

TECNOLOGÍA SOL GEL

Fecha de aceptación: 02/05/2025

Hiram Jesús Higuera Valenzuela

Ingeniería Biomédica, Universidad Estatal
de Sonora, Sonora, México

RESUMEN

Este capítulo final se enfoca en la tecnología sol-gel, un método químico para la síntesis de películas delgadas y materiales cerámicos. La tecnología sol-gel se basa en la transformación de una solución líquida (sol) en un gel, y finalmente en un material sólido mediante procesos de polimerización y policondensación. Este método permite un control preciso de la composición y estructura del material, lo que es esencial para aplicaciones en óptica, electrónica, y recubrimientos protectores.

El capítulo comienza explicando los principios fundamentales de la tecnología sol-gel, describiendo cómo los precursores metálicos se hidrolizan y condensan para formar una red tridimensional que se convierte en un gel. Este gel puede luego ser procesado térmicamente para eliminar solventes y formar una película densa y

uniforme en la superficie del sustrato. Se discuten los factores que afectan el proceso de sol-gel, incluidos el tipo de precursores, el pH de la solución, la temperatura de secado y la tasa de calentamiento.

Se presentan varios ejemplos de materiales que se pueden sintetizar utilizando la tecnología sol-gel, como vidrios y cerámicas dopadas con iones para aplicaciones ópticas, materiales fotocatalíticos para el tratamiento de agua, y recubrimientos resistentes a la corrosión. Cada caso de estudio ilustra cómo las variables de proceso pueden ajustarse para obtener las propiedades deseadas en el material final.

Además, el capítulo aborda las ventajas y desventajas de la tecnología sol-gel. Las ventajas incluyen la capacidad de sintetizar materiales a bajas temperaturas, la posibilidad de controlar la composición a nivel molecular, y la versatilidad para producir una amplia gama de materiales. Sin embargo, también se mencionan desventajas como el largo tiempo de procesamiento y la necesidad de un control estricto de las condiciones de proceso para evitar la formación de defectos.

INTRODUCCIÓN

Los soles son dispersiones de partículas coloidales en un líquido. Los coloides son partículas sólidas con diámetros de 1-100 nm. Un gel es una red rígida interconectada con poros de dimensiones submicrométricas y cadenas poliméricas cuyas longitudes promedio son mayores que un micrómetro (Hench & West, 1990). El aerogel se crea cuando el disolvente contenido dentro de los poros del gel es extraído y remplazado con otro. En contraste se produce un xerogel cuando el solvente es eliminado por métodos convencionales como la evaporación en condiciones normales (Zanto, et.al., 2002).

La tecnología sol gel se ha desarrollado durante los últimos 40 años como una alternativa para la preparación de vidrios y cerámicas a temperaturas considerablemente bajas. El sistema inicial representa una solución en la que diferentes procesos de polimerización y policondensación conducen a la formación gradual de la red de fase sólida. El sol formado inicialmente se somete a una serie de procesos: gelificación, secado, prensado, estirado y filtración, que dan como resultado diversas transformaciones estructurales y de fase. Esto permite la formación de polvos, fibras, recubrimientos, productos monolíticos en bulto, etc. a partir de la misma composición inicial (Dimitriev, et.al., 2008). La preparación de películas se puede resumir en tres pasos: (1) preparación de la solución de precursores; (2) depósito del sol preparado sobre el sustrato por la técnica elegida; y (3) tratamiento térmico de la película de xerogel. Para el caso de las cerámicas se utiliza el siguiente proceso, (1) preparación de la emulsión inicial, (2) el sol es condensado, (3) seguido de la evaporación del solvente y (4) tratamiento térmico del xerogel (Znaidi, 2010). La figura 1 muestra un diagrama esquemático de los pasos principales para la preparación de películas y cerámicas por el proceso sol gel.

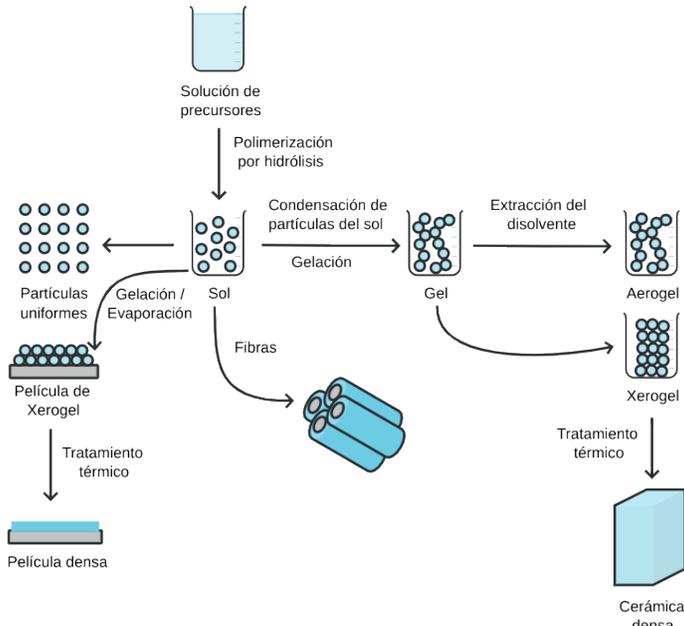


Figura 1. Diagrama esquemático del proceso sol gel.

Pasos involucrados en proceso sol gel

1. Mezcla: en esta parte del proceso, se forma una solución coloidal mediante la mezcla mecánica de partículas coloidales disueltas en agua. El precursor alcóxido metálico reacciona con el agua y sufre polimerización por hidrólisis, se produce la formación de una dispersión coloidal de partículas extremadamente pequeñas (1-2 nm) que finalmente se convierte en una red tridimensional del óxido inorgánico.
2. Gelación: A medida que se lleva a cabo el proceso, las redes tridimensionales comienzan a formarse a partir de partículas coloidales. El tamaño de las partículas y el proceso de gelificación deciden las propiedades del gel. Con el tiempo, con un cambio controlado en la viscosidad, las fibras se hilan juntas mientras se produce la hidrólisis y la polimerización de gelificación mientras se produce la mezcla. La gelificación produce aglomeración con partículas coloidales que se debe a interacciones entre los componentes que pueden ser de naturaleza eléctrica.
3. Envejecimiento: Durante este proceso, la polimerización continúa. Este proceso aumentará el grosor de los cuellos entre partículas y disminuirá la porosidad. Por lo tanto, la potencia del gel aumenta con esto y produce un producto que es resistente a agrietamiento durante el secado.
4. Secado: En el proceso de secado, el exceso de solvente se elimina de la red. Durante el secado, cuando los poros del gel son pequeñas se pueden producir grandes esfuerzos capilares. Estas tensiones hacen que los geles se agrieten instantáneamente y solo se pueden detener si durante el proceso se controla disminuyendo la superficie del líquido. Esto se puede hacer mediante la eliminación de poros muy pequeños o la adición de surfactantes, mediante evaporación hipercrítica, que puede detener la interacción de las partes sólidas y líquidas. El aerogel se vuelve de baja densidad después del secado.
5. Densificación: El gel producido se calienta a temperaturas elevadas, lo que causará la densificación del gel. Esto también eliminará los poros del gel y hará que la densidad sea aproximadamente de cuarzo fundido o sílice. La temperatura de densificación depende de la dimensión de los poros, la conectividad de los poros y su área de superficie (Kumar, et.al., 2015).

