubo de descarga. En ese momento, la erosión catódica se consideraba un fenómeno no deseado ya que se destruyeron el cátodo y la rejilla en el tubo de descarga de gas. Sin embargo, hoy en día, la erosión catódica se usa ampliamente para la limpieza y grabado de superficies, deposición de película delgada, análisis de capas superficiales y superficiales y fuentes de iones por pulverización [35].

El rendimiento de erosión catódica S , que es la tasa de eliminación de los átomos de la superficie debido al bombardeo de iones, se define como el número medio de átomos eliminados de la superficie de un sólido por ion incidente y viene dado por:

$$S = \frac{\text{Átomos removidos}}{\text{Iones incidentes}}$$

Los rendimientos por erosión catódica varían con el ángulo de los iones incidentes. Fetz estudió la influencia de los iones incidentes en 1942 y, más tarde, Wehner estudió el tema en detalle. Metales como Au, Ag, Cu y Pt, que tienen altos rendimientos de erosión, muestran un muy leve "efecto de ángulo". Fe, Ta y Mo que tienen bajos rendimientos de erosión muestran un efecto de ángulo muy pronunciado. El rendimiento aumenta con el ángulo incidente y muestra un máximo en ángulos entre 60 ° y 80 °, mientras que disminuye rápidamente para ángulos más grandes. La influencia del ángulo también se rige por la estructura de la superficie del blanco [35].

En un sistema de erosión catódica convencional, los átomos erosionados generalmente están compuestos de átomos neutros y únicos del blanco del material, cuando el blanco se erosiona por bombardeo con iones que tienen unos pocos cientos de eV. Estos átomos erosionados están parcialmente ionizados, es decir, un pequeño porcentaje de los átomos erosionados quedan ionizados, por tanto hay una ligera variación en la estequiometría del material depositado en algunos materiales y compuestos [35].

Los mecanismos exactos por los cuales los átomos son expulsados de una superficie bajo el bombardeo de iones no se conocen, pero podemos deducir algunos de los detalles de las interacciones involucradas. Un ion es esencialmente del mismo tamaño que un átomo, por lo que cuando un ion choca contra una superficie, en realidad colisiona inicialmente con un átomo de superficie. A las energías en las que se produce una pulverización significativa, el intercambio de energía entre un ion incidente y un átomo de superficie es mucho mayor que las energías de enlace reticular o las energías vibratorias de los átomos reticulares [36].

La pulverización catódica o *sputtering* (por su nombre en inglés), es un proceso de deposición física mediante plasma luminiscente mantenido a baja presión (10^{-3} -1 mbar). Mediante la aplicación de un campo eléctrico, los iones del plasma se aceleran contra el material a depositar, denominado blanco. La energía transmitida

a los átomos del blanco a través de la interacción mecánica del choque, hace que algunos de ellos se desprendan, y finalmente se depositen sobre un sustrato. Esta técnica permite depositar todo tipo de materiales, simples o compuestos, conductores o dieléctricos. Además, todo sustrato, tanto dieléctrico como conductor, que pueda ser puesto en vacío y calentado ligeramente (60 ó 70 °C) es compatible con este proceso.

El blanco está situado en la cámara de vacío en forma de placa de unos milímetros de espesor y superficie similar a la zona a recubrir. El blanco se fija sobre un electrodo refrigerado (cátodo) que se polariza a una tensión continua o de radiofrecuencia, dependiendo del tipo de pulverización que se vaya a realizar. Otro electrodo (ánodo), se sitúa paralelo al blanco y a unos pocos centímetros; en muchos casos, el ánodo es al mismo tiempo porta sustratos. En la Figura 4.8 podemos observar la cámara donde se lleva a cabo el proceso de depósito de películas mediante la técnica de erosión catódica.

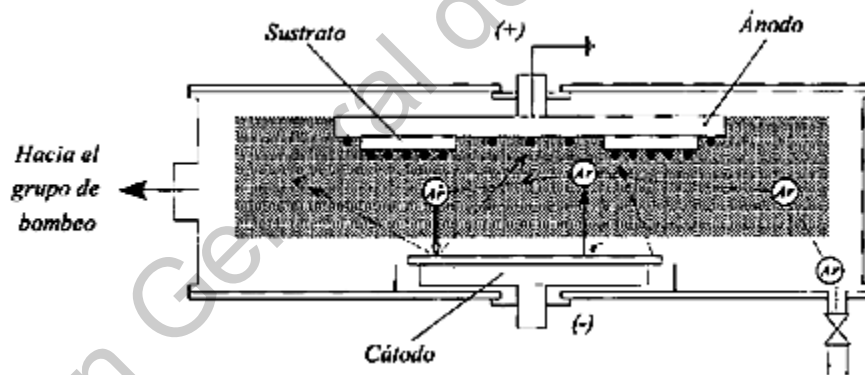


Figura 4.8. Cámara dónde se realiza la erosión catódica [37].

En la erosión catódica, la eyección de átomos es un proceso puramente mecánico debido al choque de iones sobre el material a depositar. Mientras que, en un proceso de evaporación, para desprender los átomos se les comunica energía térmica, en la pulverización existe una transferencia de energía mecánica, a través de intercambio de cantidad de movimiento entre el ion del gas luminiscente y los átomos del blanco (Figura 4.9). Este mecanismo confiere a la pulverización tres

características diferenciadoras respecto a otros procesos de deposición:

El proceso es puramente mecánico, y el blanco se mantiene a temperatura ambiente. En la práctica, el blanco se calienta ligeramente debido al bombardeo iónico, y necesita refrigeración. El carácter mecánico del proceso hace que el banco compuesto por varios elementos se pulverice igual que un elemento puro, y que la aleación se deposite en la misma proporción que la del blanco. En la práctica, suele haber cierta pérdida de estequiometría; en materiales en forma de óxidos, esto se compensa mediante lo que se conoce como pulverización reactiva. La energía de las partículas pulverizadas es mucho mayor que la de las evaporadas. La energía media es de 1 a 10 eV, lo que correspondería a temperaturas de evaporación superiores a 10000 °C.

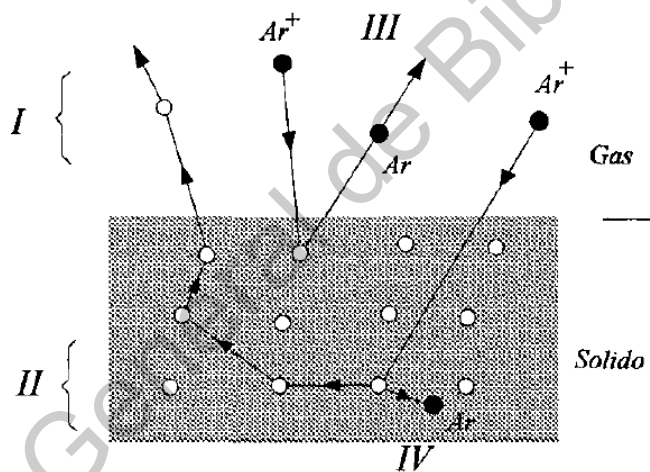


Figura 4.9 Mecanismo físico de pulverización: I, Expulsión de átomos; II, colisión ion-átomo, transferencia de cantidad de movimiento y generación de calor, III, neutralización de iones, expulsión de átomos gaseosos; IV absorción de iones gaseosos [37].

El sputtering es una técnica de deposición física de vapor bien establecida para hacer muestras con una morfología de superficie uniforme, así como propiedades ópticas y electrónicas ventajosas. Es fácil depositar películas delgadas metálicas y compuestas para una amplia gama de aplicaciones. Sin embargo, las películas de CdTe depositadas por bombardeo iónico tienen típicamente granos pequeños, y

una duración corta del portador minoritario, alta resistividad y recombinación mejorada de portadores debido a muchos límites de grano [38].

Mediante la simple sustitución de un blanco aislante por el blanco de metal en un sistema de erosión catódica de DC, la descarga luminiscente no puede sostenerse debido a la acumulación inmediata de una carga superficial de iones positivos en el lado frontal del aislante. Para mantener la descarga luminiscente con un blanco aislante, la fuente de alimentación de voltaje de DC se reemplaza por una fuente de alimentación de RF. Este sistema se llama un sistema de erosión catódica de RF.

El sistema de sputtering de RF requiere una red de adaptación de impedancia entre la fuente de alimentación y la cámara de descarga. La impedancia de la fuente de alimentación de RF es casi siempre de 50 Ω . La impedancia de la descarga luminiscente es del orden 1-10 k Ω . En el sputtering de RF, la densidad de la corriente (i_s) del cátodo viene dada por:

$$i_s \cong C \frac{dV}{dt}$$

donde C es la capacitancia entre el plasma de descarga y el objetivo, y dV/dt denota las variaciones de tiempo del potencial de superficie objetivo. Esto indica que el aumento de la frecuencia aumenta las corrientes de iones catódicos. En sistemas prácticos, la frecuencia utilizada es de 13.56MHz [39].

Tenga en cuenta que, en el sistema de descarga de RF, la presión de operación se reduce a 1 mTorr, ya que el campo eléctrico de RF en la cámara de descarga aumenta la probabilidad de colisión entre los electrones secundarios y las moléculas de gas. En el sistema de sputtering de RF, un capacitor de bloqueo está conectado entre la red correspondiente y el blanco. El área del blanco es mucho más pequeña que el ánodo a tierra y la pared de la cámara. Esta configuración de electrodo asimétrico induce una polarización de DC negativa en el blanco, y esto causa la erosión catódica en el sistema de RF. La polarización de DC es del orden de la

mitad de la tensión pico a pico de la fuente de alimentación de RF [39].

El método de erosión catódica por radio frecuencia (RF) de magnetrón es la técnica más comúnmente utilizada para el depósito de películas CdTe y se ha establecido para aplicaciones industriales. Esta técnica permite depósito a baja temperatura, y proporciona una mejor adhesión, mayor cobertura y mayor densidad de película que otros métodos. La principal ventaja de la erosión catódica por magnetrón es que la estequiometría del material de pulverización catódica se retiene en la película depositada, por lo que es una técnica adecuada para depositar compuestos intermetálicos. Otra ventaja de la técnica de erosión catódica es el uso de bombardeo de partículas de baja energía para lograr temperaturas de crecimiento más bajas junto con el uso de especies excitadas para mejorar el control del dopaje durante el crecimiento. Las propiedades físicas de las películas de CdTe depositadas por erosión catódica de RF con magnetrón dependen fuertemente de los parámetros del proceso como potencia de erosión, presión de gas argón, temperatura del sustrato, distancia objetivo-sustrato, etc. Se ha realizado un gran trabajo en las propiedades estructurales, ópticas y eléctricas de las películas delgadas de CdTe depositado por erosión catódica de RF con magnetrón. Sin embargo, aún requiere más investigación para optimizar las propiedades ópticas y estructurales para usar como un candidato adecuado para aplicaciones de celdas solares [24].

4.4.2 Sublimación en espacio cerrado (CSS)

La sublimación en espacio cerrado (CSS) ha demostrado que es un proceso que permite presiones operativas moderadas, dispositivos de alta eficiencia, altas tasas de depósito y una utilización eficiente del material. Estas características hacen del CSS una técnica de depósito muy atractiva para la fabricación de dispositivos fotovoltaicos a gran escala [40]. Es uno de los métodos más simples para la deposición física de vapor. Los materiales, especialmente los semiconductores que se evaporan por debajo de 800 ° C, pueden recubrirse en sustratos como el vidrio

tanto en vacío como a presión atmosférica. Los blancos de material deben estar en forma de sólido o polvo [41]. El tratamiento con vapor reduce el tiempo de procesamiento, ya que combina la exposición a CdCl_2 y el recocido en un solo paso. Mejora la reproducibilidad experimental y el control del proceso y también elimina el líquido restante asociado con el método de solución [42].

4.4.3. Espectrometría UV-Visible

Las fuentes de radiación para la espectrofotometría de absorción poseen dos condiciones básicas. Primeramente, deben proporcionar la suficiente energía radiante a lo largo de toda la región de longitudes de onda en la que se medirá la absorción. Y en segundo, deben mantener una intensidad constante por encima del intervalo de tiempo durante el que se realicen las medidas. Si la intensidad es baja en la región donde se determina la absorción, el intervalo de longitudes de onda que pasa a través de la muestra debe ser relativamente amplio, a fin de obtener el rendimiento necesario de energía. Generalmente, en las regiones ultravioleta y visible del espectro, la intensidad de las fuentes no constituye un problema.

Aplicaciones analíticas de la absorción de radiación por la materia pueden ser tanto cualitativas como cuantitativas. Las aplicaciones cualitativas de la espectrometría de absorción dependen del hecho de que una especie molecular absorbe radiación sólo en regiones específicas del espectro, en donde la radiación tiene la energía requerida para llevar las moléculas a un estado excitado. Una gráfica de absorción contra longitud de onda (o frecuencia) se llama espectro de absorción de esa especie molecular y sirve como “huella digital” para identificación.

La potencia radiante de un haz o rayo de radiación es proporcional al número de fotones por unidad de tiempo. La absorción ocurre cuando un fotón choca con una molécula y la lleva a un estado de excitación.

Puede pensarse que cada molécula tiene un área de sección transversal para captura de fotones, y éstos deben atravesar dicha área para interactuar con la

molécula. La sección transversal varía con la longitud de onda y, de hecho, es una medida de la probabilidad de que los fotones sean capturados por una molécula dada. La velocidad de absorción cuando un haz de fotones pasa a través de algún medio depende del número de colisiones por unidad de tiempo de los fotones con los átomos o las moléculas capaces de absorberlos.

Si se duplica el número de moléculas capaces de absorber fotones, ya sea duplicando la longitud de onda del trayecto de la radiación a través del medio (paso óptico) o la concentración de esa especie, la rapidez o tasa de absorción de fotones se duplica. De igual forma, al duplicar la potencia del haz se duplica también el número de colisiones por unidad de tiempo con las moléculas absorbentes de radiación, cuando el número de tales moléculas permanece constante.

Una gráfica de absorbancia contra concentración debe ser una recta que pasa por el origen, como se muestra en la Figura 4.10. Las escalas de lectura y de medición de los espectrofotómetros se calibran usualmente para leer tanto absorbancia como transmitancia.

La absorción de radiación por moléculas a longitudes de onda específicas se usa frecuentemente para el análisis cuantitativo debido a la relación directa existente entre la absorbancia y la concentración. La sensibilidad del análisis espectrométrico depende de la magnitud de la absorptividad y de la absorbancia mínima que puede ser medida con el grado de certeza requerido [43].

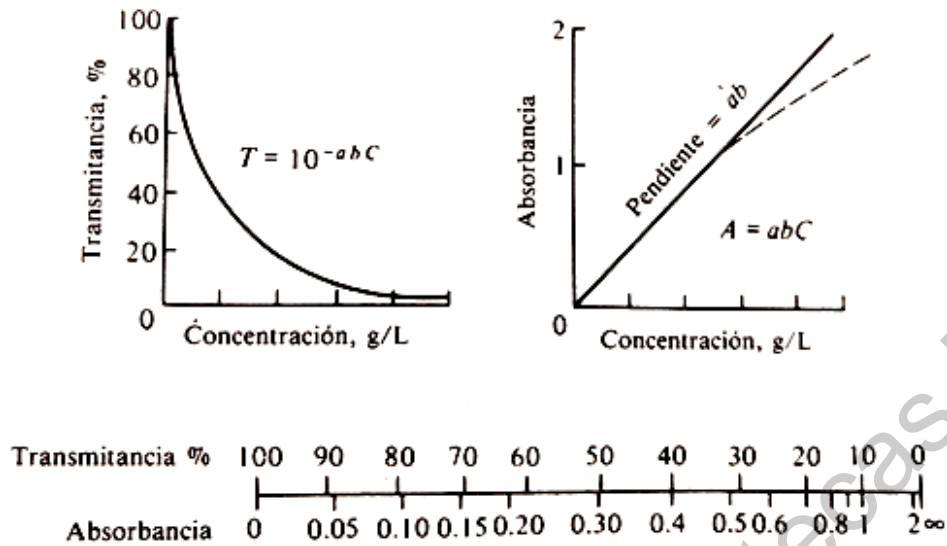


Figura 4.10 Representación de la ley de Beer y comparación entre las escalas de absorbancia y transmittancia [43].

El intervalo visible se considera de los 380 a los 750 nm. El intervalo del Ultravioleta cercano o del Cuarzo es de 190 a 380 nm. La base de la espectroscopia visible y ultravioleta consiste en medir la intensidad del color (o de la radiación absorbida en UV) a una longitud de onda específica comparándola con otras soluciones de concentración conocida (soluciones estándar) que contengan la misma especie absorbente. Para tener esta relación se emplea la Ley de Beer, que establece que para una misma especie absorbente en una celda de espesor constante, la absorbancia es directamente proporcional a la concentración [44].

La ley de Beer se expresa en forma de ecuación de la siguiente manera:

$$A = -\log T = \log \frac{P_0}{P} = \epsilon bc$$

Y sus variables se enlistan de manera clara en la Tabla 4-1.

Tabla 4-1. Términos y símbolos importantes utilizados en las medidas de la absorción [45].

Término y símbolo	Definición	Nombre y símbolo alternativo
Potencia radiante (P, P₀)	Energía (en ergios) de la radiación que incide en el detector, por cm ² y por segundo	Intensidad de la radiación (I, I₀)
Absorbancia (A)	$\log \frac{P_0}{P}$	Densidad óptica (D); Extinción (E)
Transmitancia (T)	$\frac{P_0}{P}$	Transmisión (T)
Camino óptico de la radiación (b)	–	(l, d)
Absortividad (a)	$\frac{A}{bc}$	Coefficiente de extinción (k)
Absortividad molar (ε)	$\frac{A}{bc}$	Coefficiente de extinción molar

En la Figura 4.11 observamos como un haz de radiación monocromático paralelo de potencia P_0 choca contra e bloque de forma perpendicular a la superficie; después de pasar a través de una longitud b de material, que contiene n átomos, iones o moléculas absorbentes, su potencia disminuye hasta un valor P como resultado de la absorción.

Consideremos ahora una sección transversal del bloque de área S y espesor infinitesimal dx . Esta sección contiene dn partículas absorbentes; asociada a cada partícula, podemos imaginar una superficie en la cual tendrá lugar la captura del fotón. Es decir, si un fotón por casualidad; alcanza una de estas áreas, inmediatamente tendrá lugar la absorción. La proyección del área total de estas superficies de captura y el área total, será entonces dS/S . en un promedio

estadístico, esta relación representa la probabilidad de captura de fotones en el interior de la sección.

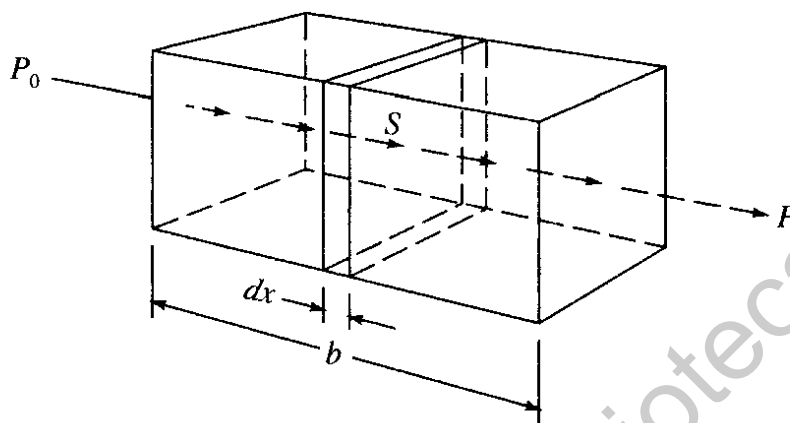


Figura 4.11. Atenuación de una radiación con potencia inicial P_0 por una disolución que contiene c moles por litro de soluto absorbente y con un camino óptico de b cm. $P < P_0$ [45].

