

## Modelo del voltaje de descarga en depósitos de $ZrO_X$ por erosión iónica reactiva

V. García-Gradilla<sup>a,b,\*</sup>, G. Soto-Herrera<sup>a</sup>, R. Machorro-Mejía<sup>a</sup>, E. Mitrani-Abenchuchan<sup>b</sup>

<sup>a</sup>Centro de Nanociencias y Nanotecnología, Universidad Nacional Autónoma de México,  
Apartado Postal 2681, Ensenada B.C., 22800 México,

<sup>b</sup>División de Física Aplicada, Centro de Investigación Científica y de Educación Superior de Ensenada,  
Km 107 Carr. Tijuana-Ensenada, Ensenada B.C., 22800 México,  
Tel(646)1744602; fax:(646)1744603,  
\*e-mail:vgg@cnyun.unam.mx

Recibido el 9 de septiembre de 2008; aceptado el 13 de marzo de 2009

Se presenta una aplicación del modelo de Berg para el depósito de películas delgadas de  $ZrO_X$  por la técnica de erosión iónica reactiva. Se propone un tratamiento alternativo de dicho modelo, adaptándolo a un punto de vista ingenieril. El modelo de Berg en su forma original considera el envenenamiento del blanco como una fracción de cobertura de la superficie del blanco, la presión de depósito, los flujos de entrada y la velocidad de bombeo. En el tratamiento alternativo que aquí se ejemplifica, todas estas cantidades -difíciles de medir en la práctica - se reducen a considerar solamente variaciones en la caída de voltaje en el blanco y la impedancia del plasma, que juntos conforman el voltaje de descarga. La ventaja de este tratamiento es que puede ser usado fácilmente por un ingeniero de campo, sin conocimientos en ciencias de materiales, para controlar las propiedades de la película a depositar.

*Descriptores:* Erosión iónica reactiva; voltaje de descarga; películas delgadas; modelo.

A Berg model application for  $ZrO_X$  thin film deposition by DC reactive sputtering is presented. An alternative treatment to this model is proposed, focused on an engineering point of view. Berg model involves target poisoning as a compound covering a fraction of the target surface, pressure, input flow and pumping speed. In the alternative treatment presented, all these quantities -some hard to be measured- are condensed by considering variations in the target voltage and plasma impedance, that together comprises the discharge voltage. The advantage of this handling is that can be easily used by a field engineer, without necessity of advanced knowledge in material science.

*Keywords:* DC reactive sputtering; discharge voltage; thin film.

PACS: 81.15.Aa; 81.15.Cd; 84.37.+q

### 1. Introducción

El óxido de zirconio es uno de los materiales refractarios comúnmente usados como barrera térmica en dispositivos electrónicos. Lo anterior gracias a su muy baja conductividad térmica y su alta capacidad dieléctrica. En forma de películas delgadas es estudiado como un material prometedor que puede ser empleado en dispositivos nano-electrónicos y nano-ópticos. Para realizar nano-dispositivos es necesario tener un control muy fino en los espesores y propiedades de la capa depositada. Una de las técnicas más utilizadas para el depósito de películas delgadas es la erosión iónica en corriente directa, conocida como "DC sputtering" en inglés. Una variación de esta técnica es la erosión iónica reactiva, la cual introduce un gas reactivo para formar reacciones del material erosionado del blanco con elementos químicos proveídos por el gas. De esta manera se pueden modificar las propiedades de la película: estequiometría, espesor, dureza, propiedades ópticas, propiedades eléctricas, etc. Para describir los fenómenos físicos que ocurren durante el proceso de depósito uno de los modelos más frecuentemente empleados es el de Berg [1]. En este modelo se propone que el flujo de entrada del gas reactivo  $q_o$  a la cámara se divide en tres caminos: el primero hacia

el blanco  $q_t$ , otro hacia las paredes de la cámara  $q_c$  y el último hacia la bomba  $q_p$ , bajo las siguientes ecuaciones:

$$q_t = \alpha_t F(1 - \theta_1) A_t, \quad (1)$$

$$q_c = \alpha_c F(1 - \theta_2) A_c, \quad (2)$$

$$q_p = S \cdot P_G, \quad (3)$$

$$q_o = q_t + q_c + q_p; \quad (4)$$

donde  $\alpha_t$  y  $\alpha_c$  son los coeficientes de adherencia de los átomos del gas reactivo hacia las superficies del blanco y de la cámara, respectivamente;  $A_t$  y  $A_c$  son las áreas del blanco y de la cámara;  $\theta_1$  es la fracción de compuesto metal-gas reactivo que cubre la superficie del blanco y  $\theta_2$ , dado que en nuestro caso se trata de formar  $ZrO_2$ , es la fracción de formación de este compuesto sobre la superficie de la cámara o sustrato;  $S$  es la velocidad de bombeo y  $F$  es el flujo de moléculas reactivas debido a la presión parcial  $P_G$ ,