Métodos de depósito de películas

Se utilizan varios métodos para hacer recubrimientos con el proceso sol-gel. Los más utilizados son: el recubrimiento por rotación (spin coating) y por inmersión (dip coating). El spin coating produce un depósito solo por un lado del sustrato, mientras que el dip coating en ambos lados. Estas dos técnicas se utilizan en la fabricación de diferentes recubrimientos y películas delgadas.

Spin coating

Es un procedimiento que se utiliza para depositar películas delgadas uniformes en sustratos planos. Un proceso típico consiste en depositar una pequeña cantidad del material líquido en el centro del sustrato y luego girarlo a alta velocidad. La fuerza centrífuga hará que el material se extienda hacia el borde del sustrato, y eventualmente se separe, dejando una fina película en la superficie. El espesor final de la película y otras propiedades dependerán de la naturaleza del material (viscosidad, velocidad de secado, porcentaje de sólidos, tensión superficial, etc.) y los parámetros elegidos para el proceso de centrifugado (Tyona, 2013).

Existen cuatro pasos clave en el proceso spin coating, como se muestra en la Figura 2: (1) depósito del material líquido sobre el sustrato, (2) expulsión agresiva de fluidos de la superficie del sustrato por el movimiento de rotación, (3) adelgazamiento gradual de líquidos y (4) de la película por evaporación de solventes (Huang,et.al., 2001).

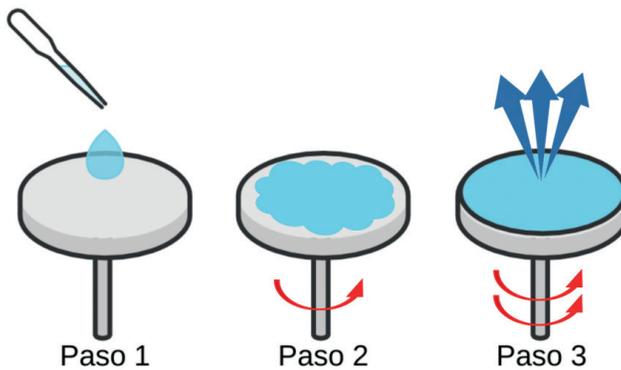


Figura 2. Pasos del proceso spin coating.

Dip coating

La técnica de recubrimiento por inmersión consiste simplemente en la inmersión de un sustrato en el sol fluido y luego retirar el sustrato del sol con una velocidad bien definida en condiciones controladas de temperatura y presión. Después de la etapa de retirada, el disolvente es evaporado acompañado por una reacción de condensación adicional, lo que resulta en la deposición de la película sólida.

El grosor de la película depende de la velocidad de extracción, la viscosidad del fluido de recubrimiento y el contenido sólido del líquido. Hay seis fuerzas que actúan sobre el recubrimiento simultáneamente durante la extracción, 1) el sustrato en movimiento imparte un arrastre viscoso hacia arriba sobre el líquido, 2) fuerza de gravedad, 3) fuerza resultante de la tensión superficial en un menisco de forma cóncava, 4) fuerza inercial del líquido de la capa límite presente en la región de deposición, 5) presión desunida o conjunta y 6) gradiente de tensión superficial. En la figura 3 se observan los pasos secuenciales del proceso dip coating y el proceso de gelificación (Bera, et.al., 2016).

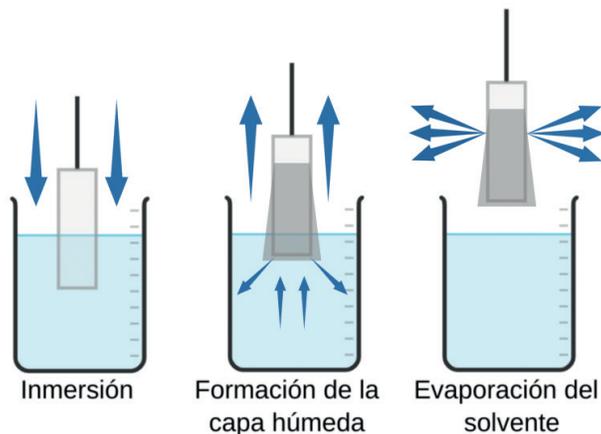


Figura 3. Pasos secuenciales del proceso dip coating.

Aplicaciones del proceso Sol-Gel en la nanotecnología

En 1968, Stöber, et al. (1968) informó un método para la síntesis de nanopartículas esféricas de óxido de silicio (SiO_2) a partir de soluciones acuosas de alcóxidos de silicio y alcohol en presencia de hidróxido de amonio como catalizador.

Vega-Garita, et al. (2014) obtuvieron nanopartículas de CeO_2 , con tamaños que oscilan entre 11 nm y 9.55 nm, de alta pureza, utilizando nitrato de amonio de cerio (CAN) como precursor.

Khan, et al. (2016) sintetizaron nanopartículas de óxido de zinc (ZnO) con forma de espigas con distribuciones de tamaño entre 3 nm y 25 nm dependiendo de la velocidad de agitación utilizada en el proceso de síntesis.

Síntesis de nanopartículas de silicio embebidas en óxido de zinc (SiQDs-ZnO) para la fabricación de recubrimientos en celdas solares

En los últimos años, ha habido un gran interés para mejorar la eficiencia de conversión de energía solar en eléctrica de los dispositivos foto voltaicos utilizando diferentes métodos, incluida la nanotexturización de superficie (Pudasaini & Ayon, 2013), recubrimientos antirreflectantes (Zhao & Green, 1991), esquemas de pasivación superficial (Schmidt, et.al., 2008), entre otros.