La ley de Beer describe de forma correcta el comportamiento de absorción de un medio que contiene concentraciones de analito relativamente bajas; en este sentido es una ley límite. A concentraciones altas (generalmente > 0.01 M), la distancia media entre las moléculas responsables de la absorción disminuye hasta el punto en que cada molécula altera la distribución de carga de las moléculas vecinas. Esta interacción a su vez, puede alterar la capacidad de las moléculas para absorber la radiación de una determinada longitud de onda. Como la magnitud de la interacción depende de la concentración, la aparición de este fenómeno da lugar a desviaciones de la linealidad entre la absorbancia y la concentración. Un efecto similar se encuentra, a veces, en medios que contienen concentraciones de absorbente bajas, pero concentraciones altas de otras especies, especialmente electrolitos. La estrecha proximidad de los iones al absorbente altera la absorptividad molar de éste por interacciones electrostáticas; el efecto se reduce mediante dilución.

4.4.4. Espectroscopia Raman

La teoría de la dispersión Raman, demuestra que el fenómeno está relacionado con el mismo tipo de cambios vibracionales cuantizados que se producen en la absorción infrarroja. Por tanto, la diferencia de longitud de onda entre la radiación visible incidente y la dispersada corresponde a las longitudes de onda de la región del infrarrojo medio; para una especie determinada el espectro de dispersión Raman y el espectro de absorción infrarrojo, con frecuencia, suelen parecerse mucho. Sin embargo, hay suficientes diferencias entre los tipos de grupos funcionales que son activos en el infrarrojo y los que lo son en Raman.

Los espectros Raman se obtienen al irradiar una muestra con una potente fuente láser de radiación monocromática visible o infrarroja. Durante la irradiación, se registra el espectro de la radiación dispersada en cierto ángulo (por lo general 90 grados) con un espectrómetro adecuado.

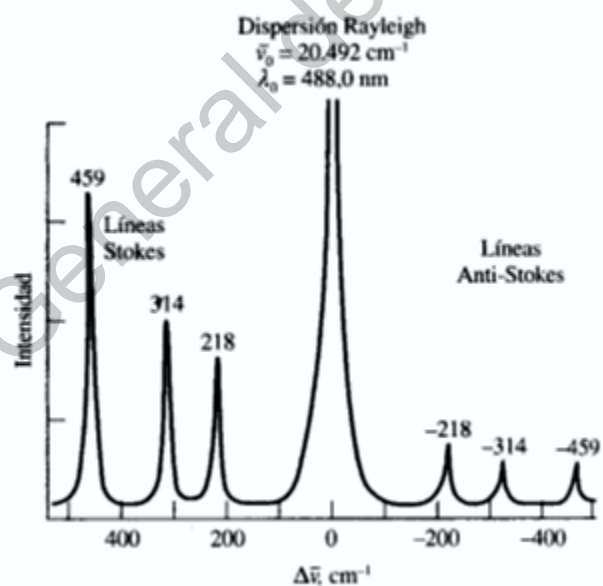


Figura 4.12. Espectro Raman de CCl_4 excitado con una radiación láser de $\lambda_0=488 \text{ nm}$ [46].

En la figura 4.12 se muestra un espectro Raman, obtenido al irradiar una muestra de tetracloruro de carbono con un intenso haz de un láser de argón de longitud de

onda de 488 nm. La radiación emitida en un espectro es de tres tipos: dispersión Stokes, dispersión anti-Stokes y dispersión Rayleigh. La última cuya longitud de onda coincide con la fuente de excitación, es significativamente más intensa que las otras dos.

En la espectroscopia Raman, la excitación espectral se realiza, de ordinario, con radiación cuya longitud de onda está muy alejada de la de los picos de absorción del analito. El diagrama de niveles de la figura 4.13 proporciona una visión cualitativa del origen de la dispersión Raman y Rayleigh. La flecha gruesa de la izquierda representa el cambio de energía de la molécula cuando interacciona con un fotón de la fuente. El aumento de energía es igual a la energía del fotón $h\nu$. La segunda flecha, más fina, muestra el tipo de cambio que ocurriría si la molécula alcanzada por el fotón estuviera en el primer nivel vibracional del estado electrónico fundamental. A temperatura ambiente, la fracción de moléculas que se encuentran en este estado es pequeño.

Las flechas centrales representan los cambios que originan la dispersión Rayleigh. De nuevo el cambio más probable se indica por una flecha más gruesa. Obsérvese que en la dispersión Rayleigh no se pierde energía. Como consecuencia, las colisiones que tienen lugar entre el fotón y la molécula se dice que son elásticas.

Por último, en la parte derecha se representan los cambios de energía que producen la emisión Stokes y anti-Stokes. Las dos difieren de la radiación Rayleigh en la frecuencia correspondiente a $\pm\Delta E$, la energía del primer nivel vibracional del estado fundamental. Por tanto, el desplazamiento de la frecuencia Raman y la frecuencia del pico de absorción en el infrarrojo tienen la misma magnitud.

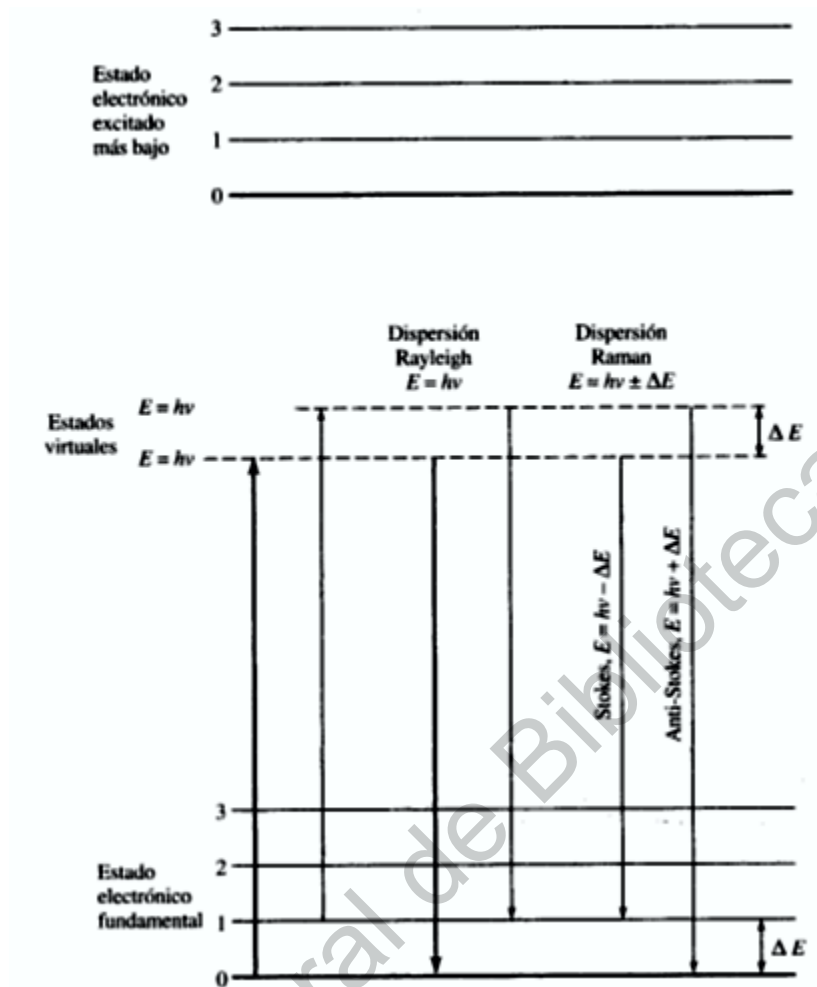


Figura 4.13. Origen de la dispersión Rayleigh y Raman [46].

La intensidad o potencia de un pico Raman normal depende de forma compleja de la polarizabilidad de la molécula, de la intensidad de la fuente y de la concentración del grupo activo, además de otros factores. En ausencia de absorción, la potencia de la emisión Raman aumenta con la cuarta potencia de la frecuencia de la fuente; sin embargo, pocas veces puede aprovecharse esta ventaja debido a la probabilidad de que la radiación ultravioleta origine una fotodescomposición. Las intensidades Raman, por lo general, son directamente proporcionales a la concentración de la especie activa [46].

4.4.5. Difracción de Rayos X (XRD)

Desde su descubrimiento en 1912 por von Laue, la difracción de rayos X ha proporcionado una gran cantidad de importante información a la ciencia y a la industria. Por ejemplo, la mayor parte de los conocimientos sobre la ordenación y el espaciado de los átomos en los materiales cristalinos se ha deducido directamente de estudios de difracción. La difracción de rayos X también proporciona un medio adecuado y práctico para la identificación cualitativa de compuestos cristalinos. El método de difracción de rayos X de polvo cristalino es el único método analítico capaz de suministrar información cualitativa y cuantitativa sobre los compuestos presentes en una muestra sólida.

La identificación de especies a partir de su diagrama de difracción de polvo cristalino se basa en la posición de las líneas (en términos de θ y 2θ) y en sus intensidades relativas. El ángulo de difracción 2θ se determina por el espaciado entre un grupo particular de planos; con la ayuda de la ecuación de Bragg, la cual tiene la forma siguiente:

$$n\lambda = 2d \sin\theta$$

Esta distancia d se calcula a partir de una longitud de onda de la fuente conocida y del ángulo medido. Las intensidades de la línea dependen del número y del tipo de centros atómicos de reflexión que existen en cada grupo de planos. La identificación de cristales es empírica, el centro internacional para datos de difracción dispone de un fichero de difracción de polvo cristalino, los datos que contienen estos ficheros son los espaciados d y las intensidades de línea relativas. Las entradas están ordenadas por orden del espaciado d de línea más intensa; de este fichero se separan las entradas en las que el espaciado d difiera en pocos cientos de angstrom del espaciado d de la línea más intensa del analito. La eliminación posterior de los posibles compuestos se lleva a cabo considerando el espaciado de la segunda línea más intensa, después la tercera y así sucesivamente.

4.4.6. Microscopia electrónica de barrido (SEM)

Para obtener una imagen mediante microscopia electrónica de barrido, la superficie de la muestra sólida se barre mediante un rastreo programado (raster pattern) con un haz de electrones muy fino focalizado o con una sonda adecuada. El rastreo programado es similar al utilizado en un tubo de rayos catódicos, en el que un haz de electrones (1) barre la superficie en línea recta (dirección x), (2) vuelve a la posición inicial y (3) es desplazado hacia abajo (dirección y) un incremento establecido. Este proceso se repite hasta que el área deseada de la superficie ha sido barrida. Durante este proceso de barrido se recibe una señal por encima de la superficie (dirección z) y se almacena en un sistema computarizado donde posteriormente se convierte en imagen.

En un microscopio electrónico de barrido se barre mediante un rastreo programado la superficie del sólido con un haz de electrones de energía elevada y como consecuencia de ello se producen en la superficie diversos tipos de señales. Estas señales incluyen electrones retrodispersados, secundarios y Auger; fotones debidos a la fluorescencia de rayos X y otros fotones de diversas energías. Todas estas señales se han utilizado en estudios de superficies, pero las más usuales son las que corresponden a: (1) electrones retrodispersados y secundarios, en los que se fundamenta el microscopio de barrido de electrones y (2) la emisión de rayos X, que se utiliza en el análisis con microsonda de electrones.

El microscopio electrónico de barrido proporciona información morfológica y topográfica sobre la superficie de los sólidos que normalmente es necesaria para entender el comportamiento de las superficies. Así un examen por microscopia de electrones es a menudo la primera etapa en el estudio de las propiedades de las superficies de un sólido [46].

4.4.7. Espectroscopía por dispersión de energía de Rayos X (EDS)

Espectroscopía por dispersión de energía de rayos X, (EDS). Consiste en el análisis

de la energía del fotón de X, que se determina a partir de la ionización que produce al incidir sobre un monocristal semiconductor. Este método es el más utilizado en la actualidad, aunque presenta la limitación de detectar con dificultad elementos con número atómico inferior al del boro. En general, la realización precisa de un análisis cuantitativo de la composición de una muestra requiere el uso de una serie de correcciones debidas al efecto del número atómico, absorción y fluorescencia de rayos X, etc., así como la utilización de patrones de elementos puros o de composición conocida [37].

La espectroscopia por dispersión de energía de rayos X (EDS) se utiliza ampliamente para determinar la composición de materiales en el microscopio electrónico de transmisión. Los recientes avances del detector de rayos X han mejorado dramáticamente la eficiencia de la recolección a través de una ampliación del área total del detector usando detectores únicos o múltiples. En particular, estos avances han sido pioneros en la configuración de cuatro cuadrantes y dos detectores de área amplia. Los sistemas EDS avanzados también incorporan detectores de deriva de silicio sin ventana (SDD), lo que aumenta aún más la eficiencia de recolección de los rayos X de baja energía. [47].

5. Objetivos

Objetivo general

Obtener celdas solares basadas en películas ultra delgadas de CdTe mediante la técnica de erosión catódica, las cuales puedan ser usadas como ventanas fotovoltaicas.

Objetivos específicos

- Obtener las heteroestructuras SnO₂/CdS mediante la técnica de erosión catódica variando el espesor de la película de SnO₂.
- Obtener las heteroestructuras SnO₂/CdS/CdTe mediante la técnica de erosión catódica.
- Determinar la estructura cristalina de las películas de CdS y CdTe obtenidos por la técnica de erosión catódica.
- Evaluar la composición de las películas de CdTe mediante la técnica espectrometría de dispersión de energía de rayos X.
- Mediante espectroscopia UV-Vis determinar si las celdas solares obtenidas pueden ser usadas como ventanas fotovoltaicas según la transmitancia de estas.
- Evaluar la eficiencia de conversión de las celdas solares obtenidas utilizando un simulador de luz solar.

6. Metodología

6.1. Preparación de sustratos

Se cortan los sustratos de vidrio conductor con películas de FTO en medidas de 10x10 cm, con la ayuda de un cortador de vidrio, se colocan en un vaso de precipitado de tamaño según el volumen de sustratos a limpiar, al cual se le coloca un soporte para sostener los sustratos cortados, se coloca una solución de detergente neutro al 10% (Dextran) en el vaso que cubra en su totalidad a los sustratos a limpiar y se deja reposar por 48 horas, pasado este tiempo se coloca el vaso de precipitado con la solución de jabón en el equipo de baño ultrasónico y se procede a dar un baño sónico a las muestras por un tiempo de 15 minutos, una vez terminado el baño sónico se enjuagan los sustratos con agua destilada y se colocan de nuevo en el vaso de precipitado limpio, se coloca solución de mezcla crómica que cubra totalmente a los sustratos y se deja reposar en esta solución por dos horas, después de este tiempo, se enjuagan nuevamente los sustratos con agua destilada, y se colocan en un vaso de precipitado limpio, en el cual se coloca solución de alcohol isopropílico al 50% que cubra totalmente a los sustratos y se lleva a baño sónico durante 15 minutos, terminado el proceso de baño sónico, se enjuagan nuevamente los sustratos empleando agua destilada, y se colocan nuevamente en un vaso de precipitado limpio, se coloca una nueva solución de alcohol isopropílico al 50% en el vaso de precipitado con los sustratos y se dejan reposar hasta que vayan a ser usados; para la utilización de un sustrato se debe extraer un sustrato cortado de la solución de alcohol isopropílico y se seca con la ayuda de gas nitrógeno, sin dejar residuos en él mismo.

6.2. Depósito de películas delgadas sobre sustrato de FTO mediante erosión catódica de magnetrón por radio frecuencia (RF)

El depósito de películas delgadas por erosión catódica de magnetrón mediante radiofrecuencia se llevó a cabo en un equipo modelo "H2" de la marca "INTERCOVAMEX" que se puede observar en la figura 6.1, el cual cuenta con una

cámara para depósitos equipada con tres cañones para blanco de 3 pulgadas de diámetro, un portasustratos giratorio, y calentador para sustratos.



Figura 6.1. Equipo de erosión catódica (sputtering) en etapa de depósito de película de SnO_2 (plasma luminiscente).

Los blancos utilizados para los depósitos de material en películas delgadas son enlistados a continuación:

1. SnO_2 99.99% de pureza, 3 pulgadas de diámetro y 0.25 pulgadas de espesor marca Kurt J. Lesker Company.
2. CdS 99.99% de pureza, 3 pulgadas de diámetro y 0.25 pulgadas de espesor marca Kurt J. Lesker Company.
3. CdTe 99.999% de pureza, 3 pulgadas de diámetro y 0.25 pulgadas de espesor marca Kurt J. Lesker Company.

Primero, verificar que la válvula de venteo (V2) esté cerrada, para evitar la entrada de aire a la cámara donde se realizan los depósitos, posteriormente girar el interruptor principal del equipo, una vez encendido esperar a que inicialicen todos los sensores del equipo, después girar el interruptor de la bomba mecánica, y abrir completamente la válvula de la compuerta de la cámara (V1), para comenzar a generar vacío en la cámara, esperar a que la presión descienda al hasta un valor de 7×10^{-2} Torr, al alcanzar éste, se procede a encender la bomba turbomolecular y esperar a que se alcancen las 60,000 rpm, una vez que se llega a este valor se enciende el recirculador de agua (chiller), se presiona el botón de control y se enciende el control de temperatura, una vez realizado esto esperar media hora y posteriormente colocar la bomba turbomolecular en modo de espera (standby), esperar a que las revoluciones lleguen hasta un valor de 12,000 rpm (tiempo aproximado de 25 minutos). Una vez alcanzado dicho valor, se cierra la válvula parcialmente (dejándola con una apertura del 25%), después conectar el compresor de aire, abrir la válvula del tanque de argón, y encender el controlador principal y de flujo de argón (2) en el equipo, posteriormente accionar el obturador de la válvula de argón en el equipo (debe mostrarse un valor de 50 sccm), y luego se enciende la rotación del portasustratos (seleccionar el valor de rotación más lento posible), una vez realizado esto, se enciende la fuente de poder correspondiente al blanco a utilizar en el depósito (1 para CdS, 2 para SnO₂ y 3 para CdTe) y se enciende la Radiofrecuencia luego se comienza a subir la potencia a razón de 10 W/min, al alcanzar los 10 W se debe verificar que haya plasma luminiscente dentro de la cámara, en la figura 6.2 se puede observar como se ve el plasma luminiscente dentro del equipo, , y se continua subiendo hasta alcanzar la potencia necesaria según el blanco seleccionado; si existe reflejo de potencia se debe ajustar este valor a cero mediante las perillas “load” y “tune”, una vez alcanzada la potencia requerida, se debe disminuir el flujo de argón lentamente hasta llegar al flujo deseado para la presión que requiere el depósito (en este caso se trabajó con un flujo de argón de 10 sccm), una vez alcanzado el valor de flujo deseado se abre el obturador del material a depositar (1 para CdS, 2 para SnO₂ y 3 para CdTe), y se debe esperar el

tiempo necesario según el espesor que se quiera obtener, transcurrido el tiempo de depósito se cierra el obturador correspondiente al material que se depositó y se apaga el control de temperatura, también se apaga la rotación del portasustratos y se aumenta el flujo de argón hasta alcanzar los 50 sccm, una vez hecho esto, se debe bajar la potencia de la fuente del material depositado a razón de 10 W/min, hasta llegar a 0 W de potencia, se apaga la Radiofrecuencia de la fuente y posteriormente la fuente de su interruptor principal; después se cierra la válvula de introducción de argón a la cámara del equipo, y se apaga el controlador de flujo de argón y el principal de flujo, después se debe desconectar el compresor y se debe cerrar el tanque de argón; realizados todos los procedimientos anteriores se procede a abrir completamente la válvula de la compuerta de la cámara (V1) y se quita de modo de espera (standby) la bomba turbomolecular, transcurrida una hora después de terminado el depósito se debe apagar el recirculador de agua (chiller) y al llegar una temperatura de 100 °C (2 horas aproximadamente) se cierra la válvula de la compuerta de la cámara y debe apagarse la bomba turbomolecular para esperar a que desacelere completamente (0 rpm); posteriormente apagar la bomba mecánica y el interruptor principal del equipo.