$$F = \frac{P_G}{\sqrt{(2\pi kTM)}}. \quad (5)$$

Además se tienen que cumplir las ecuaciones que describen el proceso de reacción y remoción de partículas, las

cuales se representan por

$$\frac{dG}{dt} = 2\alpha_t F(1 - \theta_1) - \left(\frac{J}{e}\right) S_G \theta_1 \quad (6)$$

$$\frac{dG}{dt} = 2\alpha_c F(1 - \theta_2) - \left(\frac{J}{e}\right) S_G \theta_1 \frac{A_t}{A_c} (1 - \theta_2) - \left(\frac{J}{e}\right) S_M (1 - \theta_1) \frac{A_t}{A_c} \theta_2; \quad (7)$$

donde  $G$  es el número de átomos del gas reactivo que reaccionan con el metal.  $J$  es la densidad de corriente de iones de argón,  $e$  es la carga del electrón.  $S_G$  y  $S_M$  son la tasa de remoción del compuesto y metal, respectivamente.

La Ec. (6) está relacionada con la actividad en el blanco, donde el primer término se origina debido a las reacciones en su superficie y el segundo a la remoción de partículas. La Ec. (7) está asociada con la actividad en la superficie de las paredes de la cámara o sustrato. El primer término describe las reacciones, mientras que el segundo y tercer términos el arribo de partículas erosionadas a las fracciones de superficie del sustrato cubiertas por material metálico y compuesto, respectivamente. En estado estable se satisface  $dG/dt=0$ , por lo tanto al resolver las Ecs. (5) a (7) se obtienen  $\theta_1$  y  $\theta_2$  en función de  $P_G$ . Al combinar las Ecs. (1) a (4), es posible resolver en función de los flujos de gas. Es útil la solución en términos de los flujos de entrada, ya que son las variables sobre las que se puede actuar para ejercer la acción de control. Más adelante se presentarán las curvas de comportamiento de este modelo aplicado a nuestro sistema de depósito.

Un primer paso para controlar un sistema de manera óptima es conocerlo bien, es decir, obtener un modelo que describa al proceso de manera detallada y encontrar variables medibles que observen su funcionamiento para así poder realizar correcciones sobre éste. Para un sistema de erosión iónica reactiva, el control de las propiedades por la variación del flujo de entrada de gases reactivos no es una tarea sencilla, incluso cuando se cuenta con una descripción matemática del mismo, debido a que se presenta una región no lineal de fuerte histéresis, provocada por el envenenamiento del blanco, esto es, la formación de una capa de compuesto en el blanco por las reacciones con el gas reactivo. Trabajar en la región de histéresis puede llevar al sistema a inestabilidades o a estados inapropiados para el depósito. El modelo de Berg requiere monitorear la o las presiones parciales de los gases reactivos para observar el proceso de depósito (Ec. 3). En el caso de depósitos de  $ZrO_x$  se puede obtener una alta variación de las propiedades de la película depositada, aun para cambios muy pequeños en la presión parcial de oxígeno; es decir, esta variable no es muy sensible a los cambios del sistema. Se hace necesario buscar otra variable para el monitoreo, como es el voltaje de descarga o voltaje del blanco [2]. A diferencia de los flujos de entrada, esta variable sí resulta ser sensible a las alteraciones de las propiedades de las películas de  $ZrO_x$  que ocurren durante el proceso de depósito, como veremos

más adelante. La intención del presente trabajo es describir la equivalencia del modelo de Berg a una forma simplificada en que se relacionan las variables físicas del sistema con el voltaje de descarga. Esta forma es útil para el control de depósitos por erosión iónica reactiva, ya que es relativamente fácil medir el voltaje de descarga y éste puede ser relacionado con los cambios de las propiedades de la película depositada.

## 2. Experimentación

Los depósitos de óxidos de zirconio de composición variable,  $ZrO_x$ , se realizaron por la técnica de erosión iónica reactiva en corriente directa. Se partió de un blanco de zirconio metálico de 99.95 % de pureza, 5.08 cm de diámetro y 0.3175 cm de espesor. Para oxidar las películas se introdujo  $O_2$  durante el proceso de erosión por medio de controladores de flujo másico de 10 sccm. El sustrato sobre el que se hacen los depósitos es de silicio (111) a temperatura ambiente.