A pesar de que el espectro solar se extiende desde el infrarrojo (2500 nm) hasta el ultravioleta (280 nm) uno de los principales problemas en la conversión de la energía solar es el relativamente pequeño rango de absorción de los materiales que se usan actualmente en celdas solares (Hirst & Ekins-Daukes, 2011; Richards, 2006; Scholes, et.al., 2011).

Existen tres diferentes tipos de pérdidas que afectan directamente la eficiencia en las celdas solares de Silicio. La primera es la termalización, ocurre cuando se crea un par electrón-hueco con energía mayor que el ancho de banda prohibida del Silicio ($E_g =$

1.12 eV, $\lambda = 1100$ nm) y el exceso de energía se convierte en calor porque el electrón se relaja en el borde de la banda de conducción. Este tipo de pérdidas por la termalización se pueden minimizar utilizando una capa luminiscente de desplazamiento descendente (downshifting), este proceso involucra la conversión de fotones de alta energía, que son utilizados in eficientemente por el material fotovoltaico, a fotones con energía que pueden ser eficientemente convertidos en electricidad (Kalytchuk, et.al., 2014). El segundo tipo de pérdidas es la recolección de fotones imperfecta, debido a la recombinación cerca de la superficie (Trupke, et.al., 2002; Zhang & Huang, 2010).

La razón es que en principio sólo los fotones con energías mayores a la banda prohibida del semiconductor pueden ser absorbidos, esto conduce a la pérdida de fotones de energía relativamente baja. Pero incluso los fotones con energías mucho más grandes que la banda prohibida tienen una probabilidad no despreciable de interactuar con los fonones cristalinos, en un proceso denominado termalización, en lugar de producir pares de electrones-huecos (Huang, et.al., 2013).

Síntesis Óxido de Zinc por el método de sol gel

El óxido de zinc se sintetizó utilizando el método modificado de Kandjani et al. (2009), el cual consiste en disolver 2.89 g de acetato de zinc dihidratado en 22 mL de alcohol etílico en baño ultrasonico por 5 minutos, después se añadió 1 mL de trietanolamina (TEA) a la solución anterior para estabilizar la reacción siguiendo dentro del baño ultrasonico por 5 minutos adicionales hasta que quede la solución transparente. En la figura 4 se presenta un diagrama esquemático del proceso de síntesis.



Todo el proceso se realiza a temperatura ambiente y presión atmosférica.

Figura 4. Diagrama esquemático del proceso de síntesis de ZnO.

Síntesis de Nanopartículas de Silicio

Se utilizó una técnica de un solo paso a temperatura ambiente para la síntesis de las nanopartículas de Silicio (Wang, et.al., 2014). Las NPs Si fueron preparadas mezclando primeramente 1 mL de (3-Aminopropyl) triethoxysilane (APTES) con 4 mL de agua desionizada utilizando agitación magnética. Después se agrega a la mezcla anterior

1.25 mL de ascorbato de sodio (AS) 0.1 M y se mezcla por 20 minutos adicionales. En este proceso, el APTES y el AS fueron utilizados como fuente de Silicio y agente reductor respectivamente. En la figura 5 se presenta un diagrama esquemático del proceso de síntesis.



Figura 5. Diagrama esquemático del proceso de síntesis de las nanopartículas de Silicio.

Depósito de Películas de ZnO con Nanopartículas de Silicio embebidas (SiQDs-ZnO)

Las NPs Si embebidas en ZnO fueron depositados sobre sustratos de Silicio tipo p (111) con una resistividad de 10-20 Ω /cm. Las películas fueron obtenidas con la técnica de depósito por sol gel (SSC). Para estudiar la incorporación de las NPs en la matriz de óxido. La concentración en porcentaje de volumen/volumen se usó para controlar el contenido de Silicio. Se obtuvieron tres muestras con el 0%, 3%, 6% y 9% de Silicio. Para producir las películas SiQDs-ZnO, la solución de ZnO se mezcló con las NPs Si en baño ultrasónico por 5 minutos a 25°C. Después del tratamiento anterior, se usó la técnica SSC en condiciones específicas (30 segundos a 3000 RPM) para la deposición uniforme de la película. Estas películas depositadas se precalentaron a 150°C en un ambiente de aire durante 10 minutos para evaporar cualquier disolvente restante y compuesto orgánico. Las películas delgadas preparadas se recocieron adicional mente a 400°C en aire usando un horno de mufla durante doce minutos (Samuel, et.al., 2014) como se muestra en la figura 6.

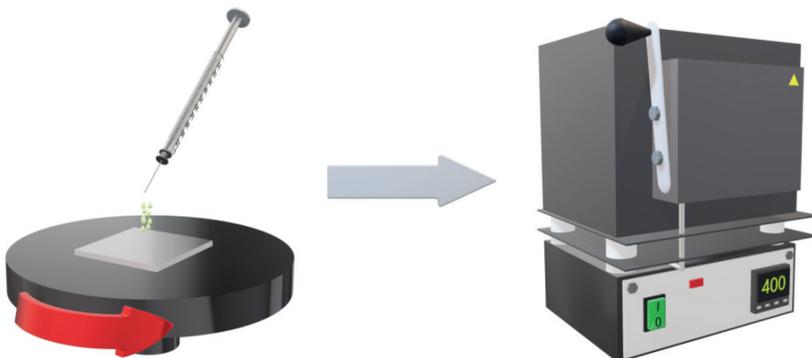


Figura 6. Diagrama esquemático del proceso de depósito en obleas de Silicio de SiQDs-ZnO.

Caracterización de Películas de ZnO con Nanopartículas de Silicio embebidas (SiQDs-ZnO)

Espectroscopia UV-Visible

Los espectros de absorción Uv-vis de las películas de ZnO con nanopartículas de Silicio embebidas se midieron usando un espectrómetro Perkin Elmer UV/Vis/NIR Lambda 19. En la figura 7 a) podemos observar el espectro de absorción de la película de ZnO puro. En las figuras 7 b) - d) se muestran los espectros de absorción de las películas con NPs Si, la cual disminuyo con la incorporación de estas partículas, esta reducción se puede atribuir al aumento de la dispersión de fotones por defectos creados por medio de la interacción de las NPs Si con la red cristalina del ZnO (Ammaih, et.al., 2016).