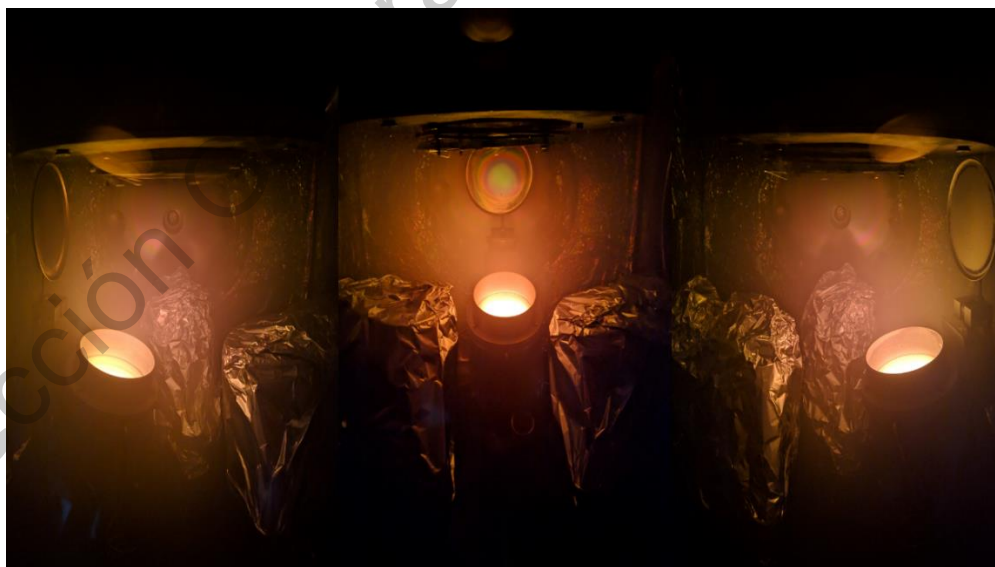


Figura 6.2. Plasma luminiscente dentro de la cámara del equipo de sputtering: a la izquierda CdS, en el centro SnO₂, a la derecha CdTe.

Para extraer las muestras de la cámara una vez realizados los depósitos de los materiales que compondrán a la celda solar, se debe abrir poco a poco la válvula de venteo (V2) para introducir aire a la cámara de depósitos y poder eliminar el vacío dentro de la misma, una vez eliminado el vacío se puede abrir la cámara y se extrae el sustrato para después resguardarlo en un contenedor hermético.

6.3. Tratamiento térmico (Activación con CdCl_2)

El tratamiento de activación mediante CdCl_2 , se realizó utilizando la técnica de sublimación en espacio cerrado (CSS), en la figura 6.3 se puede observar el equipo utilizado para este trabajo experimental.



Figura 6.3. Equipo de CSS, mediante el cual se realiza el tratamiento de activación con CdCl_2 para celdas de CdTe.

Primero verificar que no haya ninguna muestra en la cámara donde se realizará el tratamiento térmico, luego se abre la cámara y se coloca la muestra sobre la canastilla de grafito que contiene el polvo de CdCl_2 de modo que la película sobre

el sustrato quede sobre el polvo de CdCl_2 se ajustan las dos placas (fuente y sustrato) para que quede fija la muestra entre ellas, se coloca el cilindro de cristal y la tapa con el medidor de presión para cerrar la cámara de depósito y se enciende el controlador principal del equipo, se enciende la bomba mecánica y se abre la válvula de la bomba completamente, luego se deja transcurrir un tiempo de 15 min para que descienda la presión al interior de la cámara y una vez pasado este tiempo se enciende el controlador de la fuente y el sustrato, mediante el botón "P" se selecciona la opción "run" y se cambia de "no" a "yes" con ayuda de las flechas, se verifica que la temperatura esté establecida en 200 °C y se gira la perilla que enciende el calentador de sustrato y fuente para que comience a incrementarse la temperatura en la cámara, una vez alcanzada la temperatura de 200 °C en ambas placas (sustrato y fuente) se cuenta un tiempo de 2 minutos para estabilizar la temperatura y pasado este, se aumenta la temperatura del sustrato hasta 380 °C y la temperatura de la fuente hasta la temperatura a la cual se quiera hacer el tratamiento térmico (380°C - 400 °C), alcanzada la temperatura en la fuente, que será a la cual se lleve a cabo la activación con CdCl_2 , se cuenta el tiempo de depósito según sea el deseado y una vez transcurrido este, se apagan ambos calefactores (fuente y sustrato) mediante el giro de la perilla a su posición inicial; posteriormente se debe esperar a que descienda la temperatura en la cámara para poder acceder a las muestras en el interior de esta, aproximadamente a una temperatura de 70 °C, llegada a dicha temperatura se cierra la válvula de la bomba mecánica y se apaga, después mediante la apertura de la abrazadera que soporta al medidor de presión, se ventea la cámara para igualar la presión de la misma con al de la atmósfera y poder abrir la cámara para extraer las muestras y resguardarlas en un contenedor hermético.

Limpieza de películas después del tratamiento de activación con CdCl_2

La limpieza de las películas después de realizado el tratamiento térmico, se realiza mediante una exposición a vapores de metanol grado HPLC de alta pureza 99.99%, con la ayuda de un vaso de precipitado en el cual pueda sostenerse el sustrato al

cual se le realizó la activación con CdCl_2 , se coloca un poco de metanol en el vaso y se coloca sobre una parrilla de calentamiento a temperatura en la que se genere vapor pero no haya ebullición muy intensa del alcohol, se deja por un tiempo de 5 minutos de exposición a los vapores de metanol y pasado este tiempo se debe secar la muestra con gas nitrógeno para eliminar residuos o impurezas en las películas, posteriormente se resguardan en un contenedor hermético.

6.4. Depósito de contactos de Cu- Au sobre las celdas

Para el depósito de contactos de Cu-Au se utiliza un equipo de sputtering de la marca "INTERCOVAMEX" modelo "TE12", que tiene dos cámaras para depósito, la cámara número 1 del equipo tiene un cañón para blanco de 1" de diámetro y la cámara número 2 tiene 2 cañones para blancos de 1 pulgada de diámetro, en la figura 6.4 se puede observar el equipo utilizado en este trabajo experimental.



Figura 6.4. Equipo de erosión catódica (sputtering), utilizado para el depósito de contactos.

Los blancos utilizados para el depósito de los contactos de Cu-Au son los siguientes:

1. Blanco de Cu de 99.99% de pureza, marca "Kurt J. Lesker Company" de 1 pulgada de diámetro y 0.125 pulgadas de espesor.
2. Blanco de Au de 99.99% de pureza, marca "Kurt J. Lesker Company" de 1 pulgada de diámetro y 0.125 pulgadas de espesor.

El procedimiento para el depósito de los contactos se describe a continuación:

Verificar que la válvula de venteo del equipo esté completamente cerrada y conectar el compresor de aire, después girar el interruptor principal del equipo, luego encender la bomba mecánica mediante su interruptor y se abre la válvula de la cámara número de 2 del equipo, y luego se debe esperar que la presión descienda a 7×10^{-2} Torr, llegada a esta presión se enciende la bomba turbomolecular para que siga descendiendo la presión hasta tener un valor de 1.4×10^{-3} Torr, cuando se logra esta presión se enciende el recirculador de agua (chiller), se abre la válvula del tanque de argón, se presiona el botón de control en el equipo, y se acciona el interruptor para la válvula de introducción de argón número 2, luego se debe regular el flujo de argón a la cámara mediante la perilla de introducción de argón a la cámara número 2, abriendo esta lentamente hasta que se alcance una presión de 2.7×10^{-1} Torr, alcanzada esta presión se procede a encender la fuente de poder número 1 correspondiente a Cu y después la radiofrecuencia de la fuente, se sube la potencia a 15 W y se verifica que haya plasma luminiscente dentro de la cámara y posteriormente se debe llevar la potencia hasta 20 W, en caso de que exista reflejo de potencia este debe ser ajustado a 0 W mediante las perillas "load" y "tune" correspondientes a la fuente con la que se esté trabajando, una vez que se tiene los 20 W de potencia se debe regular el flujo de argón cerrando lentamente la perilla de introducción de argón a la cámara número 2 para tener una presión en el intervalo de $(6-7) \times 10^{-3}$ Torr, una vez estable la presión en este intervalo, se abre el obturador número 3 correspondiente a Cu, y se deja transcurrir un tiempo de 3.5 minutos, una vez pasado este tiempo se cierra el obturador, después se enciende la fuente de

poder número 2 correspondiente a Au, y se enciende la radiofrecuencia, se eleva la potencia de la fuente a 15 W y después se verifica que haya plasma luminiscente correspondiente al blanco de Au dentro de la cámara, para bajar la potencia en la fuente de Cu a 0 W, apagar la radiofrecuencia de la fuente, y la fuente desde su interruptor principal, luego se eleva la potencia de la fuente de Au hasta 20 W, de la misma manera que en la fuente para Cu si hay reflejo de potencia debe regularse mediante las perillas “load” y “tune” para que este sea de 0W, cuando la potencia en 20 W sea estable se abre el obturador número 2 para Au y se espera un tiempo de entre 25 y 35 minutos según sea el espesor requerido para los contactos, una vez transcurrido este tiempo se cierra el obturador número 3 de Au, se disminuye la potencia de la fuente hasta 0 W y se apaga la radiofrecuencia, y posteriormente la fuente de su interruptor principal, se cierra completamente la perilla de introducción de argón a la cámara número 2 y se cierra la válvula de argón en el equipo, luego se cierra la válvula de la cámara número 2 y se apaga la bomba turbomolecular, también debe desconectarse el compresor y cerrar el tanque de argón, una vez que la bomba turbomolecular desacelera completamente llegando a 0 rpm, se apaga la bomba mecánica y después se apaga el equipo completamente desde su interruptor principal.

Las muestras una vez que terminan su proceso de depósito de contactos, deben ser sometidas a un proceso de difusión de Cu en las películas de CdTe, mediante el calefactor que se encuentra en el portasustratos de la cámara del equipo de sputtering, se enciende la bomba mecánica y se deja bajar la presión hasta 7×10^{-2} luego se enciende el control de temperatura y se espera a que se alcance una temperatura de 150 °C, cuando esta temperatura sea estable se deja transcurrir un tiempo de entre 7-20 min dependiendo del espesor de las películas que conformen a la celda solar, transcurrido el tiempo se deja enfriar a las muestras dentro de la cámara a una temperatura de aproximadamente 70 °C y después, para extraer las muestras de la cámara se debe abrir la válvula de venteo correspondiente a la cámara que se va a abrir y esperar a que se introduzca aire a la cámara y se iguale la presión exterior e interior de la cámara, una vez hecho esto se abre la cámara y

se extraen las muestras para resguardarlas en un contenedor hermético.

6.5 Evaluación de eficiencia de conversión en una celda solar

Una vez terminada la difusión de Cu en la celda solar de CdTe, se procede a realizar la evaluación de la eficiencia de conversión de potencia, primero se enciende el aire acondicionado para mantener la habitación a una temperatura ambiente de 25 °C y se realiza un precalentamiento de la lámpara marca Oriel Instruments, modelo LCS-100, que simula el espectro solar AM1.5G (1 kW/m²) por un lapso de 30 minutos, una vez pasado este tiempo, se puede comenzar a evaluar la eficiencia de las celdas, primero se coloca en la celda coordenadas a cada una de las filas y columnas para una identificación rápida del contacto a evaluar, se enciende la computadora, se enciende la fuente de potencia marca Keithley Instruments modelo 2450SourceMeter y se inicia el software KickStart, tanto la lámpara como la fuente de potencia se pueden ver en la figura 6.5, se configura el software para pasar corriente desde -1 V a 1V, con 200 pasos de medición en este intervalo, y se configura la gráfica I-V, para que sea mostrada en la pantalla de la computadora, hecho esto, se coloca el contacto negativo de la fuente en el contacto frontal de la celda que en este caso es la película de FTO, luego el contacto positivo se coloca sobre uno de los contactos posteriores que son los contactos de Cu-Au, los cuales fueron previamente identificados con coordenadas según la fila y columna que ocupan, (en la figura 6.6 se puede observar un diagrama de las coordenadas en las celdas), se enciende la lámpara y se da clic al botón de iniciar test en el software KickStart y se espera a que se cree la curva I-V en el equipo, una vez terminado el Test, se apaga la lámpara, y en la computadora se guardan los datos en un archivo “.csv”, para el posterior tratamiento de estos datos experimentales con la ayuda de otro software para gráficas, se realiza dicho procedimiento para cada uno de los 20 contactos que contiene cada celda o según la mascarilla utilizada para el depósito de estos contactos, al finalizar la obtención de datos experimentales se apaga la fuente de potencia, la lámpara de espectro solar AM1.5G y la computadora, posteriormente se realiza el tratamiento de los datos experimentales en el software

“Origin Pro”, mediante el cual se crea la curva J-V y se encuentra el punto de máxima potencia, el FF (factor de llenado) y el %PCE (eficiencia de conversión de potencia).

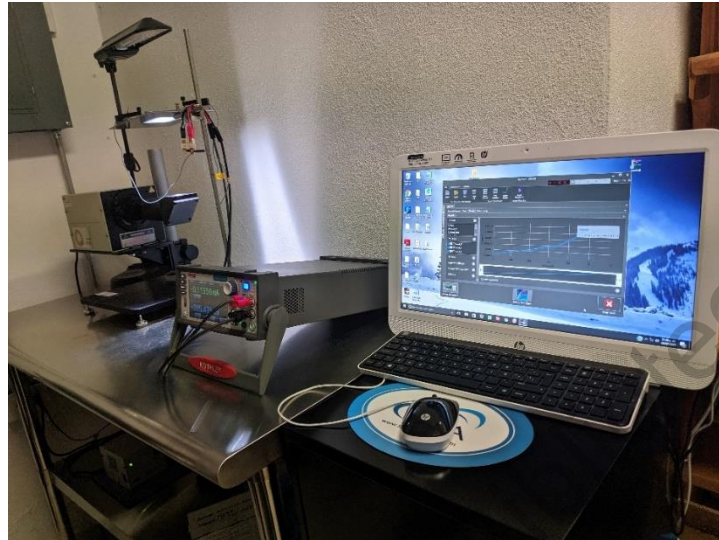


Figura 6.5. Simulador solar utilizado para caracterización de curva J-V, a la izquierda se encuentra la lámpara simuladora de luz solar, en el centro la fuente de potencia y a la derecha el ordenador con el software Kickstart.

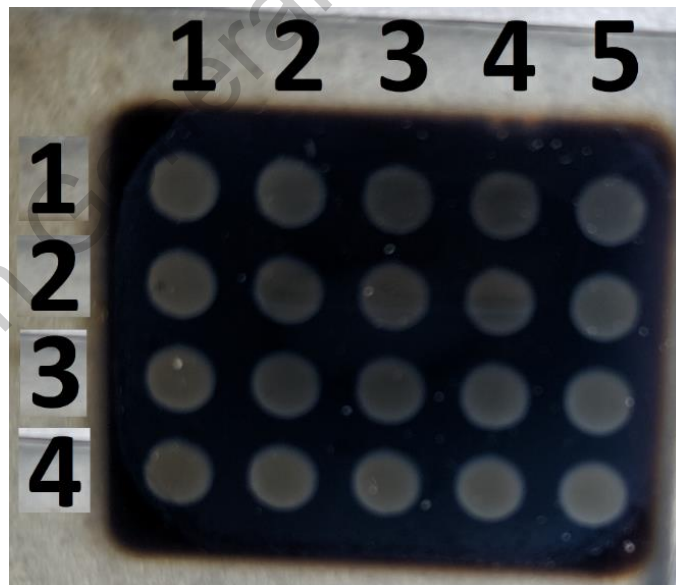


Figura 6.6. Codificación de contactos de Cu-Au para celdas de CdTe, en la parte superior las columnas del 1 al 5 de izquierda a derecha; en la parte izquierda de la imagen de arriba hacia abajo del 1 al 5 las filas.

7. Resultados

7.1 Perfilometría

La medición por perfilometría se llevó a cabo con un perfilómetro de la marca KLA Tencor modelo D-100 mediante el software Alpha Step Profiler, para la utilización de este equipo la muestra a la que se le realizó la medición debe tener un escalón físico, ya que de esta manera la diferencia de alturas entre el sustrato y la película de material se puede identificar más fácilmente. Las primeras mediciones se realizaron para películas de CdTe depositadas sobre un sustrato de vidrio comercial de 3 mm de espesor con una película de FTO, por un tiempo de 4.5 horas a 50 W de potencia, 10 sccm (centímetros cúbicos estándar por minuto) de flujo de Argón y a una temperatura de sustrato de 300 °C. Para la formación de un escalón físico en las muestras se utilizó un ataque químico utilizando una solución formada por 63 ml de agua desionizada, 13 ml de H₂SO₄ (ácido sulfúrico) concentrado y 10 ml de H₂O₂ (peróxido de hidrógeno) de 30 volúmenes.

Tabla 7-1. Mediciones de espesor por la técnica de perfilometría para películas de CdTe.

Muestra	Espesor 1 (nm)	Espesor 2 (nm)	Espesor 3 (nm)
CdTe-1-I	423.4	436.0	392.4
CdTe-1-II	407.7	454.7	372.3
CdTe-1-III	415.7	392.8	379.8
Promedio	415.6	427.8	381.5

En la tabla 7-1 se pueden observar los espesores obtenidos para las películas de CdTe. A los resultados obtenidos mediante perfilometría se restó el valor de la capa de SnO₂:F (óxido de estaño dopado con flúor) el cual es de aproximadamente 250 nm. El espesor promedio de las películas de CdTe fue **408.3 nm**.

Posteriormente se realizó la perfilometría para determinar el espesor de las películas de CdS, este depósito fue realizado sobre sustratos de vidrio común por

un tiempo de 70 minutos a una potencia de 25 W, 10 sccm y a una temperatura de sustrato de 300 °C. El escalón físico se realizó con ayuda de solución de HCl 1:1 y un hisopo para retirar la película de CdS del sustrato. En la tabla 7-2 se muestran los valores obtenidos para la muestra CdS-1-I, el espesor promedio para las películas de CdS fue **90 nm**.

Tabla 7-2. Medición de espesores mediante perfilometría para una película de CdS sobre vidrio común.

Muestra	Espesor 1 (nm)	Espesor 2 (nm)	Espesor 3 (nm)
CdS-1-I	87	84	100

Después de analizar la dificultad que implicaba realizar el escalón físico mediante ataque químico a las películas, se optó por probar otro método, el cual en principio facilitaría la medición de los espesores. Por tal motivo se probó colocando una cinta de carbono sobre el sustrato evitando que se generara depósito de material sobre esa parte, y generándose un escalón físico en el sustrato sin la necesidad de realizar algún otro procedimiento posterior al depósito de las películas. Se realizó un nuevo depósito de CdTe por erosión catódica, bajo las mismas condiciones de crecimiento, cubriendo el sustrato parcialmente, obteniéndose los resultados que se muestran en la tabla 7-3.

Tabla 7-3. Medición de espesores mediante perfilometría para películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica.

Muestra	Espesor 1 (nm)	Espesor 2 (nm)	Espesor 3 (nm)	Promedio (nm)
CdTe-3-VI	480	474	476	477
CdTe-3-VII	509	503	498	503
CdTe-3-VIII	476	466	478	473
Promedio (nm)				484

Se obtuvieron heteroestructuras semiconductoras de SnO₂/CdS donde las películas de SnO₂ y CdS se depositaron a 60 y 90 minutos, respectivamente. El depósito de SnO₂ se realizó a 50 W potencia, mientras que la película de CdS a 25 W. En ambos casos se utilizó un flujo de argón de 10 sccm y una temperatura de 300 °C. Se realizó el mismo procedimiento descrito anteriormente en el cual se añadió cinta al sustrato con el fin de evitar depósito en una parte del sustrato, los resultados de las mediciones de espesor para esta heteroestructura se pueden observar en la tabla 7-4.

Tabla 7-4. Resultados para la medición de espesores de la heteroestructura SnO₂/CdS depositadas mediante erosión catódica.

Muestra	Espesor 1 (nm)	Espesor 2 (nm)	Espesor 3 (nm)	Promedio (nm)
CdS-3-VI	120	124	110	118
CdS-3-VII	113	117	124	118
CdS-3-VIII	108	109	106	108
Promedio (nm)				114

Con la finalidad de estimar el espesor de las películas de CdS, se realizó un depósito de CdS bajo las mismas condiciones, pero sobre un sustrato de vidrio comercial con película conductora de FTO. Las mediciones de espesor obtenidas se muestran a continuación en la tabla 7-5.