Para lo anterior se cuenta con una cámara de vacío con un volumen de 4 litros evacuada por una bomba turbomolecular de 150 l/s conectada a través de una reducción de 2.54 cm. La presión se midió por un sensor capacitivo tipo Baratron con rango de 100 m Torr. La determinación de las presiones parciales se realizó con un espectrómetro de masas tipo cuadrupolo con un intervalo de operación de 300 u.m.a. Se utilizó una fuente de corriente directa de 500 W para la alimentación del cañón magnetrón. Para la introducción de los gases se tienen 4 controladores de flujo de 10 sccm y una tarjeta de adquisición de datos manejada por una PC con sistema operativo Windows XP. En este caso sólo fueron utilizados dos controladores de flujo, uno para la introducción de Ar y otro para  $O_2$ . Las mediciones de las propiedades ópticas de las películas fueron realizadas en un elipsómetro multi-canal de analizador rotatorio. Las fracciones de  $ZrO_2$  y Zr en las películas se estimaron por medio de la aproximación de medio efectivo [3,4] suponiendo una mezcla homogénea de óxido de zirconio y zirconio metálico. De esta forma es posible obtener la concentración atómica de los materiales compuestos en las películas.

El procedimiento realizado en este trabajo fue el siguiente. En la primera etapa se llevó a cabo un depósito con variación del flujo de gas reactivo durante el experimento. Este depósito se realizó a corriente de descarga y flujo de argón constantes, con una variación amplia en sentido de subida y bajada del flujo de gas reactivo (oxígeno), adquiriendo datos de presión y voltaje de descarga para observar su comportamiento y encontrar la región de histéresis del depósito.

En la segunda etapa se realizaron varios depósitos de capa sencilla en la región de interés, para obtener posteriormente las composiciones de las películas depositadas. Los parámetros del depósito son los mismos que la etapa anterior, sólo que en ésta se realizaron depósitos individuales de capa sencilla a flujo constante de gas reactivo, cambiando entre experimentos este flujo.

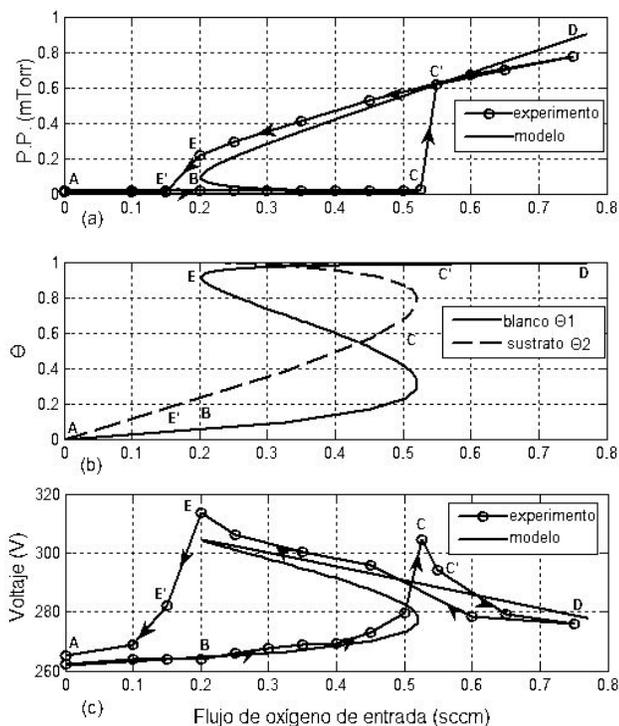


FIGURA 1. Comportamiento de (a) la presión parcial, (b) la fracción de compuesto modelada y (c) el voltaje de descarga vs flujo de gas reactivo en el depósito de  $ZrO_x$  por *sputtering* reactivo. El modelo de las curvas a y b es por Berg, y el de la curva c es el propuesto en la Sec. 3.3.

### 3. Resultados y discusiones

#### 3.1. Depósito con variación del flujo de gas reactivo durante el experimento

Con el experimento de variación del flujo de gas reactivo durante el depósito de zirconio es posible obtener rápidamente la curva de comportamiento flujo vs presión parcial del sistema de depósito, en el que se puede identificar si es aplicable el modelo de Berg, esto es, que halla histéresis en la curva y que el porcentaje de flujo de gas reactivo con respecto al flujo de argón sea pequeño para despreciar efectos de implantación de iones reactivos no considerados por este modelo [5]. Cumpliéndose lo anterior, es posible ajustar los parámetros del modelo de Berg ( $\alpha_t$ ,  $\alpha_c$ ,  $S_G$  y  $S_M$ ) con los datos experimentales. Dado el anterior ajuste es posible identificar los regímenes de operación del depósito y sus regiones útiles. Algunos de los datos más relevantes que son posibles obtener del modelo son las fracciones de compuesto de  $ZrO_2$ , sobre las superficies del blanco y sustrato ( $\theta_1$  y  $\theta_2$ ). En las Figs. 1a y 1b se muestran la presión y fracciones de compuesto en las superficies del experimento descrito anteriormente, y se puede apreciar el comportamiento típico de histéresis en depósitos por *sputtering* reactivo, en la que se pueden identificar 2 regiones: la primera A-C, conocida como región no envenenada, donde la fracción de compuesto sobre la superficie del blanco  $\theta_1$  varía de 0 a 0.3, la fracción