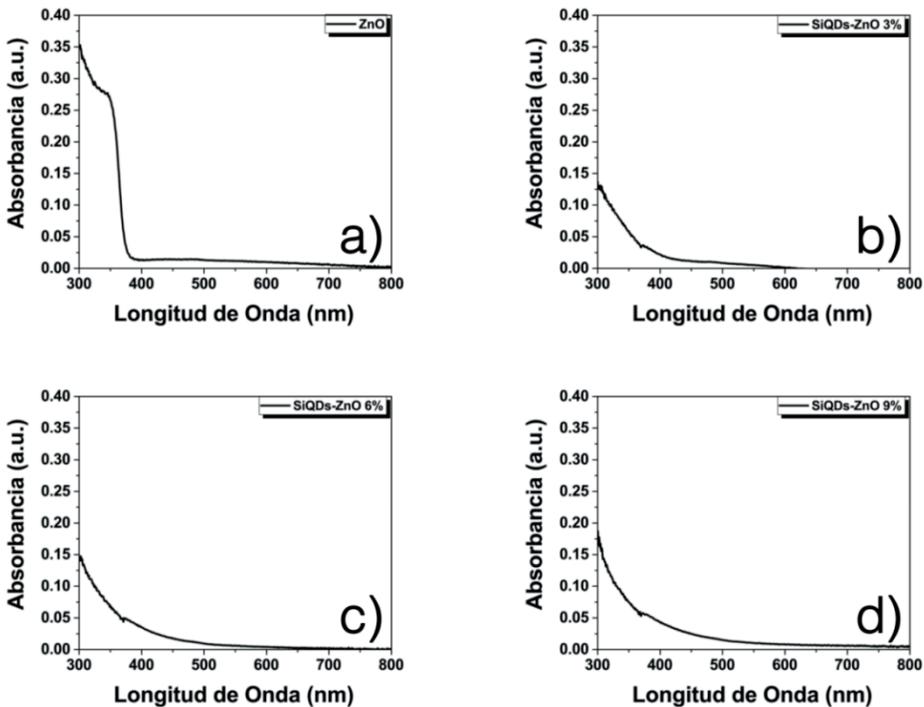


Figura 7. Espectros de absorción de ZnO, SiQDs-ZnO 3%, SiQDs-ZnO 6% y SiQDs-ZnO 9%.

Estimación de Ancho de Banda Prohibida utilizando el Método de Tauc

Empleando el método de Tauc (Viezbicke, et.al., 2015) y los espectros de absorción de las películas de óxido de zinc con y sin nanopartículas de Silicio embebidas, podemos estimar el ancho de banda prohibida. En la figura 8 a) se muestra el valor calculado del ancho de banda prohibida directa de la película de óxido de zinc. Un incremento en el ancho de banda prohibida de 3.35 eV a 3.55 eV se obtuvo con la adición de las nanopartículas de

Silicio como se presentan en las figuras 8 b) - d). Esta variación del E_g puede ser relacionada con el efecto del Burstein-Moss que ocurre en semiconductores degenerados (Burstein, 1954). En la tabla I se enlistan los valores de energía de banda prohibida de cada uno de los depósitos, en el cual se puede observar que a mayor porcentaje de NPs Si mayor E_g .

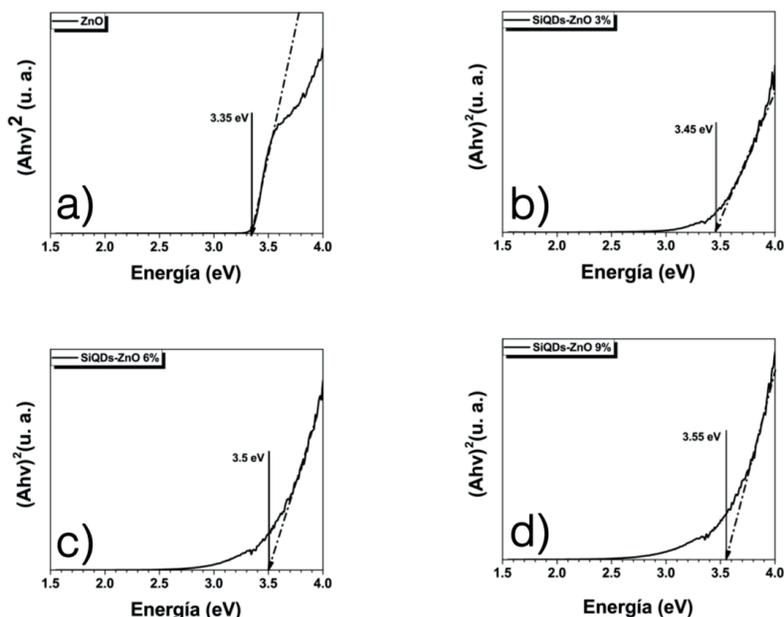


Figura 8. Estimación de ancho de banda prohibida de ZnO, SiQDs-ZnO 3%, SiQDs-ZnO 6% y SiQDs-ZnO 9%.

Tabla I. Porcentaje de NPs de Si en películas de ZnO vs Ancho de Banda Prohibida.

| Muestra | E_g (eV) |
|--------------|------------|
| ZnO | 3.35 |
| SiQDs-ZnO 3% | 3.45 |
| SiQDs-ZnO 6% | 3.50 |
| SiQDs-ZnO 9% | 3.55 |

Concentración de Portadores de Carga

La concentración de portadores mostrados en la tabla 2 fueron estimados utilizando la ecuación de Burstein-Moss (1).

$$\Delta E_{BM} = \frac{\hbar^2}{2m_e} (3\pi^2 N)^{2/3} \quad (1)$$

$$N = \frac{\left(\frac{\Delta E_{BM}(2m_e)}{\hbar^2}\right)^{3/2}}{3\pi^2} \quad (2)$$

donde: ΔE_{BM} es el corrimiento de Burstein Moss, \hbar constante de Planck reducida, N concentración de portadores y masa efectiva de electrones $\frac{m_e^*}{m_0=0.52}$ para películas que contengan menos de 1.5 % de Silicio y 0.34 para otras concentraciones, valores utilizados por Clatot et al. (2013). La figura 9 muestra ancho de banda prohibida vs porcentaje de Silicio vs concentración de portadores de carga en las películas de ZnO.

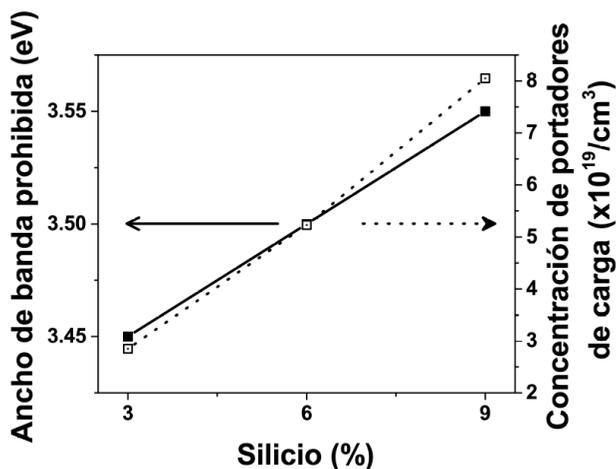


Figura 9. Ancho de banda prohibida vs porcentaje de Silicio vs concentración de portadores de carga.