Tabla 7-5. Resultados para la medición de espesores de películas de CdS depositadas mediante erosión catódica.

Muestra	Espesor 1 (nm)	Espesor 2 (nm)	Espesor 3 (nm)	Promedio (nm)
CdS-4-IV	77	71	69	72
CdS-4-V	69	80	75	75
Promedio (nm)				74

Esta medición fue complicada ya que, al ser un espesor cercano a los 70 nm, se

encuentra en los límites de precisión del equipo, por tal razón solo se realizó el procedimiento a dos muestras. Una vez obtenidas ambas mediciones se determinaron los promedios para las tres películas que conforman a la celda solar de heteroestructura: SnO₂/CdS/CdTe, las condiciones utilizadas para los depósitos y los espesores promedios se enlistan en la tabla 7-6.

Tabla 7-6. Espesores promedio y condiciones de depósito para las películas de la heteroestructura SnO₂/CdS/CdTe.

Material	Tiempo de depósito (h)	Potencia (W)	Flujo de argón (sccm)	Temperatura de sustrato (°C)	Espesor promedio (nm)
SnO ₂	1	50	10	300	40
CdS	1.5	25	10	300	74
CdTe	4.5	50	10	300	484

7. 2 Espectroscopia Raman

Las películas de CdTe analizadas mediante espectroscopia Raman, fueron películas delgadas depositadas mediante erosión catódica por radiofrecuencia por un tiempo de 4 horas y media, con una potencia de 50 W, 10 sccm de flujo de argón y 300 °C de temperatura de sustrato. Posteriormente al depósito, se les realizó un tratamiento térmico de activación en vapores de CdCl₂ a distintas temperaturas: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C.

En la figura 7-1 se muestran los espectros Raman de las películas de CdTe obtenidas por erosión catódica a RF a diferentes temperaturas de tratamiento térmico en vapores de CdCl₂: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C.

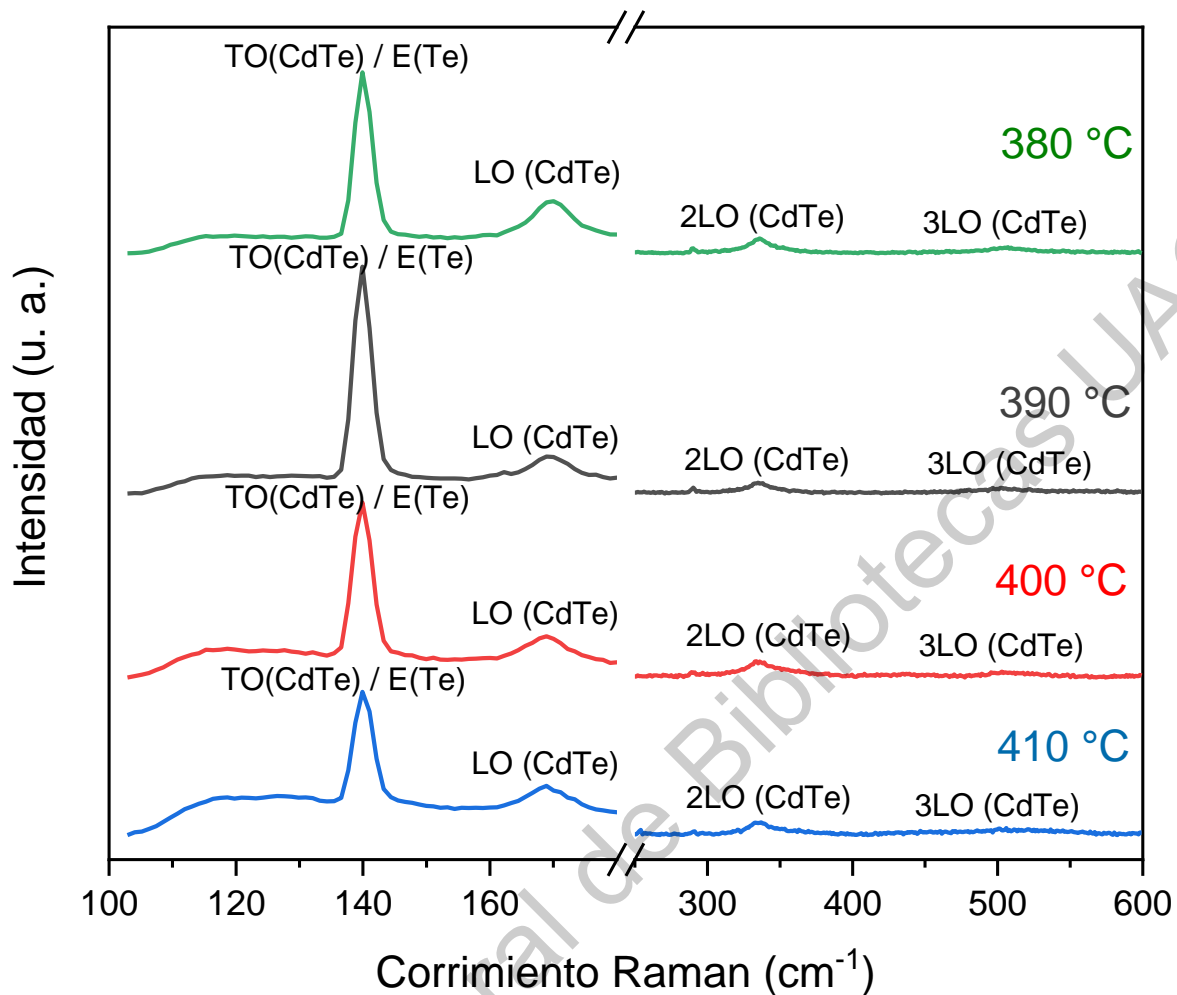


Figura 7.1. Espectro Raman para películas de CdTe con tratamiento térmico en CdCl_2 a distintas temperaturas: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C.

Los espectros Raman de las películas de CdTe muestran una banda a 140 cm^{-1} la cual corresponde al modo transversal óptico del CdTe y/o Telurio elemental. Para un valor aproximado de 168 cm^{-1} encontramos el primer modo vibracional longitudinal óptico (LO) correspondiente a CdTe, y posteriormente se muestran sus armónicos; segundo (2LO) y tercero (3LO) longitudinales ópticos a 336 y 504 cm^{-1} , la presencia de dichos modos nos indica que la película tiene una alta cristalinidad al identificarse fácilmente estos armónicos [48][49][50].

En la figura 7.2 se presenta el espectro Raman de una muestra de CdS obtenida por erosión catódica a RF. Se puede observar el primer modo vibracional

longitudinal óptico (LO) asociado al CdS a un valor de 300 cm^{-1} y posteriormente se puede observar el segundo armónico (2LO) a 600 cm^{-1} , observar el segundo modo indica una buena cristalinidad de la película de CdS [51][52][53].

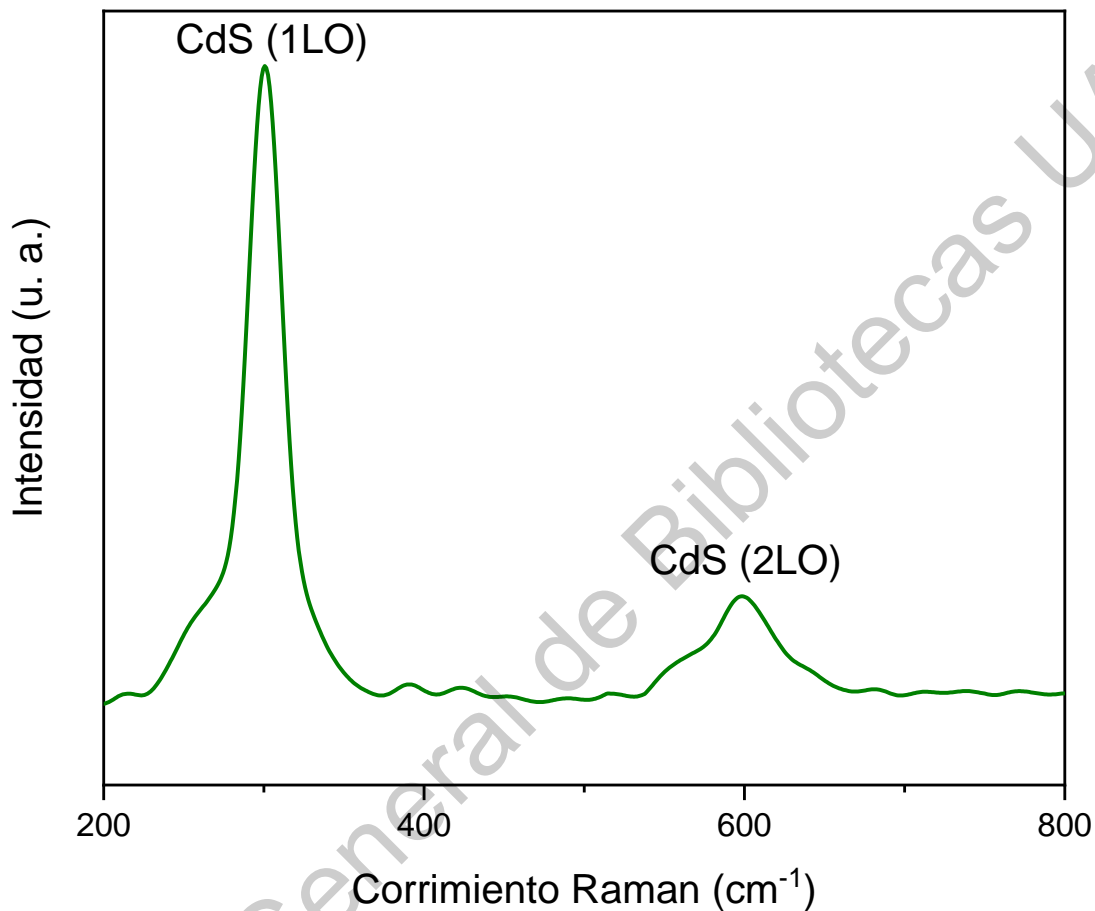


Figura 7.2. Espectro Raman para una película de CdS depositada mediante erosión catódica por un tiempo de 90 minutos.

7. 3 Difracción de Rayos X (XRD)

En la figura 7.3 se muestran los patrones de difracción de rayos X obtenidos para las películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica con un tratamiento térmico de activación en CdCl₂ a distintas temperaturas: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C.

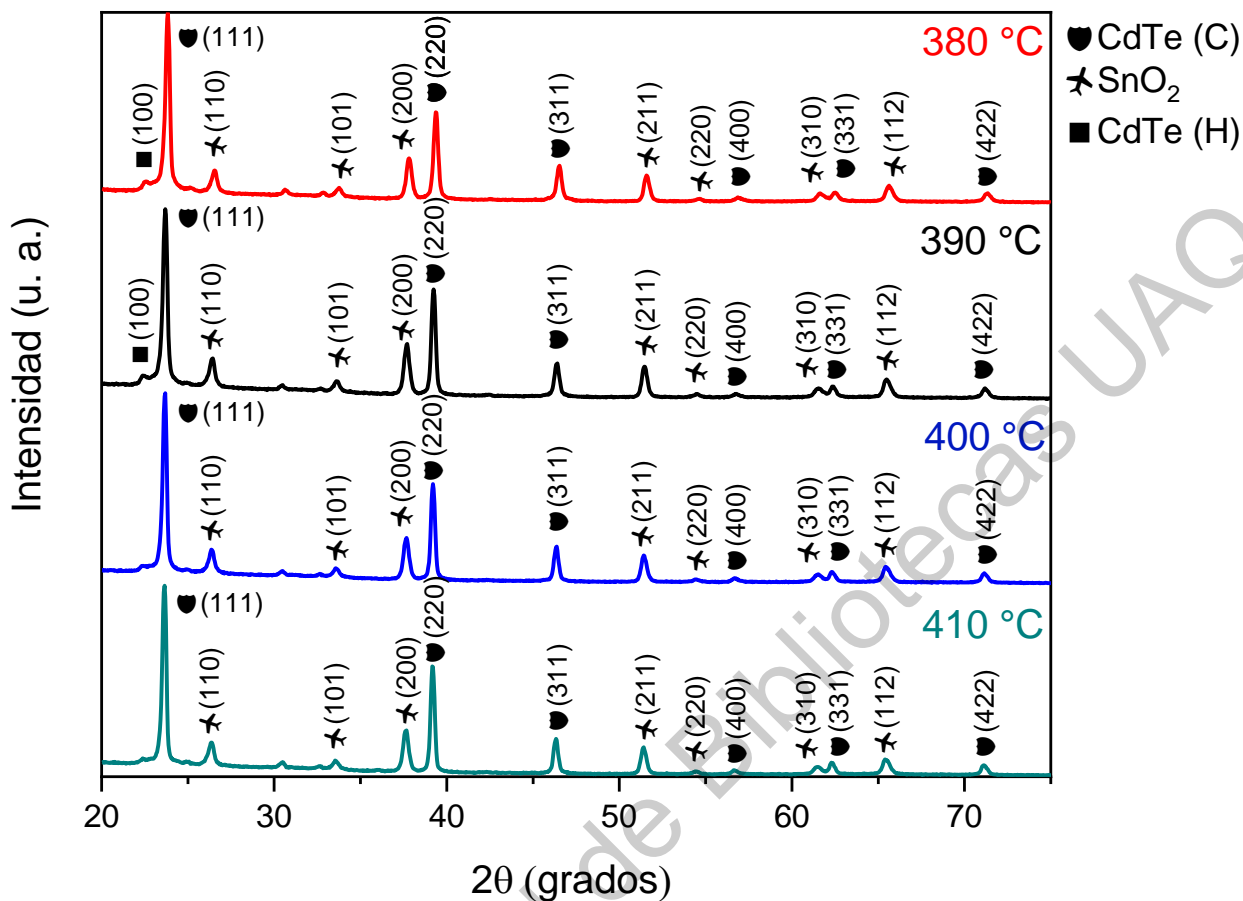


Figura 7.3. Difractograma para películas de CdTe depositadas sobre vidrio con FTO; con distintas temperaturas para tratamiento térmico con CdCl₂.

En los difractogramas de la figura 7.3 se pueden observar que las películas de CdTe con tratamiento térmico de activación de CdCl₂ a 380 °C y 390 °C ~~que~~ existe CdTe en su fase hexagonal (H) en la orientación (100), ya que se presenta un pico a 22.42°, la identificación de esta fase se realizó con la ayuda de la carta de difracción de polvos **PDF#19-0193**; y conforme se aumenta la temperatura de tratamiento térmico esta fase disminuye hasta prácticamente desaparecer, como es el caso de las películas de CdTe tratadas a 400 °C y 410 °C. El resto de los picos corresponden a la fase cúbica del CdTe o al SnO₂ del sustrato.

Para la fase cúbica centrada en las caras para CdTe (C) [54] corresponde a la carta de difracción de polvos **PDF#15-0770**, se realizó la identificación de los planos de

difracción que se observan en la tabla 7-7. Como se puede observar existen ligeros corrimientos, los cuales pueden atribuirse a defectos en el material.

Tabla 7-7. Planos de difracción para películas de CdTe (C) (cúbico), a distintas temperaturas de tratamiento de activación con CdCl₂.

CdTe cúbico (C) Temperatura de activación	Planos de difracción					
	(111)	(220)	(311)	(400)	(331)	(422)
380 °C	23.84°	39.36°	46.52°	56.85°	62.52°	71.24°
390 °C	23.68°	39.24°	46.41°	56.81°	62.40°	71.18°
400 °C	23.68°	39.20°	46.37°	56.77°	62.32°	71.14°
410 °C	23.64°	39.16°	46.33°	56.65°	62.28°	71.10°

7.4. Espectroscopia UV-VIS

Se realizaron mediciones de transmitancia a las películas obtenidas de CdS y CdTe para realizar el cálculo de los anchos de banda prohibida de dichos materiales mediante el modelo de bandas parabólicas de Tauc [55][56].

En la figura 7.4 se puede observar los espectros de transmitancia de las celdas solares con tratamiento de activación a diferente temperatura. El borde de absorción característico para el CdTe, el cual corresponde a una energía aproximada de 1.5 eV que equivale a una longitud de onda de 828 nm, su región de absorción es en el infrarrojo cercano y los espectros de las nueve películas de CdTe muestran dicho borde de absorción aproximadamente a esa longitud de onda.

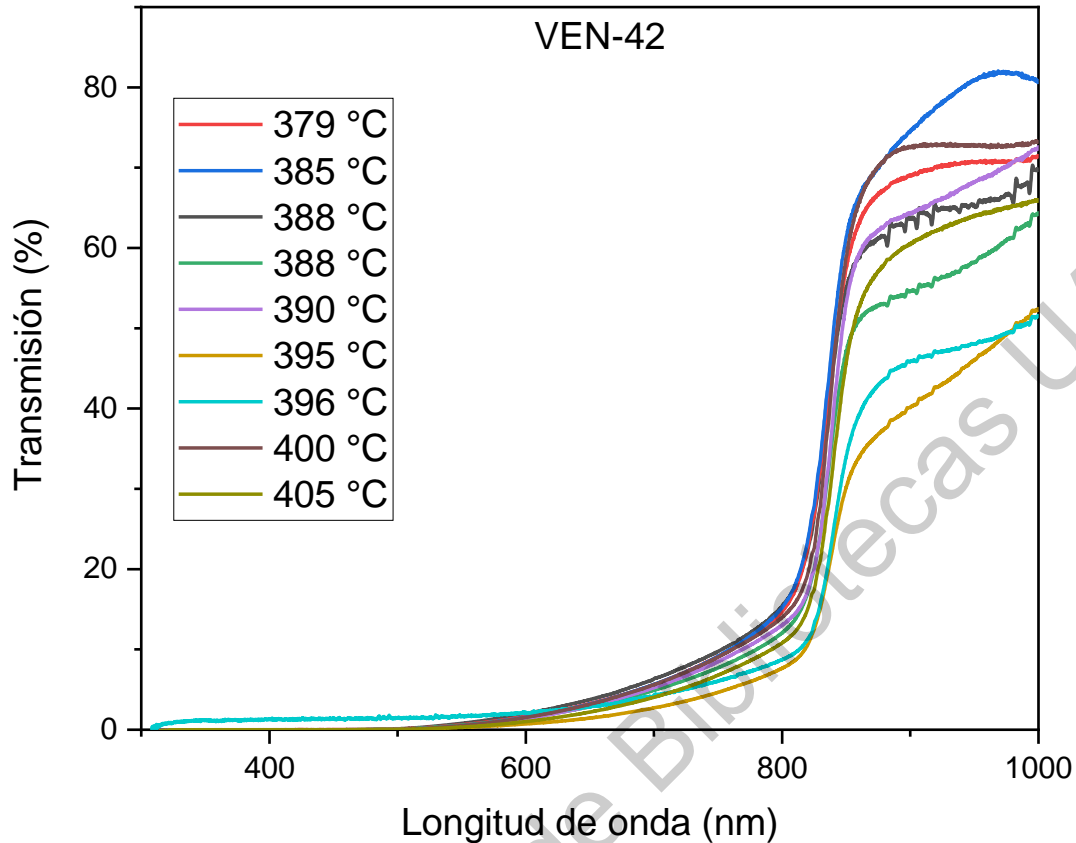


Figura 7.4. Espectro comparativo obtenido mediante caracterización UV-Vis, para las muestras VEN-42-XX a distinta temperatura de tratamiento de activación con CdCl_2 .

Posteriormente se realizó la medición de espectroscopia UV-Vis a películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica sobre sustratos de vidrio con película conductora de FTO, el espectro obtenido para 5 muestras de las cuales 4 recibieron tratamiento de activación con CdCl_2 a 4 diferentes temperaturas: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C, y la muestra restante no recibió tratamiento alguno. En la figura 7.5 se presentan los espectros obtenidos para estas muestras, se observa el borde de absorción para las cuatro películas que recibieron tratamiento de activación tienen un borde de absorción cercano al esperado para el CdTe, en el infrarrojo cercano, y para la película que no recibió tratamiento hay un ligero corrimiento del borde de absorción hacia el azul [1][26].

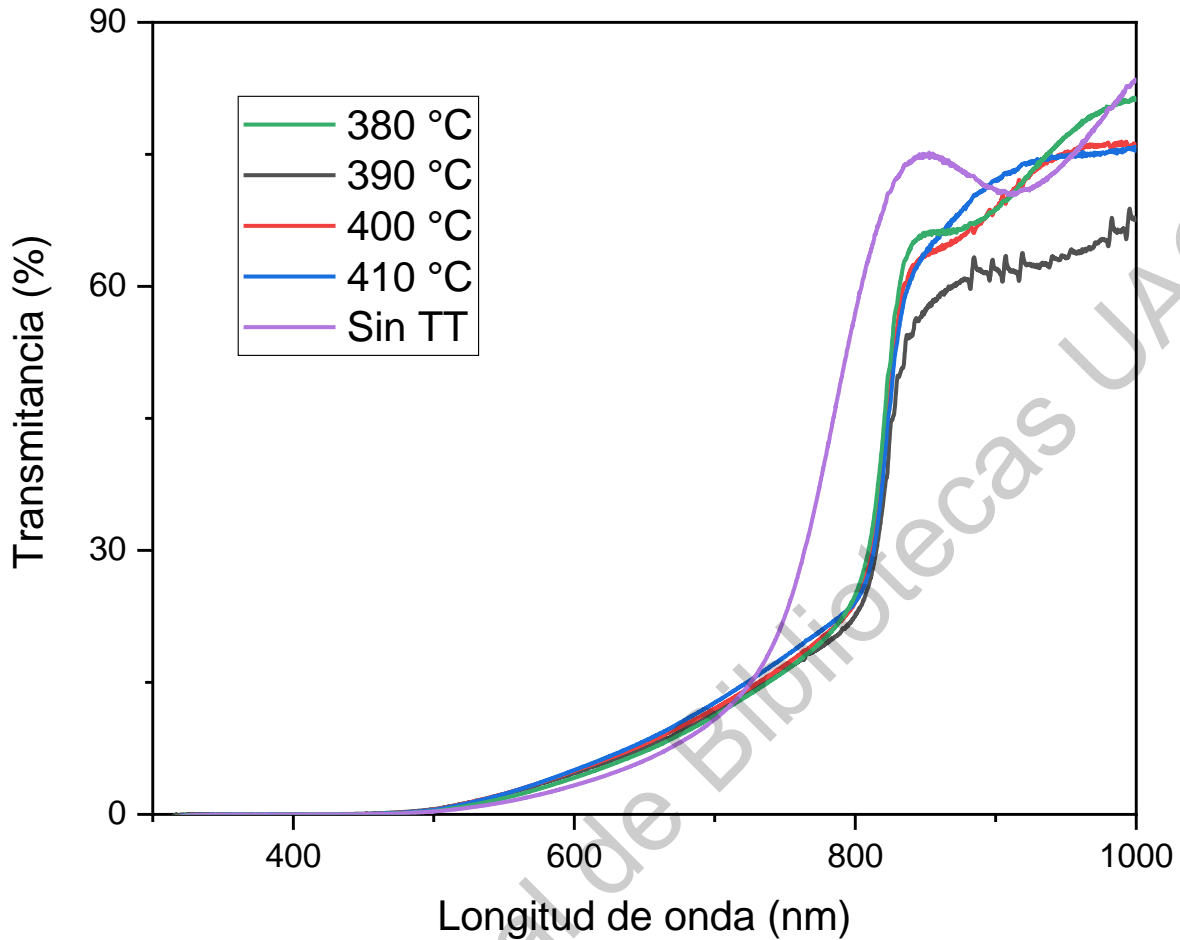


Figura 7.5. Espectro de transmisión para películas de CdTe con distintas temperaturas de activación mediante CdCl_2 y una película sin dicho tratamiento.

Con los espectros obtenidos para estas películas de CdTe y las mediciones de espesor mediante perfilometría se puede realizar la estimación del ancho de banda prohibida, dicha estimación se realizó mediante el modelo de bandas parabólicas de Tauc [56][55]. En las figuras 7.6 y 7.7 se muestran las gráficas de estimación del valor del ancho de banda prohibida mediante el modelo de Tauc [57][58]. Se observa claramente la diferencia entre las películas con tratamiento de activación a distintas temperaturas y la película sin tratamiento alguno, hay un corrimiento del borde de absorción y por tanto un ancho de banda distinto, de esta manera las películas con tratamiento térmico muestran un ancho de banda óptimo para acoplarse al espectro AM1.5G, con valores de 1.49-1.50 eV, esto beneficiaría a la

eficiencia final del dispositivo al poder absorber fotones con mayor facilidad [1]. Para la película de CdTe sin tratamiento de activación el valor de la banda prohibida fue 1.56 eV. Lo cual muestra claramente que el tratamiento térmico en CdCl₂ mejora el proceso de absorción de las películas CdTe.

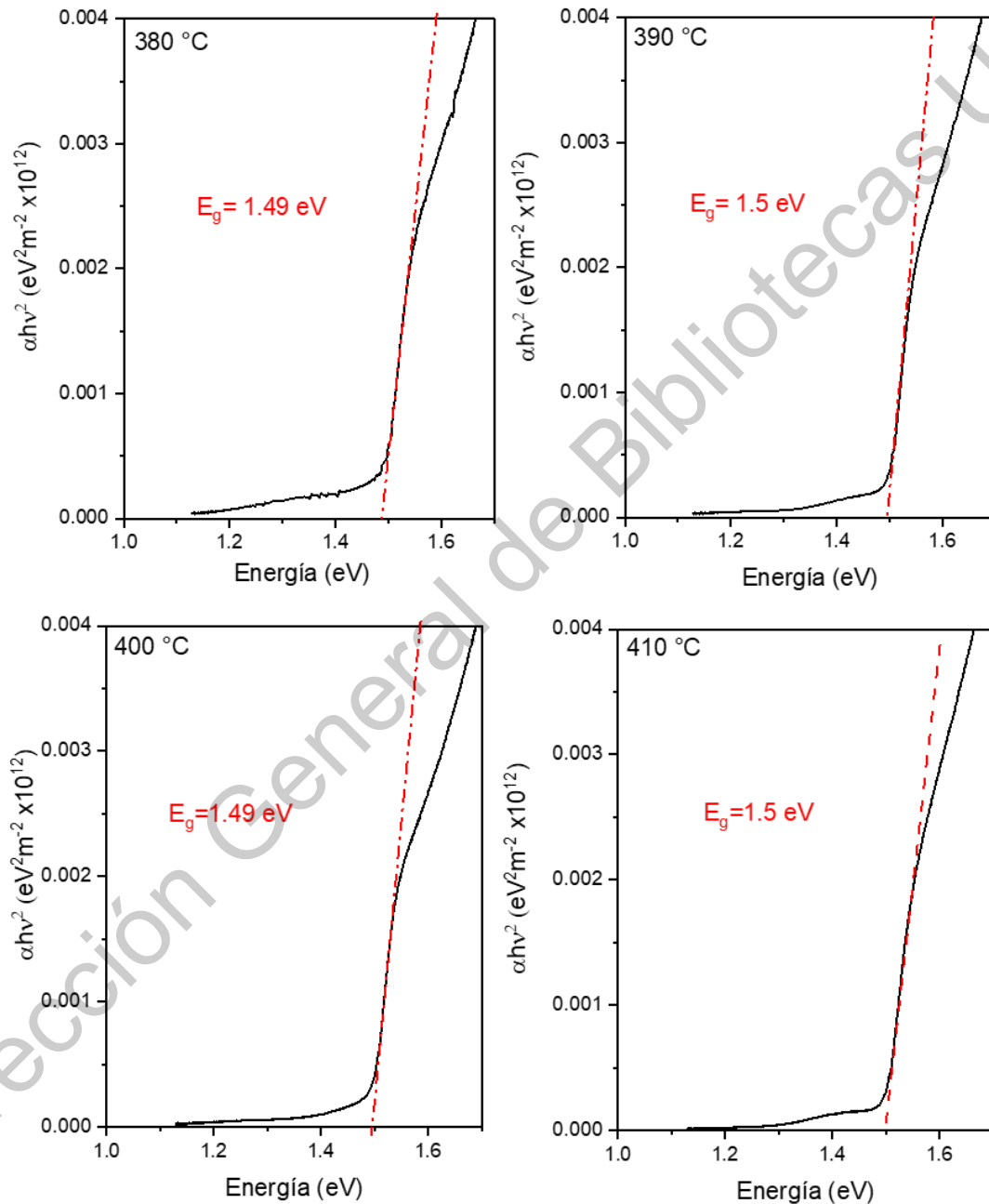


Figura 7.6. Estimación de ancho de banda prohibida para películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica con tratamiento de activación a distintas temperaturas.

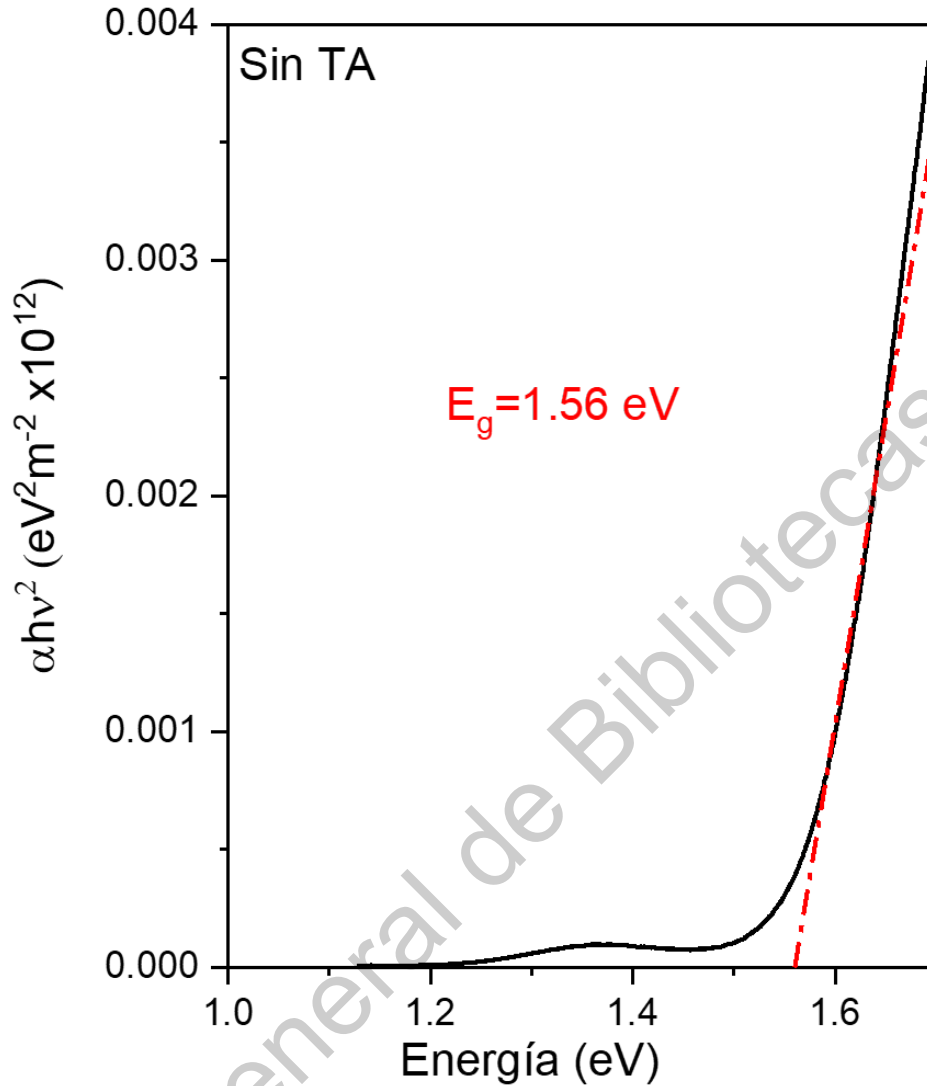


Figura 7.7. Estimación de ancho de banda prohibida para película de CdTe depositada mediante erosión catódica sin tratamiento de activación.

Los espectros de transmitancia obtenidos para las películas de CdS depositadas erosión catódica se pueden observar en la figura 7.8.

Se observan varios bordes de absorción, pero mediante literatura [59][60], identificamos el borde de absorción característico del CdS, el cual se encuentra en 517.5 nm aproximadamente. Además, mediante el modelo de bandas parabólicas de Tauc se realizó la estimación del ancho de banda prohibida para el material

[55][56], dicha estimación se puede observar en la figura 7.9. El valor de la banda prohibida para la película de CdS fue de 2.25 eV.

Una vez identificada la transmitancia que tienen tanto las películas depositadas, como el dispositivo final, se puede verificar que estos valores para CdTe de 80-90% y para CdS de alrededor de 90-95% de transmitancia, son óptimos para el paso de la luz en el dispositivo, lo que permite que las celdas obtenidas puedan utilizarse como ventanas fotovoltaicas.

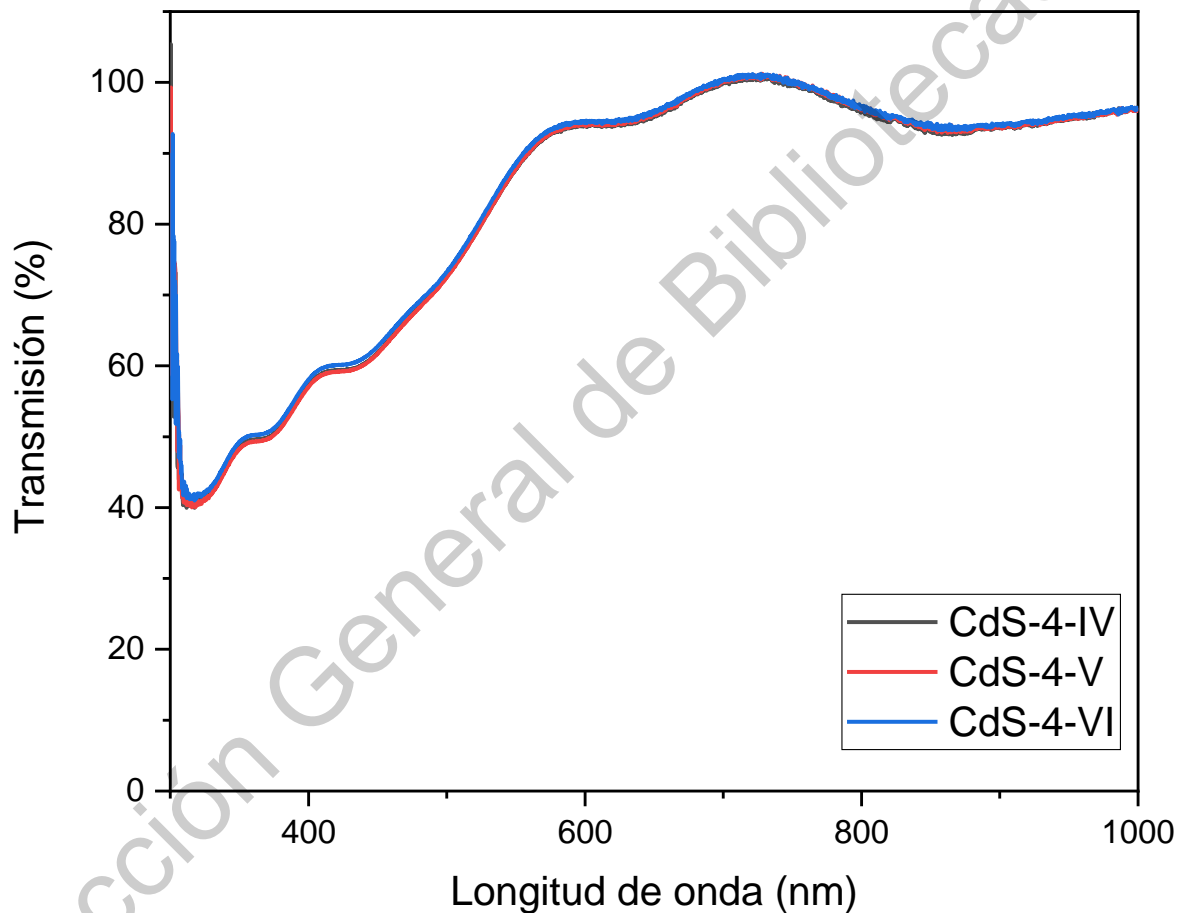


Figura 7.8. Espectro de transmisión obtenido mediante caracterización UV-Vis para películas de CdS depositada mediante erosión catódica.

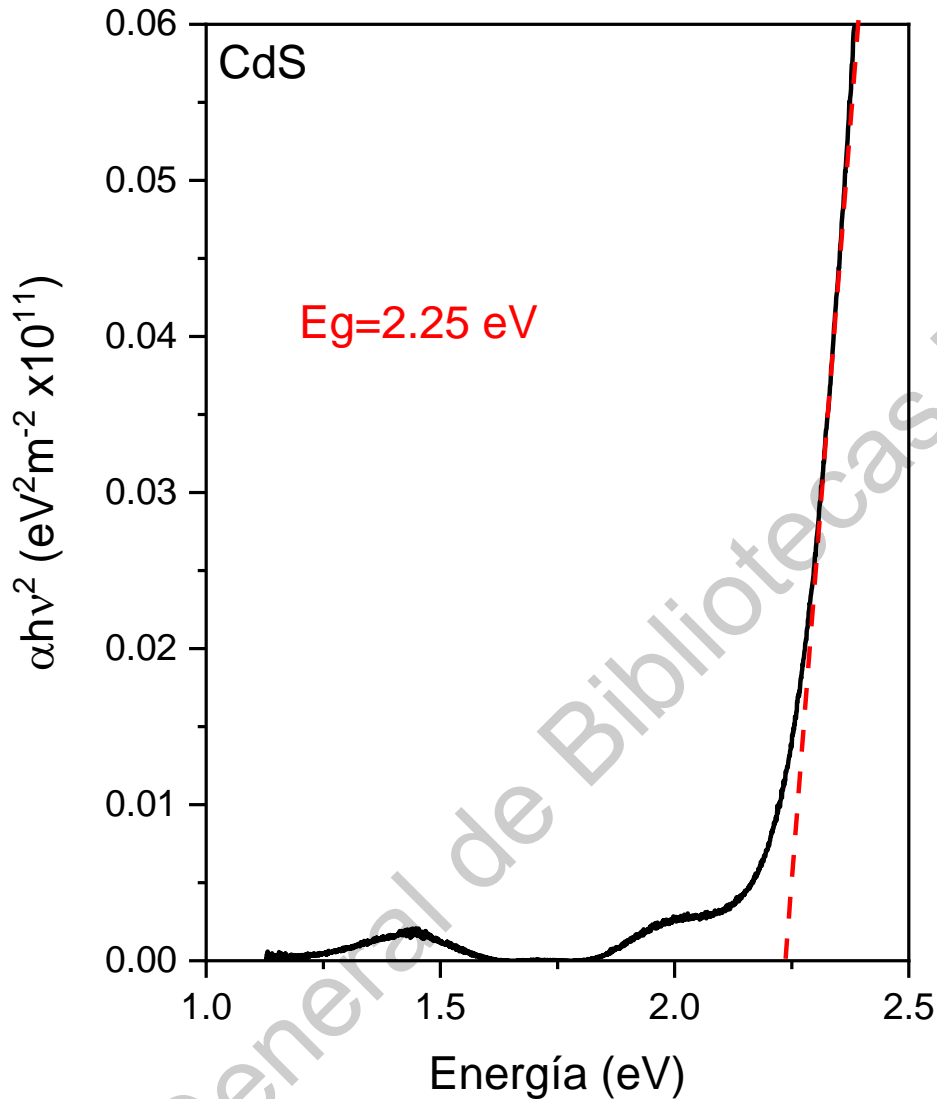


Figura 7.9. Estimación de ancho de banda prohibida para película de CdS depositada mediante erosión catódica, utilizando el modelo de bandas parabólicas de Tauc.