Tabla 2. Porcentaje de Silicio en las películas de ZnO vs Concentración de portadores de carga.

| Muestra | Concentración de portadores de carga ($\times 10^{19}/\text{cm}^3$) |
|--------------|-----------------------------------------------------------------------|
| SiQDs-ZnO 3% | 2.84 |
| SiQDs-ZnO 6% | 5.22 |
| SiQDs-ZnO 9% | 8.05 |

Espectroscopia de Fotoluminiscencia

Las respuestas fotoluminiscentes a temperatura ambiente de las películas de ZnO sin y con nanopartículas de Silicio embebidas se obtuvieron usando un Láser Kimmon IK Series He-Cd de 325 nm. En la figura 10 a) podemos observar el espectro de fotoluminiscencia del óxido de zinc que consiste de dos bandas de emisión. Una es en la región del ultravioleta (UV) localizada en 374 nm y corresponde a la banda cerca del borde de emisión (NBE) la cual es atribuida a los estados excitónicos, la otra banda es en la región del visible centrada en 544 nm y es debido a los defectos estructurales y/o vacancias (DBE) (Lin, et.al., 2001). Al incorporar las NPs Si en el ZnO, se obtuvo una mejora en los espectros luminiscentes además de corrimientos hacia el rojo en la NBE, y hacia el azul en la DBE y una nueva emisión (SQDE) situada en 457 nm, relacionado con el nivel de interacción

de las nanopartículas de Silicio con el oxígeno de la matriz de óxido de zinc y a su vez provocando vacancias de oxígeno (Vo) como se muestran en las figuras 10 b) - d).

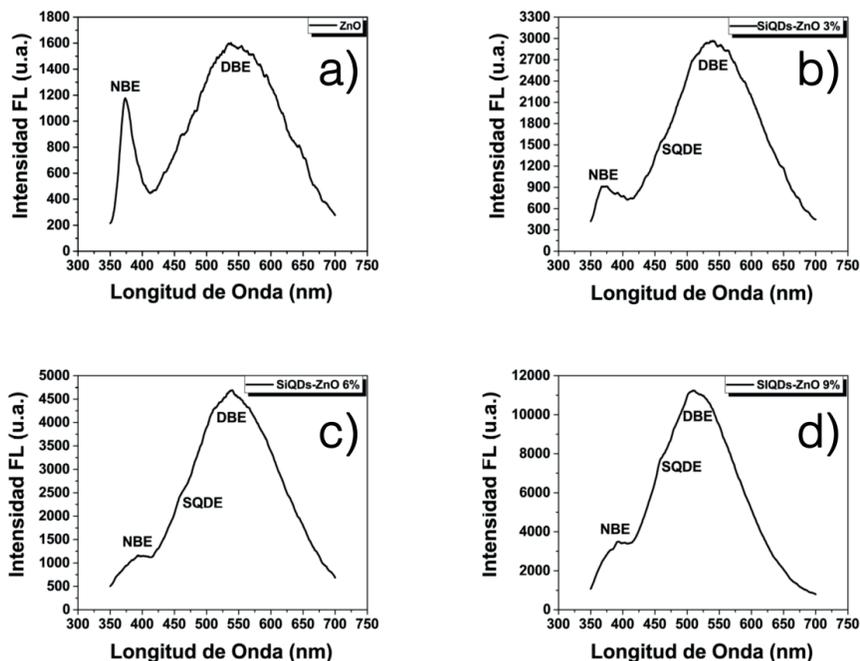


Figura 10. Espectro de fotoluminiscencia de ZnO, SiQDs-ZnO 3%, SiQDs-ZnO 6% y SiQDs-ZnO 9%.

Coordenadas cromáticas CIE1931 y análisis de pureza de color Fotoluminiscencia

Los espectros fotoluminiscentes de las muestras ZnO sin y con partículas de Silicio embebidas, se caracterizaron por sus coordenadas cromáticas de la Commission Internationale de L'Éclairage (CIE) 1931, como se muestra en la siguiente figura 11 a) - d). Utilizando la ecuación aproximada de McCamy's (3) se calculó la temperatura de color correlacionada (CCT) de cada emisión (McCamy, 1992; Meza-Rocha, et.al., 2017).

$$CCT = -449n^3 + 3525n^2 + 6823.3n + 5520.33 \quad (3)$$

donde: $n = \frac{(x-x_e)}{(y-y_e)}$ es la pendiente recíproca y $(x_e = 0.332, y_e = 0.186)$ son las coordenadas del epicentro de convergencia. El óxido de zinc exhibe luz blanca de día con una CCT de 5051 K. Las muestras con 6 y 9 % de NPs Si también tienen una emisión luz blanca de día y temperaturas de 5239 K and 5259 K respectivamente. Finalmente, la muestra con 9 % de nanopartículas embebidas produce luz verde y tiene una CCT 7479 K (Sun, et.al., 2013).

La pureza del color (CP) se calculó utilizando la longitud de onda dominante, que se puede obtener dibujando una línea recta de la fuente estándar CIE1931 C, a través de las coordenadas de la muestra, hasta que la línea cruce el borde exterior de los puntos a lo largo del borde espectral de el diagrama cromático. La pureza del color es la media ponderada de las coordenadas (x, y) relativa a las coordenadas de la fuente estándar C y las coordenadas de la longitud de onda dominante. La siguiente expresión (4) se utiliza para calcularla:

$$CP = \frac{\sqrt{(x-x_i)^2 + y-y_i^2}}{\sqrt{(x_d-x_i)^2 + y_d-y_i^2}} \times 100 \quad (4)$$

donde: (x, y) y (xi, yi) son las coordenadas de la fuente de luz y la fuente estándar CIE1931 C (0.3101, 0.3162), respectivamente, y (xd, yd) son las coordenadas de la longitud de onda dominante (Lou & Hao, 2004). En la tabla III se muestra una comparación de las coordenadas cromáticas CIE, la temperatura de color correlacionada, longitud de onda dominante, pureza de color y el color de emisión de ZnO, SiQDs-ZnO.