7.5. Espectrometría de dispersión de energía de Rayos X (EDS)

El análisis por espectrometría de dispersión de energía de rayos X (EDS), nos sirve para tener una relación cuantitativa de los componentes del material a estudiar y de su composición, se realizó dicho análisis sobre una película de CdTe depositado mediante erosión catódica a radiofrecuencia, el espectro de dicho análisis se muestra en la figura 7.10.

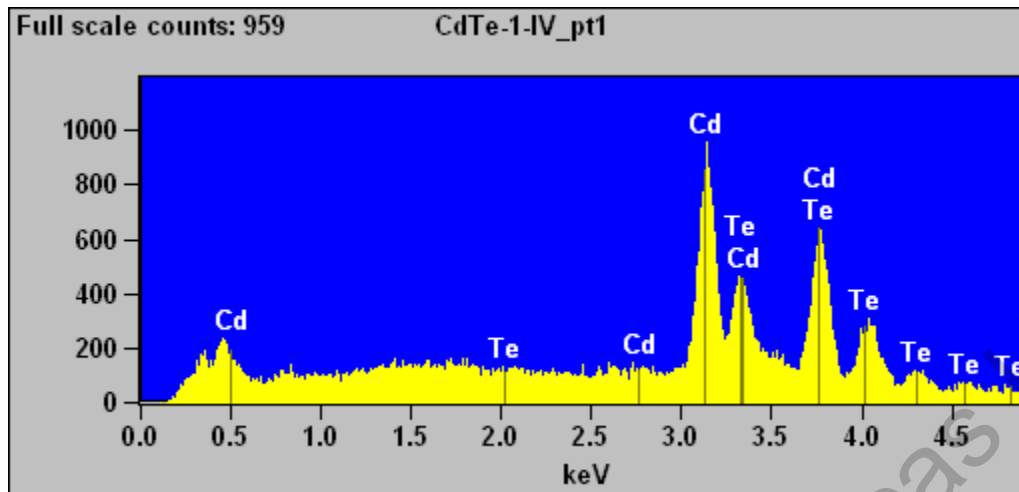


Figura 7.10. Gráfico obtenido mediante análisis de EDS para películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica.

En la tabla 7-8 se observan los resultados de composición atómica obtenidos a partir del análisis de espectrometría de dispersión de energía de rayos X (EDS), dicho análisis sugiere el tipo de semiconductividad que presenta la película de CdTe, la cual corresponde al tipo-p al contener mayor proporción de Te en su red cristalina [5]. La relación que existe entre Te con respecto a Cd es de 1.10, teniendo una relación no estequiométrica, esto debido a la naturaleza del depósito de este material mediante erosión catódica [35].

Tabla 7-8. Resultados de análisis para películas de CdTe, mediante EDS. Razón de Te:Cd = 1.10

Elemento	% Atómico	% Error atómico
Cd	47.53	±1.20
Te	52.47	±1.69
Total	100.00	

Posteriormente se realizó el análisis a una película de CdS, depositada sobre vidrio con película conductora de FTO, en la figura 7.11 se puede apreciar el gráfico que generó el análisis de EDS.

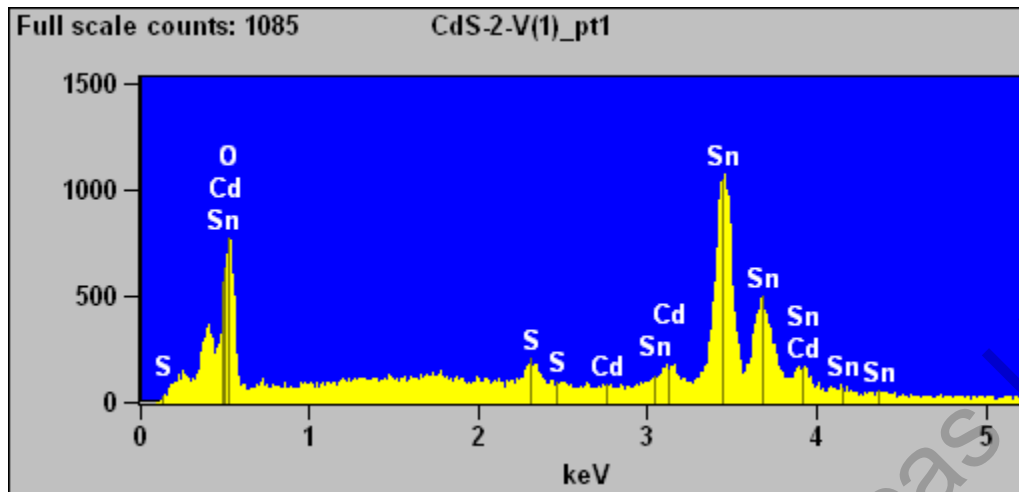


Figura 7.11. Gráfico obtenido mediante análisis de EDS para películas de CdS depositadas mediante erosión catódica.

En la tabla 7-9 se observan los resultados de composición atómica obtenidos del análisis EDS, dicho análisis sugiere el tipo de semiconductividad que presenta la película de CdS, la cual corresponde al tipo-n al contener mayor proporción de Cd en su red cristalina [5][61]. La relación existente entre Cd con relación a S es de 1.13, por tanto las películas de CdS no son estequiométricas debido al tipo de técnica (erosión catódica) que se utilizó para el depósito del material [35].

Tabla 7-9. Resultados de análisis para películas de CdS, mediante EDS. Razón Cd:S = 1.13.

Elemento	% Atómico	% Error atómico
O	56.00	±0.98
S	2.68	±0.31
Cd	3.02	±0.46
Sn	38.29	±0.85
Total	100.00	

7.6. Microscopía electrónica de barrido (SEM)

Mediante la microscopía electrónica de barrido se busca observar la morfología de la superficie de las películas de CdTe, en la figura 7.12 se pueden observar las

diferencias entre las morfologías de dos películas de CdTe, mediante erosión catódica a radiofrecuencia, una muestra sin ningún tratamiento posterior al depósito y otra con un tratamiento de activación expuesta a vapores de CdCl₂ a 397 °C. Se puede observar que la película que no tiene tratamiento térmico presenta una superficie muy irregular con tamaños de grano entre 50-100 nm de diámetro, mientras que en la película a la cual se le realizó el tratamiento de activación con CdCl₂ se tiene una pasivación en la frontera de grano, además que el tamaño de grano aumentó teniéndose en promedio granos de aproximadamente 300-400 nm de diámetro y la superficie se muestra menos irregular que en la película que no tienen tratamiento alguno.

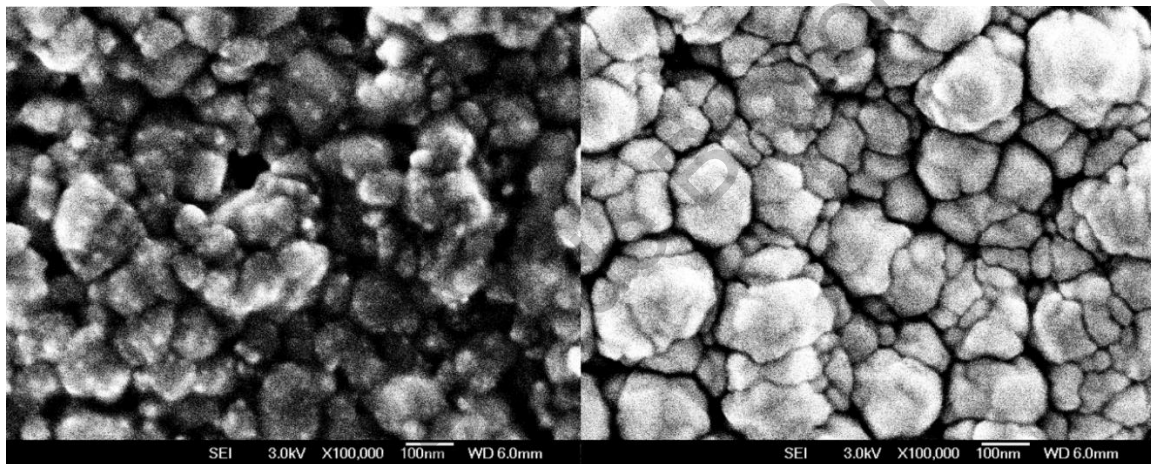


Figura 7.12. A la izquierda: Película de CdTe depositada mediante erosión catódica sin tratamiento térmico; a la derecha: Película de CdTe, mediante erosión catódica con tratamiento térmico con CdCl₂ por un minuto a 395 °C mediante CSS.

En la figura 7.13 podemos observar 4 películas de CdTe depositadas mediante erosión catódica, estas cuatro muestras se sometieron a tratamiento de activación en vapores de CdCl₂ a diferentes temperaturas: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C. Para las películas con tratamiento a 380 °C se tienen tamaños de grano entre 80-100 nm, para las películas a 410 °C, los tamaños de grano van de 300-450 nm, con muchas irregularidades en la superficie, mientras que para 390 °C y 400 °C se tiene superficies más uniformes, con tamaños de grano entre 300-400 nm, el aumento del tamaño de grano en estas películas es debido al efecto que tiene el tratamiento

de activación con CdCl_2 [33][42]. Analizando los resultados obtenidos, se observa que las películas de 390 °C y 400 °C tuvieron los mejores resultados en cuanto a tamaño de grano y uniformidad de las películas obtenidas después del tratamiento de activación con CdCl_2 .

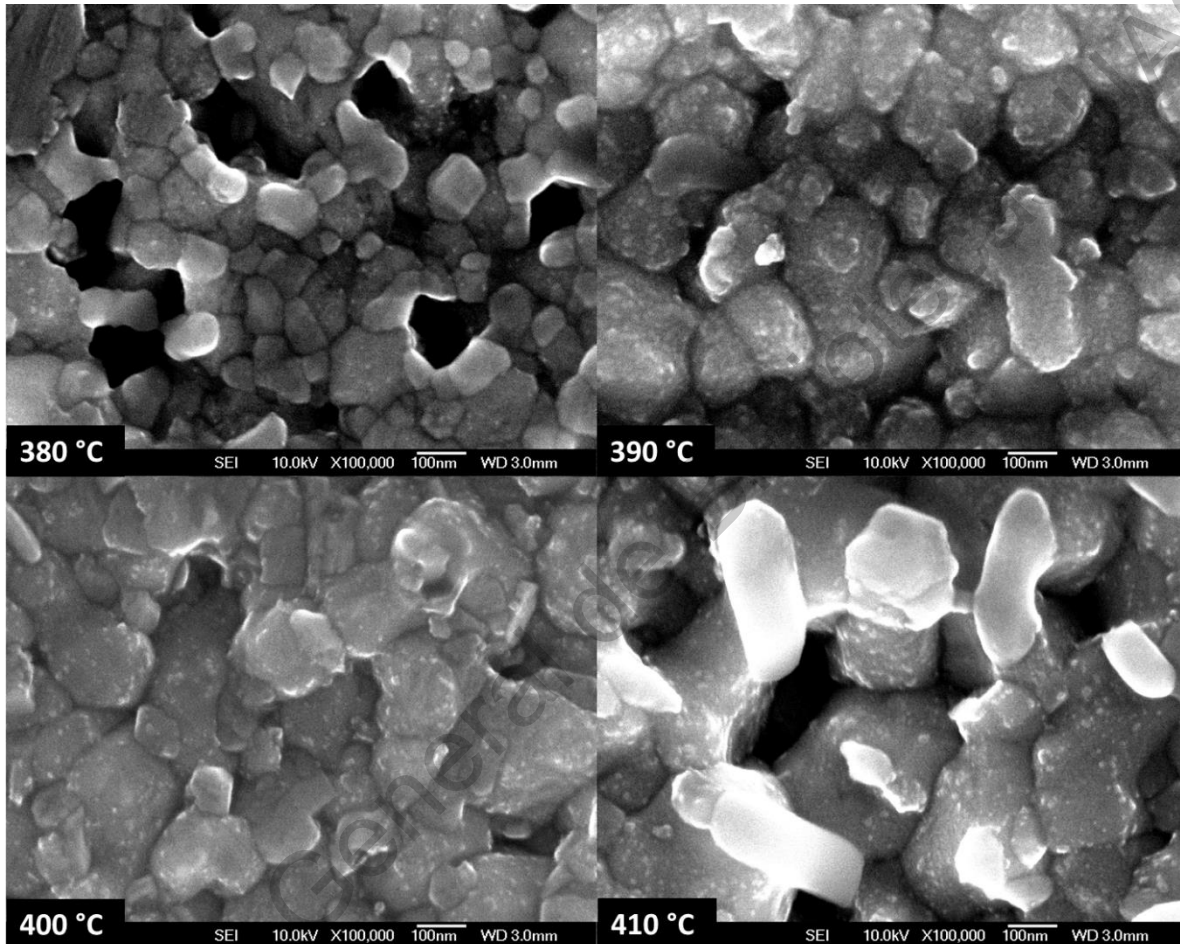


Figura 7.13. 4 películas de CdTe con tratamiento de activación de CdCl_2 en CSS por un tiempo de un minuto a 4 distintas temperaturas: 380 °C, 390 °C, 400 °C y 410 °C.

7.7 Curvas J-V

La caracterización de los dispositivos fotovoltaicos se realizó mediante el uso de un simulador solar, el cual se compone por una fuente de potencia marca Keithley Instruments, modelo 2450 SourceMeter y una lámpara que funciona como simulador del espectro solar AM1.5G marca Oriel Instruments y modelo LCS-100.

Se realizó una medición en 10 puntos aleatorios del dispositivo y se generó una curva de densidad de corriente en función del voltaje (J-V). El área de contacto fue de $7.06 \times 10^{-6} \text{ m}^2$. Las muestras analizadas fueron depositadas mediante erosión catódica de radiofrecuencia con tiempos de depósito variables para los distintos materiales y manteniendo fijos los parámetros de depósito observados en la tabla 7-10, posteriormente al depósito se realizó el tratamiento térmico de activación con vapores de CdCl_2 , en un equipo de sublimación en espacio cerrado (CSS), a una temperatura variable, después se limpió la celda mediante una exposición directa a vapores de metanol por 5 minutos, y para el depósito de contactos de Cu-Au se varió el tiempo de depósito, mostrándose en la tabla 7-11 las condiciones de depósito fijas para estos contactos.

Tabla 7-10. Condiciones de depósito de películas para dispositivos fotovoltaicos de película delgada.

Material	Potencia (W)	Flujo de Argón (sccm)	Temperatura de sustrato (°C)	Tiempo tratamiento con CdCl_2 (min)
SnO_2	50	10	300	1
CdS	25	10	300	1
CdTe	25	10	300	1

Tabla 7-11. Condiciones de depósito para contactos de Cu-Au para dispositivos de película delgada.

Material	Potencia (W)	Presión (Torr)	Tiempo de difusión (min)	Temperatura de difusión (°C)
Cu	20	6.6×10^{-3}	20	150 °C
Au	20	6.6×10^{-3}		

Para la muestra VEN-42-I los tiempos de depósito para los materiales tanto del dispositivo como de los contactos se observan en la tabla 7-12, además el tratamiento térmico de activación con CdCl_2 fue a una temperatura de 390 °C.

Tabla 7-12. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO₂, y contactos de Cu-Au para muestra VEN-42-I.

Material	Tiempo de depósito (hr:min:seg)
SnO ₂	1:00:00
CdS	1:10:00
CdTe	4:30:00
Cu	03:20
Au	35:00

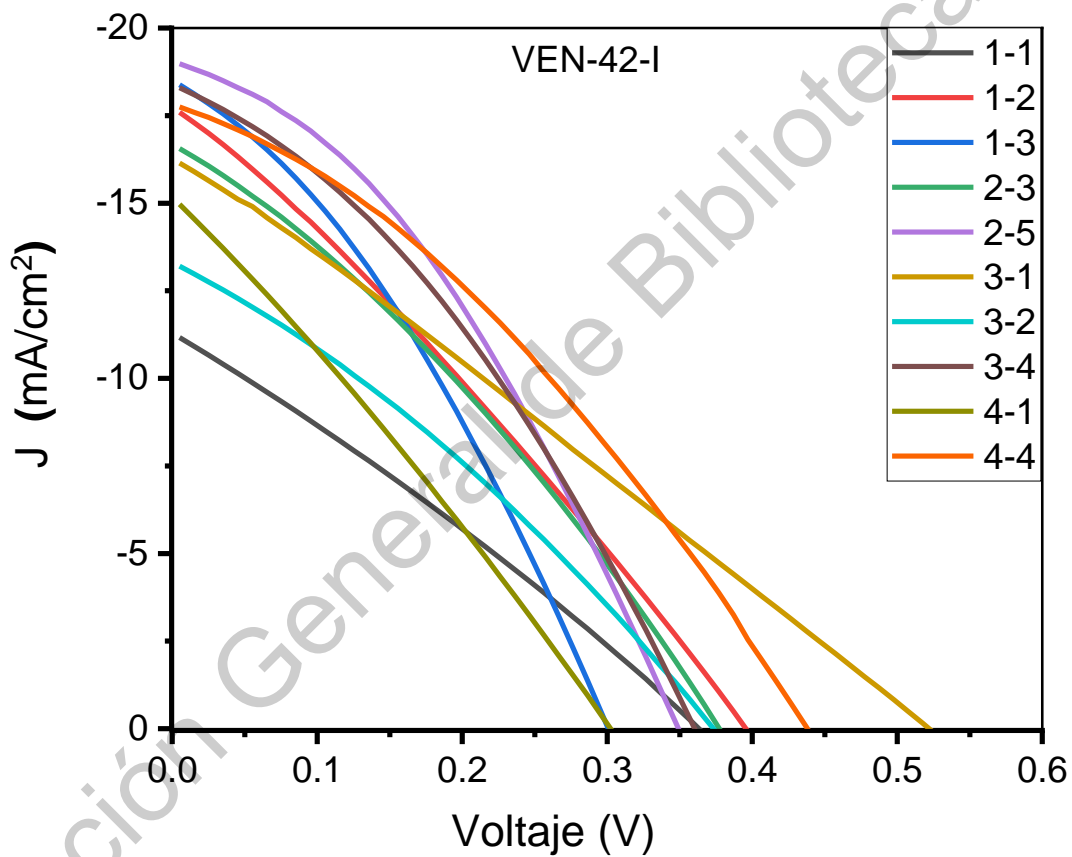


Figura 7.14. Curva J-V para la muestra VEN-42-I.

En la figura 7.14 podemos observar la curva J-V obtenida a partir de las mediciones realizadas en el simulador solar, dichos datos se procesan para obtener la densidad de corriente dividiendo la corriente que se obtiene del equipo entre el área de contacto que se está utilizando, a partir de esta gráfica se obtienen los valores de

V_{oc} y J_{sc} para los distintos contactos evaluados, con estos valores mediante los cálculos correspondientes se obtiene la eficiencia de conversión (%PCE) y el factor de llenado (FF), dichos valores se muestran en la tabla 7-13.

Tabla 7-13. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-42-I

VEN-42-I				
Contacto	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm²)	% PCE (%)	FF (u.a.)
1-1	0.36	-11.25	1.14%	0.28
1-2	0.39	-17.74	1.98%	0.29
1-3	0.3	-18.46	1.86%	0.33
2-3	0.38	-16.70	1.95%	0.31
2-5	0.35	-19.02	2.42%	0.36
3-1	0.53	-15.14	2.22%	0.28
3-2	0.37	-13.24	1.52%	0.31
3-4	0.36	-18.39	2.29%	0.35
4-1	0.3	-15.00	1.25%	0.28
4-4	0.44	-17.70	2.63%	0.34
Promedio	0.378	-16.26	1.93%	-

La mayor eficiencia obtenida para este dispositivo (VEN-42-I) fue de 2.42%, con un factor de llenado de 0.36, un V_{oc} de 0.35 V, y una J_{sc} de 16.70 mA/cm², el voltaje de circuito abierto (V_{oc}) al no ser el óptimo para estas celdas, puede deberse a varios factores, uno de ellos, como se muestra en la gráfica, son las resistencias en paralelo que afectan directamente a la eficiencia final del dispositivo. La eficiencia total en promedio para todos los contactos evaluados fue de 1.93%.