Tabla 3. Comparación de las coordenadas cromáticas CIE calculadas de los espectros de fotoluminiscencia, CCT, longitud de onda dominante, CP y el color de emisión de ZnO y SiQDs-ZnO.

| Muestra | Coordenadas CIE (x,y) | CCT(K) | Longitud de Onda Dominante (nm) | CP (%) | Color de Emisión |
|--------------|-----------------------|--------|---------------------------------|--------|-------------------|
| ZnO | (0.3480, 0.4103) | 5051 | 567 | 35.99 | Luz blanca de día |
| SiQDs-ZnO 3% | (0.3417, 0.4163) | 5239 | 563 | 34.99 | Luz blanca de día |
| SiQDs-ZnO 6% | (0.3410, 0.4162) | 5259 | 563 | 34.89 | Luz blanca de día |
| SiQDs-ZnO 9% | (0.2718, 0.3845) | 7479 | 513 | 13.98 | Verde |

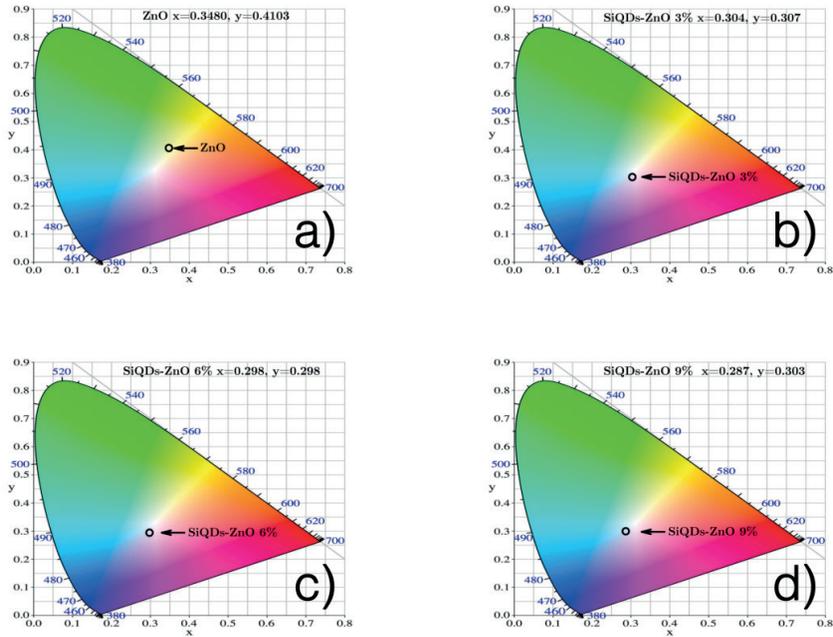


Figura 11. Coordenadas cromáticas CIE1931 de ZnO, SiQDs-ZnO 3%, SiQDs-ZnO 6% y SiQDs-ZnO 9%.

Espectroscopia de Fotoelectrones emitidos por Rayos X (XPS)

Los estados químicos de las películas fueron determinados por Espectroscopia de Fotoelectrones emitidos por Rayos X usando un espectrómetro Perkin Elmer Phi 5100 equipado de una fuente no-monocromática de magnesio $K\alpha$ (1253,6 eV). La energía de paso de la operación era 18 eV y el pico principal de C 1s situado en 284,8 eV fue utilizado para la calibración de la energía.

En la figura 12 podemos observar los espectros de foto emisión $Si2p$ de las películas de ZnO y SiQDs-ZnO. Todas las muestras, a excepción de la película de ZnO, muestran dobletes situados en 101.24 eV, 101.93 eV y 102,69 eV que corresponden a las señales Si^{2+} , Si^{3+} y Si^{4+} , respectivamente. La presencia de estos estados de oxidación puede estar relacionados con defectos (López, et.al., 2012).

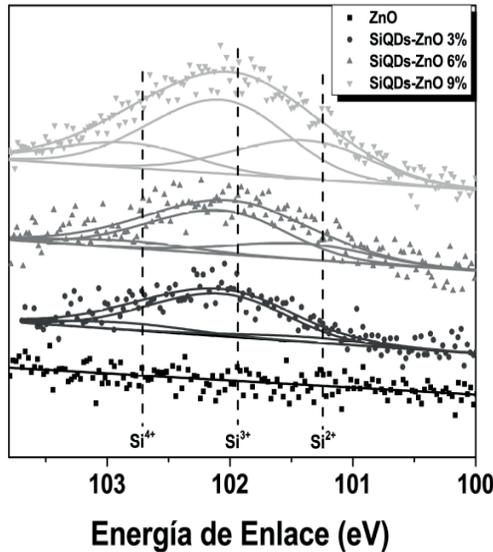


Figura 12. Espectros de foto emisión $Si2p$ de las películas de ZnO, SiQDs-ZnO 3%, SiQDs-ZnO 6% y SiQDs-ZnO 9%.

Caracterización Eléctrica de Celdas Solares con recubrimiento de ZnO y SiQDs-ZnO

Para la caracterización de la eficiencia de celdas solares comerciales (2 x 4 cm), se depositaron los cuatro diferentes recubrimientos por centrifugación en el lado de la ventana de la celda solar. Para ello, se dispersaron 180 μL del material con una velocidad angular de 4000 RPM durante 60 segundos como se muestra en la figura 13. Las curvas de voltaje y corriente de los dispositivos se midieron antes y después de la adición de los recubrimientos anteriormente descritos en condiciones estándar (Temperatura de la celda: 25°C, irradiancia de 1000 W/m^2 bajo un filtro Air Mass 1.5G). En todos los casos, la utilización de ZnO y SiQDs-ZnO mejoró el rendimiento de las celdas solares. En general, la densidad de corriente de cortocircuito (J_{sc}) tuvo una mejora más pronunciada que el voltaje de circuito abierto (V_{oc}), como se muestra en la figura 14, da como resultado en incrementos de las eficiencias de conversión de radiación solar en corriente eléctrica. El mayor incremento se obtuvo al incorporar SiQDs-ZnO 6% (figura 14 c)), donde el V_{oc} aumento de 0.562 V a 0.572 V, la J_{sc} pasó de 16.74 mA/cm^2 a 21.07 mA/cm^2 y a pesar de que el factor de llenado (FF) decremento de 46.04 % a 42.28 %, en conjunto de estos parámetros se llegó a una mejora de la eficiencia de conversión de potencia (PCE) del 4.33 % a 5.09 % para una mejora general del 17.58 %. Para la celda solar que se recubrió solo con ZnO (figura 14 a)), el V_{oc} aumentó de 0.570 V a 0.580 V, la J_{sc} también aumentó de 16.3 mA/cm^2 a 16.67 mA/cm^2 y el FF aumentó de 44.86 % a 47.99 %, lo que representa un aumento general de 4.16 % a 4.64 % en el PCE para una mejora general del PCE del 11.37 %. Al utilizar SiQDs-ZnO 3% (figura 14 b)), el V_{oc} se conservó en 0.570 V, el J_{sc} aumentó

de 16.58 mA/cm^2 a 20.98 mA/cm^2 y el FF disminuyó de 48.86% a 45.09% , se observó que el PCE aumentó de 4.61% a 5.39% para una mejora general del PCE de 16.73% . Para finalizar se utilizó el recubrimiento SiQDs-ZnO 9% (figura 14 d)) el Voc incremento de 0.562 V a 0.566 V , la J_{sc} mejoró de 16.68 mA/cm^2 a 20.10 mA/cm^2 y el FF disminuyó de 44.32% a 38.99% , con lo cual se obtuvo un aumento de 4.15% a 4.43% de PCE y una mejora general del 6.75% . Los parámetros de rendimiento de las celdas solares de cada recubrimiento se muestran en la tabla IV.

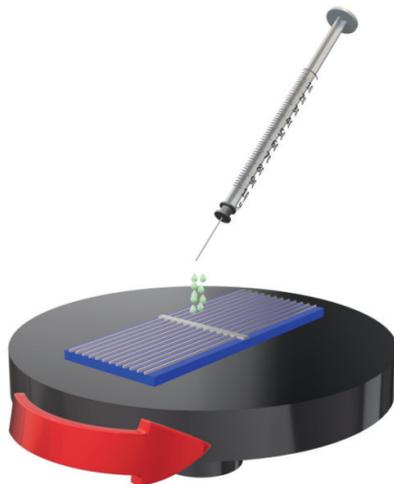


Figura 13. Diagrama esquemático del proceso de depósito de ZnO y SiQDs-ZnO sobre celdas solares comerciales.

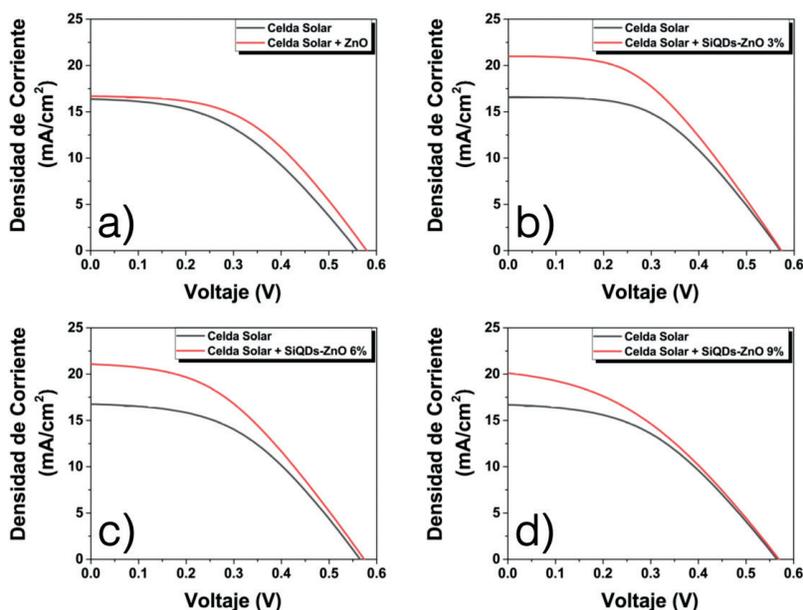


Figura 14. Curvas IV de celdas solares comerciales con recubrimientos de ZnO y SiQDs-ZnO.

Tabla 4. Parámetros del desempeño de las celdas solares de Silicio antes y después del uso de ZnO y SiQDs-ZnO.

| Desempeño de la celda solar | V _{oc} (V) | Jsc(mA/cm ²) | F F (%) | PCE (%) |
|-----------------------------|---------------------|--------------------------|---------|---------|
| Celda solar | 0.570 | 16.30 | 44.86 | 4.16 |
| Celda solar + ZnO | 0.580 | 16.67 | 47.99 | 4.64 |
| Celda solar | 0.570 | 16.58 | 48.86 | 4.61 |
| Celda solar + SiQDs-ZnO 3% | 0.570 | 20.98 | 45.09 | 5.39 |
| Celda solar | 0.570 | 16.74 | 45.39 | 4.33 |
| Celda solar + SiQDs-ZnO 6% | 0.570 | 21.07 | 42.42 | 5.09 |
| Celda solar | 0.570 | 16.68 | 43.70 | 4.15 |
| Celda solar + SiQDs-ZnO 9% | 0.570 | 20.10 | 38.71 | 4.43 |

CONCLUSIONES

Se sintetizó óxido de zinc con diferentes porcentajes de nanopartículas de silicio embebidas por la técnica de sol gel. Se obtuvo una mejora significativa en la respuesta luminiscente y emisiones sintonizables del ZnO, en relación a la cantidad de silicio presente. Este material se utilizó como recubrimientos en celdas solares comerciales teniendo como resultados aumentos en la eficiencia. El mayor incremento se obtuvo al incorporar SiQDs-ZnO 6 %, donde el Voc aumento de 0.562 V a 0.572 V, la Jsc pasó de 16.74 mA/cm² a 21.07 mA/cm² y a pesar de que el FF disminuyó de 46.04 % a 42.28 %, en conjunto de estos parámetros se llegó a una mejora de la eficiencia del 4.33 % a 5.09 % para una mejora general del 17.58 %.

REFERENCIAS

- Ammaih, Y., Hartiti, B., Ridah, A., Lfakir, A., Soucase, B. M., & Thevenin, P. (2016, November). Effect of F-doping on structural, electrical, and optical properties of ZnO thin films for optoelectronic application. In *2016 International Renewable and Sustainable Energy Conference (IRSEC)* (pp. 208-211). IEEE.
- Bera, S., Udayabhanu, G., Narayan, R., & Rout, T. K. (2016). Methodologies of application of sol-gel based solution onto substrate: A review. *Journal of Coating Science and Technology*, 3(1), 9-22.
- Burstein, E. (1954). Anomalous optical absorption limit in InSb. *Physical review*, 93(3), 632.
- Clatot, J., Nistor, M., & Rougier, A. (2013). Influence of Si concentration on electrical and optical properties of room temperature ZnO: Si thin films. *Thin Solid Films*, 531, 197-202.
- Dimitriev, Y., Ivanova, Y., & Iordanova, R. (2008). History of sol-gel science and technology. *Journal of the University of Chemical technology and Metallurgy*, 43(2), 181-192.
- Hench, L. L., & West, J. K. (1990). The sol-gel process. *Chemical reviews*, 90(1), 33-72.
- Hirst, L. C., & Ekins-Daukes, N. J. (2011). Fundamental losses in solar cells. *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, 19(3), 286-293.