La muestra VEN-42-II fue depositada mediante erosión catódica de radiofrecuencia utilizando las condiciones de depósito que se muestran en la tabla 7-13, con una

temperatura de tratamiento térmico de activación con CdCl_2 de $380\text{ }^\circ\text{C}$.

Tabla 7-13. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO_2 , y contactos de Cu-Au para muestra VEN-42-II.

Material	Tiempo de depósito (hr:min:seg)
SnO_2	1:00:00
CdS	1:10:00
CdTe	4:30:00
Cu	03:20
Au	35:00

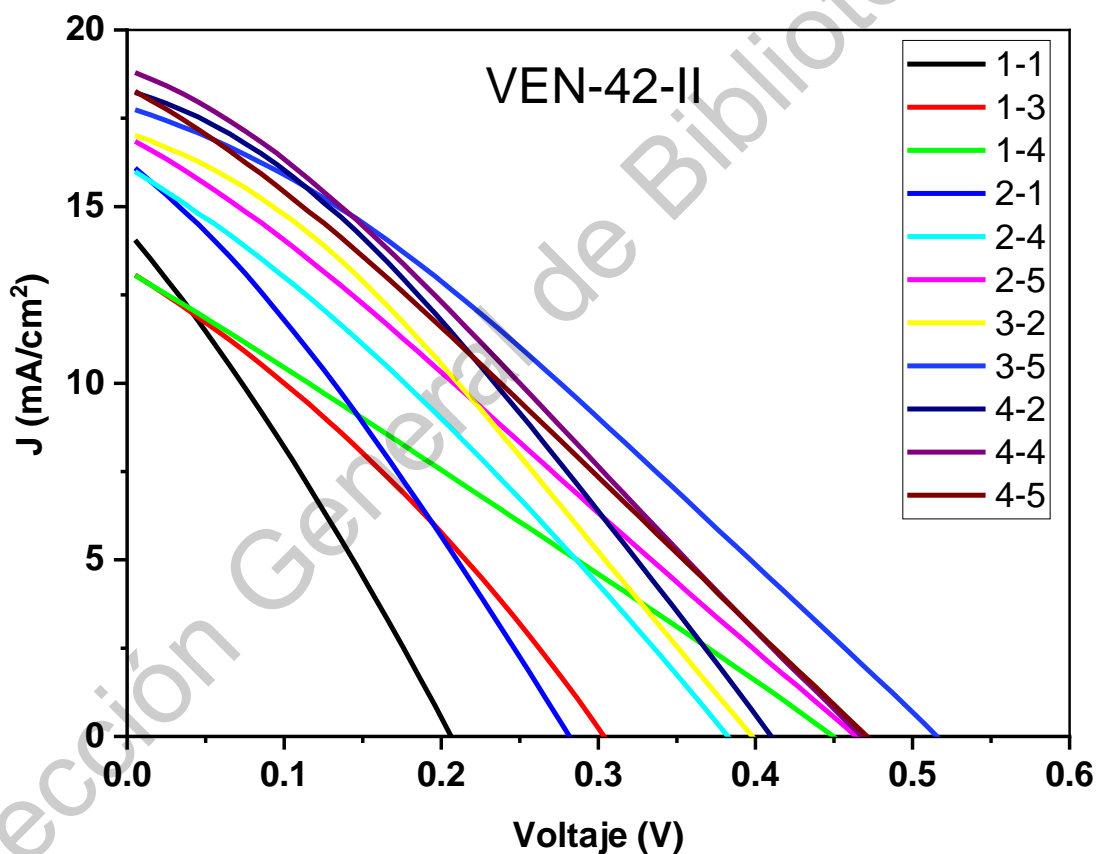


Figura 7.15 Curva J-V para la muestra VEN-42-II

En la figura 7.15 podemos observar la curva J-V obtenida a partir de las mediciones realizadas en el simulador solar para la muestra VEN-42-II, y en la tabla 7-14, se

pueden observar los valores obtenidos a partir de la gráfica J-V.

Tabla 7-14. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-42-II

VEN-42-II				
Contacto	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm ²)	% PCE (%)	FF (u.a.)
1-1	0.21	14.11	0.82%	0.28
1-3	0.3	13.01	1.22%	0.31
1-4	0.45	13.01	1.53%	0.26
2-1	0.28	16.1	1.33%	0.3
2-4	0.38	16.02	1.80%	0.3
2-5	0.46	16.9	2.10%	0.27
3-2	0.4	17.05	2.11%	0.31
3-5	0.52	17.79	2.76%	0.3
4-2	0.41	18.23	2.37%	0.32
4-4	0.47	18.84	2.51%	0.28
Promedio	0.414	16.30	1.90%	-

El valor de eficiencia más alta obtenida para el dispositivo VEN-42-II fue de 2.76%, con un factor de llenado de 0.3, V_{oc} de 0.52 V y J_{sc} 17.79 mA/cm², se tiene un voltaje aceptable y una densidad de corriente buena para el dispositivo, pero el factor de llenado es muy bajo, lo que implica un efecto negativo directo sobre la eficiencia final del dispositivo, debiéndose esto a diversos factores, como pueden ser defectos en las interfaces entre materiales, o resistencias parasitas del dispositivo, el promedio de eficiencia para los contactos evaluados en el dispositivo fue de 1.90%.

La muestra VEN-44-II fue depositada mediante erosión catódica de radiofrecuencia utilizando los tiempos de depósito que se muestran en la tabla 7-15, posteriormente

al depósito se realizó el tratamiento térmico de activación con CdCl_2 , en un equipo de sublimación en espacio cerrado (CSS), a una temperatura de 390 °C.

Tabla 7-15. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO_2 , y contactos de Cu-Au para muestra VEN-44-II.

Material	Tiempo de depósito (hr:min:seg)
SnO_2	1:30:00
CdS	1:20:00
CdTe	4:30:00
Cu	03:30
Au	24:00

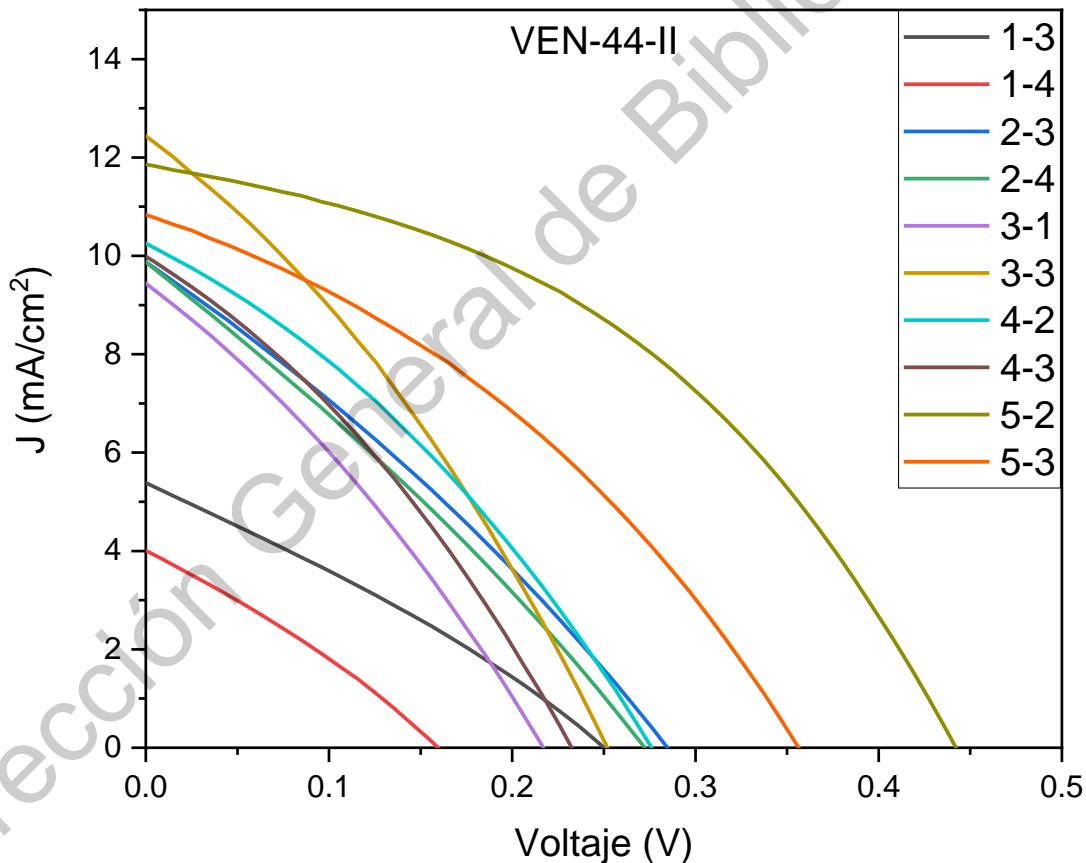


Figura 7.16. Curva J-V para muestra VEN-44-II

En la figura 7.16 podemos observar la curva J-V obtenida a partir de las mediciones

realizadas en el simulador solar para la muestra VEN-44-II, y en la tabla 7-16 se pueden observar los valores obtenidos a partir de dicha gráfica J-V.

Tabla 7-16. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-44-II.

VEN-44-II				
Contacto	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm ²)	% PCE (%)	FF (u.a.)
1-3	0.25	5.39	0.39	0.29
1-4	0.16	4	0.19	0.30
2-3	0.28	9.86	0.82	0.30
2-4	0.27	9.86	0.76	0.28
3-1	0.22	9.44	0.62	0.30
3-3	0.25	12.43	0.99	0.32
4-2	0.28	10.24	0.92	0.32
4-3	0.23	9.97	0.74	0.32
5-2	0.44	11.86	2.21	0.42
5-3	0.36	10.83	1.37	0.35
Promedio	0.274	9.39	0.90	-

El mayor valor obtenido de eficiencia para el dispositivo (VEN-44-II) fue de 2.21%, con un factor de llenado de 0.42, V_{oc} de 0.44 V y J_{sc} de 11.86 mA/cm², en esta muestra tanto el voltaje de circuito abierto como la densidad de corriente de corto circuito muestran valores de menor magnitud en relación a las muestras VEN-42-I y VEN-42-II, teniendo mayores resistencias parásitas tanto resistencias en paralelo que afecta al voltaje de circuito abierto, como resistencias en serie que afectan a la densidad de corriente de corto circuito, ya que aunque mejoró el factor de llenado, la eficiencia final del dispositivo tuvo un decremento en comparación con las muestras mencionadas, además como se puede ver en la tabla 7-16, el valor

promedio de eficiencia para este dispositivo fue de 0.90%, que no es muy cercano al valor mayor obtenido en el contacto 5-2, por tanto, se puede suponer que la película no era homogénea en toda su superficie, y a esto pueden atribuirse los defectos que merman la eficiencia final del dispositivo.

La muestra VEN-48-VI fue depositada mediante erosión catódica de radiofrecuencia utilizando los tiempos de depósito que se muestran en la tabla 7-17, posteriormente al depósito se realizó el tratamiento térmico de activación con CdCl_2 , en un equipo de sublimación en espacio cerrado (CSS), a una temperatura de $395\text{ }^\circ\text{C}$.

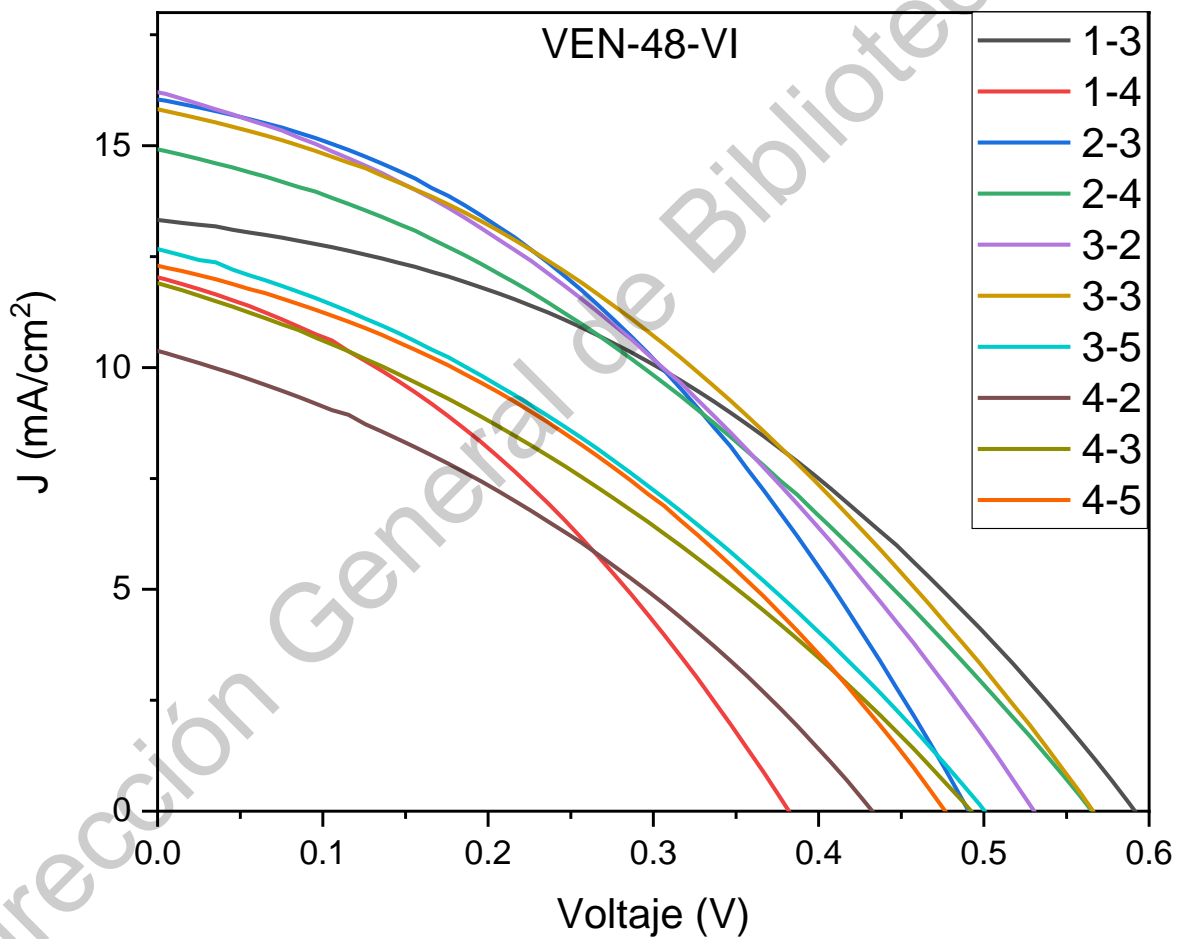


Figura 7.17. Curva J-V para muestra VEN-48-VI.

En la figura 7.17 podemos observar la curva J-V obtenida a partir de las mediciones realizadas en el simulador solar para la muestra VEN-48-VI, y en la tabla 7-17 se observan los parámetros de crecimiento para este dispositivo.

Tabla 7-17. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO₂, y contactos de Cu-Au para muestra VEN-48-VI.

Material	Tiempo de depósito (hr:min:seg)
SnO ₂	1:00:00
CdS	1:30:00
CdTe	4:30:00
Cu	03:30
Au	35:00

Tabla 7-18. Valores de V_{oc}, J_{sc}, %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-48-VI.

VEN-48-VI				
Contacto	V _{oc} (V)	J _{sc} (mA/cm ²)	% PCE (%)	FF (u.a.)
1-3	0.59	13.32	3.11	0.40
1-4	0.38	12.03	1.65	0.36
2-3	0.49	16.04	3.07	0.39
2-4	0.57	14.91	2.96	0.35
3-2	0.53	16.21	3.06	0.36
3-3	0.57	15.82	3.24	0.36
3-5	0.5	12.67	2.18	0.34
4-2	0.43	10.37	1.55	0.35
4-3	0.49	11.9	1.95	0.33
4-5	0.48	12.3	2.14	0.36
Promedio	0.503	13.56	2.49	-

En la tabla 7-18 podemos observar los valores obtenidos a partir de la gráfica J-V del dispositivo VEN-48-VI, la mayor eficiencia obtenida en un contacto para este dispositivo fue de 3.24%, siendo esta la mayor eficiencia obtenida en los dispositivos evaluados, además, presenta un factor de llenado de 0.36 con un V_{oc} de 0.52 V y J_{sc} de 15.82 mA/cm², esta celda presenta la mejor relación entre estos parámetros y el factor de llenado, por tal motivo se obtiene el mejor desempeño final del dispositivo entre todas las celdas evaluadas, aun así puede trabajarse para disminuir las posibles resistencias en serie del dispositivo con el fin de mejorar la densidad de corriente y a su vez elevar las resistencias en paralelo para obtener un mejor voltaje y también un mejor factor de llenado, ya que aún los dispositivos se encuentran alejados de los valores máximos teóricos posibles.

La muestra VEN-49-I fue depositada mediante erosión catódica de radiofrecuencia utilizando las condiciones de depósito que se muestran en la tabla 7-19, posteriormente al depósito se realizó posteriormente el tratamiento térmico de activación con CdCl₂, en un equipo de sublimación en espacio cerrado (CSS), a una temperatura de 390 °C.

Tabla 7-19. Tiempos de depósito para películas de CdTe, CdS y SnO₂, y contactos de Cu-Au para muestra VEN-48-VI.

Material	Tiempo de depósito (hr:min:seg)
SnO ₂	1:00:00
CdS	1:30:00
CdTe	4:30:00
Cu	03:30
Au	35:00

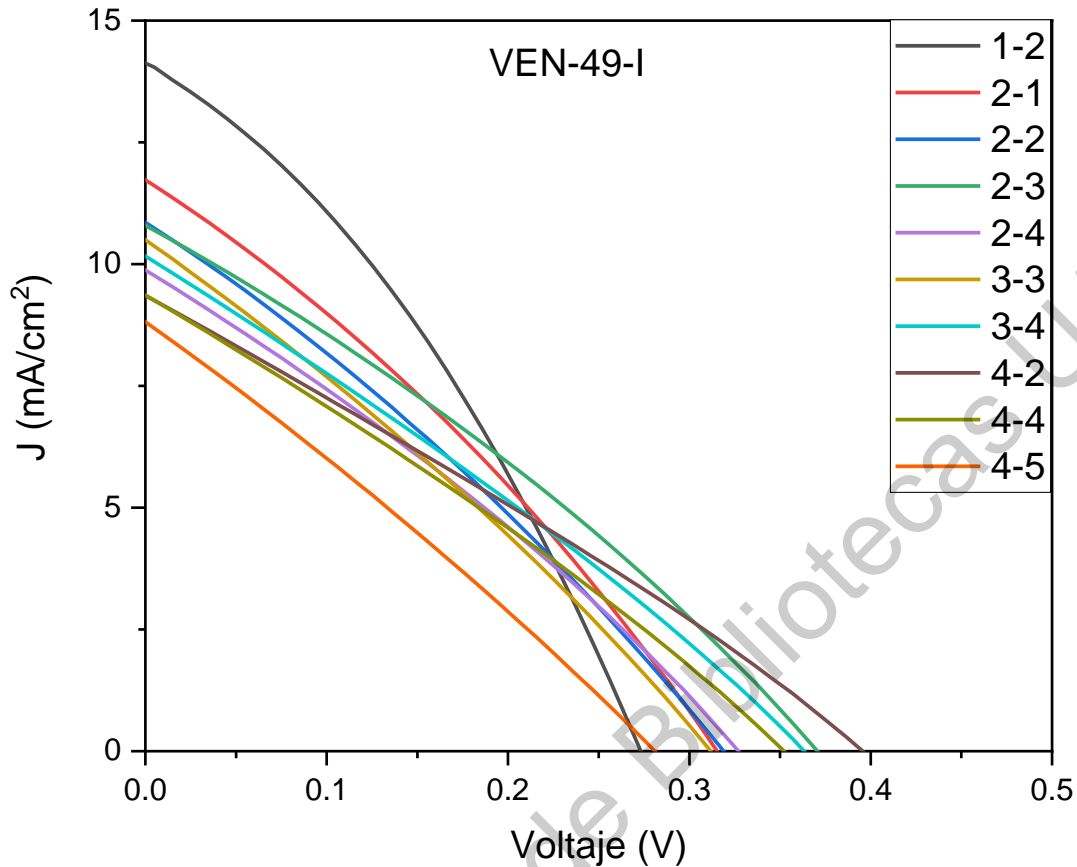


Figura 7.18. Curva J-V para muestra VEN-49-I

En la figura 7.18 podemos observar la curva J-V obtenida a partir de las mediciones realizadas en el simulador solar para la muestra VEN-49-I.