Huang, X., Han, S., Huang, W., & Liu, X. (2013). Enhancing solar cell efficiency: the search for luminescent materials as spectral converters. *Chemical Society Reviews*, 42(1), 173-201.

Huang, Y., Zheng, H., Ball, I., & Luo, Z. (2001). Advances in sol-gel technology. *Ceramic industry*, 151(13), 17-20.

Kalytchuk, S., Gupta, S., Zhovtiuk, O., Vaneski, A., Kershaw, S. V., Fu, H., ... & Rogach, A. L. (2014). Semiconductor nanocrystals as luminescent down-shifting layers to enhance the efficiency of thin-film CdTe/CdS and crystalline Si solar cells. *The Journal of Physical Chemistry C*, 118(30), 16393-16400.

Kandjani, A. E., Shokuhfar, A., Tabriz, M. F., Arefian, N. A., & Vaezi, M. R. (2009). Optical properties of Sol-Gel prepared nano ZnO. The effects of aging period and synthesis temperature. *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*, 11(3), 289-295.

Khan, M. F., Ansari, A. H., Hameedullah, M., Ahmad, E., Husain, F. M., Zia, Q., ... & Aliev, G. (2016). Sol-gel synthesis of thorn-like ZnO nanoparticles endorsing mechanical stirring effect and their antimicrobial activities: Potential role as nano-antibiotics. *Scientific reports*, 6(1), 1-12.

Kumar, A., Yadav, N., Bhatt, M., Mishra, N. K., Chaudhary, P., & Singh, R. (2015). Sol-gel derived nanomaterials and its applications: a review. *Research Journal of Chemical Sciences*, ISSN, 2231, 606X.

Lin, B., Fu, Z., & Jia, Y. (2001). Green luminescent center in undoped zinc oxide films deposited on silicon substrates. *Applied physics letters*, 79(7), 943-945.

López, J. A. L., López, J. C., Valerdi, D. V., Salgado, G. G., Díaz-Becerril, T., Pedraza, A. P., & Gracia, F. F. (2012). Morphological, compositional, structural, and optical properties of Si-nc embedded in SiO_x films. *Nanoscale research letters*, 7, 1-10.

Lou, Z., & Hao, J. (2004). Cathodoluminescence of rare-earth-doped zinc aluminate films. *Thin Solid Films*, 450(2), 334-340.

McCamy, C. S. (1992). Correlated color temperature as an explicit function of chromaticity coordinates. *Color Research & Application*, 17(2), 142-144.

Meza-Rocha, A. N., Camarillo, I., Lozada-Morales, R., & Caldiño, U. (2017). Reddish-orange and neutral/warm white light emitting phosphors: Eu³⁺, Dy³⁺ and Dy³⁺/Eu³⁺ in potassium-zinc phosphate glasses. *Journal of Luminescence*, 183, 341-347.

Pudasaini, P. R., & Ayon, A. A. (2013, April). High performance nanopillars array silicon solar cells. In *2013 Symposium on Design, Test, Integration and Packaging of MEMS/MOEMS (DTIP)* (pp. 1-5). IEEE.

Richards, B. S. (2006). Enhancing the performance of silicon solar cells via the application of passive luminescence conversion layers. *Solar energy materials and solar cells*, 90(15), 2329-2337.

Samuel, E. P., Bhadane, H., Chandra, U., & Gautam, D. K. (2014). Sol gel Spin coated ZnO thin films for biosensing applications. *Int J Eng Technol Res*, 2, 42-44.

Schmidt, J., Merkle, A., Brendel, R., Hoex, B., de Sanden, M. V., & Kessels, W. M. M. (2008). Surface passivation of high-efficiency silicon solar cells by atomic-layer-deposited Al₂O₃. *Progress in photovoltaics: research and applications*, 16(6), 461-466.

Scholes, G. D., Fleming, G. R., Olaya-Castro, A., & Van Grondelle, R. (2011). Lessons from nature about solar light harvesting. *Nature chemistry*, 3(10), 763-774.

Solar Cells," IEEE Transactions on Electron Devices, vol. 38, no. 8, pp. 1925–1934, 1991.

- Stöber, W., Fink, A., & Bohn, E. (1968). Controlled growth of monodisperse silica spheres in the micron size range. *Journal of colloid and interface science*, 26(1), 62-69.
- Sun, C. Y., Wang, X. L., Zhang, X., Qin, C., Li, P., Su, Z. M., ... & Li, J. (2013). Efficient and tunable white-light emission of metal-organic frameworks by iridium-complex encapsulation. *Nature communications*, 4(1), 2717.
- Trupke, T., Green, M. A., & Würfel, P. (2002). Improving solar cell efficiencies by down-conversion of high-energy photons. *Journal of applied physics*, 92(3), 1668-1674.
- Tyona, M. D. (2013). A theoretical study on spin coating technique. *Advances in materials Research*, 2(4), 195.
- Vega-Garita, V., Matamoros-Quesada, J., & Vega-Baudrit, J. (2014). Síntesis de CeO₂: propiedades del sol-gel y caracterización de las nanopartículas obtenidas. *Revista Tecnología en Marcha*, 27(3), ág-62.
- Viezbicke, B. D., Patel, S., Davis, B. E., & Birnie III, D. P. (2015). Evaluation of the Tauc method for optical absorption edge determination: ZnO thin films as a model system. *physica status solidi (b)*, 252(8), 1700-1710.
- Wang, J., Ye, D. X., Liang, G. H., Chang, J., Kong, J. L., & Chen, J. Y. (2014). One-step synthesis of water-dispersible silicon nanoparticles and their use in fluorescence lifetime imaging of living cells. *Journal of Materials Chemistry B*, 2(27), 4338-4345.
- Zanto, E. J., Al-Muhtaseb, S. A., & Ritter, J. A. (2002). Sol-gel-derived carbon aerogels and xerogels: design of experiments approach to materials synthesis. *Industrial & engineering chemistry research*, 41(13), 3151-3162.
- Zhang, Q. Y., & Huang, X. Y. (2010). Recent progress in quantum cutting phosphors. *Progress in materials Science*, 55(5), 353-427.
- Zhao, J., & Green, M. A. (1991). Optimized antireflection coatings for high-efficiency silicon solar cells. *IEEE Transactions on electron devices*, 38(8), 1925-1934.
- Znaidi, L. (2010). Sol-gel-deposited ZnO thin films: A review. *Materials Science and Engineering: B*, 174(1-3), 18-30.