En la tabla 7-20 observamos que el mejor resultado de eficiencia de conversión para el dispositivo VEN-49-I, es de 1.31%, con un factor de llenado de 0.34, un V_{oc} de 0.27 V y J_{sc} de 14.12 mA/cm², al analizar estos resultados obtenidos, se observa que el dispositivo presenta resistencias en paralelo muy bajas, por tal motivo, se ve afectado el voltaje de circuito abierto y esto a su vez reduce el factor de llenado del dispositivo, también se puede observar que hay un efecto por resistencias en serie en el dispositivo, pero estos efectos no tienen una implicación tan alta como las resistencias en paralelo para la eficiencia final de la muestra analizada.

Tabla 7-20. Valores de V_{oc} , J_{sc} , %PCE y FF obtenidos de la gráfica J-V para la muestra VEN-49-I.

VEN-49-I				
Contacto	V_{oc} (V)	J_{sc} (mA/cm ²)	% PCE (%)	FF (u.a.)
1-2	0.27	14.12	1.31	0.34
2-1	0.32	11.71	1.12	0.30
2-2	0.32	10.84	1	0.29
2-3	0.37	10.78	1.19	0.30
2-4	0.33	9.87	0.94	0.29
3-3	0.31	10.49	0.93	0.29
3-4	0.36	10.16	1.03	0.28
4-2	0.4	9.36	1.01	0.27
4-4	0.35	9.36	0.92	0.28
4-5	0.28	8.8	0.67	0.27
Promedio	0.331	10.55	1.01	-

En la tabla 7-21, se realiza un resumen general de los mejores resultados obtenidos para la eficiencia de conversión de potencia y su relación con los parámetros de depósito y los tratamientos de activación con $CdCl_2$, observando los resultados de esta tabla podemos observar, que los mejores tratamientos térmicos se encuentran en el intervalo de 390-400 °C, ya que apoyándonos en los resultados que arrojó la técnica de SEM, se tuvieron los mayores tamaños de grano y las superficies más uniformes de las muestras analizadas, aunado a esto, la muestra VEN-48-VI que mostró la mejor eficiencia de todas las muestras analizadas, con un valor de 3.24%, fue tratada mediante un proceso de activación con $CdCl_2$ a una temperatura de 395 °C, temperatura que se encuentra en el intervalo que mostró las mejores características para las películas de CdTe, teniendo un impacto de mejora en la eficiencia final del dispositivo.

Tabla 7-21. Resumen de eficiencias obtenidas y condiciones de depósito y de contactos para celdas solares de CdTe.

Muestra	SnO ₂ (min)	CdS (min)	CdTe (h)	TT CdCl ₂ (°C)	Cu (min)	Au (min)	Difusión	% PCE
VEN-42-II	60	70	4.5	380	3.5	35	20 min @ 120 °C	2.76%
VEN-44-II	90	80	4.5	390	3.5	24	20 min @ 150 °C	2.21%
VEN-48-VI	60	90	4.5	395	3.5	35	20 min @ 150 °C	3.24%
VEN-49-I	75	75	4.5	390	3.5	28	20 min @ 150 °C	1.31%

Dirección General de Bibliotecas

8. Conclusiones

Se depositaron películas de SnO₂, CdS y CdTe utilizando la técnica de erosión catódica. Se realizó el análisis estructural de estas películas mediante la técnica de difracción de Rayos X encontrándose la estructura Zincblenda para las películas de CdTe. Por espectroscopia Raman se observaron modos vibracionales característicos para CdTe y CdS. Mediante microscopia electrónica de barrido se realizó un análisis morfológico en que se identificó el tamaño de grano de CdTe que fue de 100nm en promedio, antes del tratamiento de activación con CdCl₂ y posteriormente al tratamiento se tuvo un tamaño de entre 300-400 nm, influyendo en la eficiencia del dispositivo, ya que se tuvo un aumento en el tamaño de grano de las películas de CdTe, además de ayudar a mejorar la interfaz entre CdS y CdTe.

Mediante perfilometría se midieron los espesores de las películas obtenidas encontrándose los siguientes resultados: para la película de SnO₂ se tuvo un espesor promedio de 40 nm, para la película de CdS de 74 nm, cercano a lo ideal para celdas ultradelgadas y para la película de CdTe se obtuvo un espesor de 484 nm.

La caracterización óptica, realizada mediante espectroscopia UV-Vis, mostró que la transmitancia del dispositivo final fue entre 10-20%, dicho porcentaje es apto para utilizar los dispositivos como ventanas fotovoltaicas, ya que deja pasar una cantidad parcial de luz a través del dispositivo. Con el apoyo de la técnica de espectroscopia UV-Vis se pudo determinar el espectro de transmisión para las películas de CdTe y CdS, y apoyándonos en la técnica de perfilometría y los resultados obtenidos, se pudo determinar mediante el modelo de bandas parabólicas de Tauc, el ancho de banda de las películas obtenidas mediante erosión catódica obteniéndose valores aproximados para CdTe de 1.49-1.50 eV y para CdS de 2.24 eV.

La caracterización eléctrica realizada a los dispositivos, mediante las curvas J-V, permitió obtener la eficiencia de conversión de los dispositivos, mostrando los

siguientes resultados para la mejor muestra: eficiencia de conversión de 3.24% con un factor de llenado de 0.36 un V_{oc} de 0.57 V y J_{sc} de 15.82 mA/cm².

El tratamiento térmico realizado mediante la técnica de CSS es una parte fundamental de la fabricación de estos dispositivos de película delgada basados en CdTe, ya que según lo mostrado por la técnica de SEM se tiene un aumento del tamaño de cristal de las películas de CdTe en las películas con tratamiento de activación mediante CdCl₂, en comparación con las películas que no reciben este tratamiento, este aumento de tamaño, tiene un impacto positivo directo en la eficiencia del dispositivo, ya que ayuda a disminuir la resistividad de las películas de CdTe y también mejora la difusión de los materiales en las interfaces de la heteroestructura SnO₂/CdS/CdTe.

Como trabajo futuro se podría trabajar en las condiciones que no fueron tomadas en cuenta para este trabajo como son el ángulo de inclinación del cañón y la distancia del blanco al sustrato, además de modificar las condiciones fijas para los depósitos, tratar de trabajar con otro tipo de tratamientos de activación con CdCl₂, método húmedo, por ejemplo, o incluso trabajar con nuevos materiales como MgCl₂, que pudieran dar mejores resultados de eficiencia final, además de trabajar en un análisis más exhaustivo en los problemas de resistencias parásitas que mermen la eficiencia final del dispositivo.

9. Referencias

- [1] A. Luque and S. Hegedus, *Handbook of Photovoltaic Science and Engineering*, Second Edi. Chichester, UK: John Wiley & Sons, Ltd, 2010.
- [2] A. D. Compaan, A. Gupta, J. Drayton, S. H. Lee, and S. Wang, "14% Sputtered thin-film solar cells based on CdTe," *Phys. Status Solidi Basic Res.*, vol. 241, no. 3, pp. 779–782, 2004.
- [3] V. Plotnikov, X. Liu, N. Paudel, D. Kwon, K. A. Wieland, and A. D. Compaan, "Thin-film CdTe cells: Reducing the CdTe," *Thin Solid Films*, vol. 519, no. 21, pp. 7134–7137, 2011.
- [4] M. A. Green, K. Emery, Y. Hishikawa, W. Warta, and E. D. Dunlop, "Solar cell efficiency tables (version 41)," *Prog. Photovoltaics Res. Appl.*, vol. 21, no. 1, pp. 1–11, 2013.
- [5] E. Campos-González *et al.*, "Structural and optical properties of CdTe-nanocrystals thin films grown by chemical synthesis," *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 35, pp. 144–148, 2015.
- [6] G. Kartopu *et al.*, "Photovoltaic performance of CdS/CdTe junctions on ZnO nanorod arrays," *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 176, no. December 2017, pp. 100–108, 2018.
- [7] Y. L. Soo, S. Huang, Y. H. Kao, and A. D. Compaan, "Annealing effects and Te mixing in CdTe/CdS heterojunctions," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 74, no. 2, pp. 218–220, 1999.
- [8] C. Gretener *et al.*, "New perspective on the performance stability of CdTe solar cells," *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 146, pp. 51–57, 2016.
- [9] M. Guo, X. Zhu, and H. Li, "Properties of sputtered CdS and CdTe films and performance of CdTe solar cells as a function of annealing temperature,"

Mater. Sci. Semicond. Process., vol. 40, pp. 917–924, 2015.

- [10] M. A. Islam *et al.*, “Fabrication of high efficiency sputtered CdS:O/CdTe thin film solar cells from window/absorber layer growth optimization in magnetron sputtering,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 172, no. December 2016, pp. 384–393, 2017.
- [11] A. Gupta, V. Parikh, and A. D. Compaan, “High efficiency ultra-thin sputtered CdTe solar cells,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 90, no. 15, pp. 2263–2271, 2006.
- [12] K. Kapsis, V. Dermardiros, and A. K. Athienitis, “Daylight performance of perimeter office façades utilizing semi-transparent photovoltaic windows: A simulation study,” *Energy Procedia*, vol. 78, pp. 334–339, 2015.
- [13] S. Barman, A. Chowdhury, S. Mathur, and J. Mathur, “Assessment of the efficiency of window integrated CdTe based semi-transparent photovoltaic module,” *Sustain. Cities Soc.*, vol. 37, no. June 2017, pp. 250–262, 2018.
- [14] A. Bosio, G. Rosa, and N. Romeo, “Past, present and future of the thin film CdTe/CdS solar cells,” *Sol. Energy*, no. October 2017, pp. 0–1, 2018.
- [15] O. Barbosa García *et al.*, “Celdas solares orgánicas como fuente de energía sustentable. (Spanish),” *Org. Sol. cells as a Renew. energy source.*, vol. 22, pp. 36–48, 2012.
- [16] M. B. de la Mora, O. Amelines-Sarria, B. M. Monroy, C. D. Hernández-Pérez, and J. E. Lugo, “Materials for downconversion in solar cells: Perspectives and challenges,” *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 165, no. March, pp. 59–71, 2017.
- [17] N. S. Lewis and D. G. Nocera, “Powering the planet: Chemical challenges in solar energy utilization,” *Proc. Natl. Acad. Sci.*, vol. 103, no. 43, pp. 15729–

15735, 2006.

- [18] T. Wang *et al.*, "Control of Cu doping and CdTe/Te interface modification for CdTe solar cells," *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 72, no. July, pp. 46–51, 2017.
- [19] M. Yu and S. D. Kenny, "Modelling the deposition process on the CdTe/CdS interface," *Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. with Mater. Atoms*, vol. 412, pp. 66–70, 2017.
- [20] A. Kitai, *Principles of Solar Cells, LEDs and Diodes*. 2011.
- [21] R. Eisberg and E. Resnick, *Física Cuántica*. México, D.F.: Editorial Limusa, 2013.
- [22] G. Mosca, *Física para la ciencia y la tecnología*. Barcelona, España: Editorial Reverté, S.A., 2003.
- [23] Z. Remes, M. Vanecek, H. M. Yates, P. Evans, and D. W. Sheel, "Optical properties of SnO₂:F films deposited by atmospheric pressure CVD," *Thin Solid Films*, vol. 517, no. 23, pp. 6287–6289, 2009.
- [24] R. Kulkarni *et al.*, "Structural and Optical Properties of CdTe Thin Films Deposited Using RF Magnetron Sputtering," *Energy Procedia*, vol. 110, no. December 2016, pp. 188–195, 2017.
- [25] N. Maticiuc, N. Spalatu, V. Mikli, and J. Hiie, "Impact of CdS annealing atmosphere on the performance of CdS-CdTe solar cell," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 350, pp. 14–18, 2015.
- [26] F. Hosseinpanahi, D. Raoufi, K. Ranjbarghanei, B. Karimi, R. Babaei, and E. Hasani, "Fractal features of CdTe thin films grown by RF magnetron sputtering," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 357, pp. 1843–1848, 2015.

- [27] N. R. Paudel, K. A. Wieland, and A. D. Compaan, "Ultrathin CdS/CdTe solar cells by sputtering," *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*, vol. 105, pp. 109–112, 2012.
- [28] A. C. Vasko, X. Liu, and A. D. Compaan, "All-sputtered CdS/CdTe solar cells on polyimide," *Conf. Rec. IEEE Photovolt. Spec. Conf.*, pp. 001552–001555, 2009.
- [29] K. D. Dobson, I. Visoly-Fisher, G. Hodes, and D. Cahen, "Stabilizing CdTe/CdS solar cells with Cu-containing contacts to p-CdTe," *Adv. Mater.*, vol. 13, no. 19, pp. 1495–1499, 2001.
- [30] A. D. Compaan, "Effects of Cu and CdCl₂ treatment on the stability of sputtered CdS/CdTe solar cells efficiency (%)," *Renew. Energy*, vol. 1, pp. 1009–1013, 2010.
- [31] C. Li *et al.*, "Characterization of sputtered CdSe thin films as the window layer for CdTe solar cells," *Mater. Sci. Semicond. Process.*, vol. 83, no. January, pp. 89–95, 2018.
- [32] H. C. Chou *et al.*, "Approach toward high efficiency CdTe / CdS heterojunction solar cells," vol. 43, pp. 178–182, 1996.
- [33] S. Chander and M. S. Dhaka, "CdCl₂ treatment concentration evolution of physical properties correlation with surface morphology of CdTe thin films for solar cells," *Mater. Res. Bull.*, vol. 97, no. March 2017, pp. 128–135, 2018.
- [34] V. Krishnakumar *et al.*, "Close spaced sublimation deposition of CdTe layers with process gas oxygen for thin film solar cells," *Thin Solid Films*, vol. 633, pp. 112–117, 2017.
- [35] K. Wasa, *Sputtering Phenomena*, Second Edi. Elsevier Inc., 2012.
- [36] J. Colligon, *Vacuum technology, thin films and sputtering: An introduction*, vol.

34, no. 7. 1984.

- [37] C. P. Espasandin, *Sistemas Magnéticos Artificiales obtenidos mediante Pulverización Catódica : Películas Delgadas Amorfas de TbFe y Multicapas de Ni/Co*. 1995.
- [38] M. A. Islam *et al.*, “High quality 1 μm thick CdTe absorber layers grown by magnetron sputtering for solar cell application,” *Curr. Appl. Phys.*, vol. 13, no. 4 SUPPL.2, pp. S115–S121, 2013.
- [39] K. Wasa, *Sputtering Systems*, Second Edi. Elsevier Inc., 2012.
- [40] K. S. Rahman *et al.*, “Influence of deposition time in CdTe thin film properties grown by Close-Spaced Sublimation (CSS) for photovoltaic application,” *Results Phys.*, vol. 14, no. May, p. 102371, 2019.
- [41] N. Amin and K. S. Rahman, “Close-Spaced Sublimation (CSS): A Low-Cost, High-Yield Deposition System for Cadmium Telluride (CdTe) Thin Film Solar Cells,” in *Modern Technologies for Creating the Thin-film Systems and Coatings*, vol. i, no. tourism, InTech, 2017, p. 13.
- [42] A. Rios-Flores, J. L. Peña, V. Castro-Peña, O. Ares, R. Castro-Rodríguez, and A. Bosio, “A study of vapor CdCl₂ treatment by CSS in CdS/CdTe solar cells,” *Sol. Energy*, vol. 84, no. 6, pp. 1020–1026, 2010.
- [43] H. H. Willard, L. R. J. Merrit, J. A. Dean, and F. A. J. Settle, *Métodos Instrumentales de Análisis Químico*, Séptima ed. México, D.F.: Grupo Editorial Iberoamérica, 1988.
- [44] H. F. J. Leary J.J. and D. A. SKOOG, “Espectrometría Visible Y Ultravioleta.,” *Principios Análisis Instrum.*, pp. 353–367, 1998.
- [45] D. A. Skoog, F. J. Holler, and T. A. Nieman, *Principios de Análisis*

Instrumental, 5 ed. Mc Graw Hill, 1992.

- [46] D. A. Skoog, F. J. Holler, and T. A. Nieman, *Principios de análisis instrumental*, 5ta edició. Madrid, España: McGRAW-HILL, 2001.
- [47] W. Xu, J. H. Dycus, and J. M. LeBeau, "Numerical modeling of specimen geometry for quantitative energy dispersive X-ray spectroscopy," *Ultramicroscopy*, vol. 184, pp. 100–108, 2018.
- [48] I. M. Dharmadasa *et al.*, "Improvement of composition of CdTe thin films during heat treatment in the presence of CdCl₂," *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, vol. 28, no. 3, pp. 2343–2352, 2017.
- [49] N. A. Abdul-Manaf, H. I. Salim, M. L. Madugu, O. I. Olusola, and I. M. Dharmadasa, "Electro-plating and characterisation of CdTe thin films using CdCl₂ as the cadmium source," *Energies*, vol. 8, no. 10, pp. 10883–10903, 2015.
- [50] J. Rangel-Cárdenas and H. Sobral, "Optical absorption enhancement in CdTe thin films by microstructuring of the silicon substrate," *Materials (Basel)*, vol. 10, no. 6, 2017.
- [51] P. Kumar, N. Saxena, R. Chandra, V. Gua, A. Agarwal, and D. Kanjilal, "Nanotwinning and structural phase transition in CdS quantum dots," *Nanoscale Res. Lett.*, vol. 7, no. 1, pp. 1–7, 2012.
- [52] S. Rengaraj *et al.*, "CdS Microspheres Composed of Nanocrystals and Their Photocatalytic Activity," *J. Nanosci. Nanotechnol.*, vol. 11, no. 3, pp. 2090–2099, 2011.
- [53] J. H. Kim, H. Kim, H. Rho, Y. J. Choi, and J. G. Park, "Resonant and polarized Raman scattering from single CdS/CdSe core-shell nanowires," *J. Phys. D. Appl. Phys.*, vol. 47, no. 13, 2014.

- [54] G. I. García-Alvarado *et al.*, "CdTe/CdS solar cells with CdTe grown at low vacuum," *Vacuum*, vol. 142, pp. 175–180, 2017.
- [55] J. Tauc and A. Menth, "States in the gap," *J. Non. Cryst. Solids*, vol. 8–10, no. C, pp. 569–585, 1972.
- [56] J. Tauc, R. Grigorovici, and A. Vancu, "Optical Properties and Electronic Structure of Amorphous Germanium," *Phys. status solidi*, vol. 15, no. 2, pp. 627–637, 1966.
- [57] S. Sirohi and T. P. Sharma, "Bandgaps of cadmium telluride sintered film," *Opt. Mater. (Amst)*., vol. 13, no. 2, pp. 267–269, 1999.
- [58] M. Lingg, A. Spescha, S. G. Haass, R. Carron, S. Buecheler, and A. N. Tiwari, "Structural and electronic properties of CdTe_{1-x}Se_x films and their application in solar cells," *Sci. Technol. Adv. Mater.*, vol. 19, no. 1, pp. 683–692, 2018.
- [59] S. Ramprasad, Y.-W. Su, C.-H. Chang, B. K. Paul, and D. R. Palo, "Continuous Microreactor-Assisted Solution Deposition for Scalable Production of CdS Films," *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, vol. 2, no. 9, pp. P333–P337, 2013.
- [60] A. I. Oliva, O. Solís-Canto, R. Castro-Rodríguez, and P. Quintana, "Formation of the band gap energy on CdS thin films growth by two different techniques," *Thin Solid Films*, vol. 391, no. 1, pp. 28–35, 2001.
- [61] E. Akbarnejad, Z. Ghorannevis, F. Abbasi, and M. Ghorannevis, "Investigation of annealing temperature effect on magnetron sputtered cadmium sulfide thin film properties," *J. Theor. Appl. Phys.*, vol. 11, no. 1, pp. 45–49, 2017.

Dirección General de Bibliotecas UAQ