de compuesto en el sustrato  $\theta_2$  varía de 0 a 0.9, la presión parcial de oxígeno es muy pequeña y varía muy poco debido a que el consumo de gas reactivo es muy alto en las superficies del blanco y sustrato. Algunos autores recomiendan el uso de la presión parcial del gas reactivo como señal para el control de la estequiometría de los depósitos por erosión iónica reactiva [6-8], aunque como se acaba de mencionar, para el caso de depósitos de  $ZrO_x$  esta variable cambia muy poco ante la modificación de la composición de la película, por lo que esta señal no sería ideal para monitorear los cambios de composición y en consecuencia tampoco serviría para el control del depósito. En la otra región conocida como envenenada D-E, las superficies del blanco y sustrato están cubiertas casi al 100% de compuesto  $ZrO_2$  debido al exceso de oxígeno, esto es  $\theta_1$  y  $\theta_2$  son aproximadamente 1 y el consumo de gas reactivo en las superficies es casi nulo, entonces la bomba es prácticamente la única que consume el gas reactivo, por lo que la variación de la presión parcial a causa del cambio de flujo de gas reactivo es más significativa.

Por su parte, la variación del voltaje de descarga con el flujo de gas reactivo tiene una pendiente positiva en la región no envenenada y una negativa en la región envenenada (Fig. 1c). Para algunos materiales diferentes del zirconio, han sido reportados comportamientos similares del voltaje de descarga, tal es el caso del nitruro de titanio [9] y el óxido de aluminio [10], aunque para otros materiales como el nitruro de silicio [11,12], se reportan comportamientos diferentes. Es importante señalar que en nuestros experimentos, la variación del voltaje en la región no envenenada es más pronunciada que la variación de la presión parcial, esto significa que el voltaje es más sensible a los cambios en la concentración de compuesto en las superficies del sistema que la presión, por lo que sería de mayor utilidad para nuestro sistema la utilización del voltaje de descarga como señal de control en un sistema automático de depósito. Los resultados y comportamiento del modelo del voltaje de descarga serán discutidos más adelante.

#### 3.2. Depósitos de capa sencilla

Con los depósitos de capa sencilla es posible caracterizar la película depositada y con esto validar los datos de composición que arroja el modelo de Berg. Esta serie de depósitos se realizó en el régimen de región no envenenada, donde se obtiene la mayor variación de la composición de la película. Utilizando la aproximación de medio efectivo AME con dos elementos  $ZrO_2$  y Zr, se obtiene que la concentración de óxido de zirconio en la película cambia de 0 – 98% al variar el flujo de gas reactivo (Fig. 3), y la forma de la curva es muy cercana a la obtenida por el modelo de Berg. De igual manera se incluyeron huecos en la AME para buscar contribuciones de rugosidad en las superficies de las películas obteniendo resultados negativos. Con esto se valida el modelo de Berg que predice concentraciones atómicas de las películas muy parecidas a la logradas en la práctica.

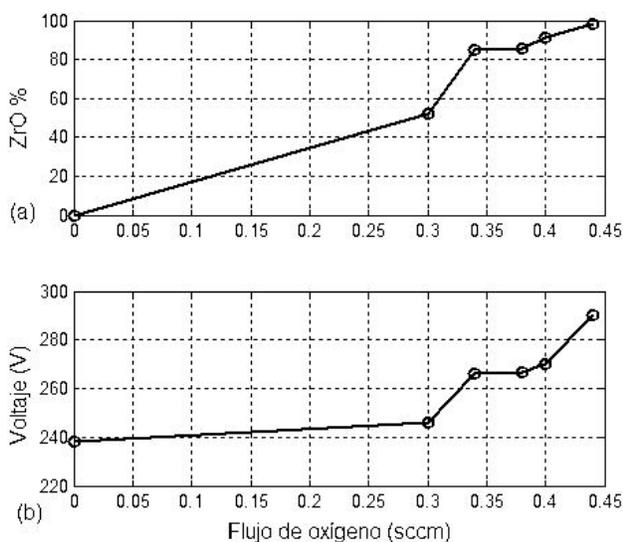


FIGURA 2. Comportamiento del voltaje y la concentración de la película de  $ZrO_2$  a diferentes flujos de gas reactivo.

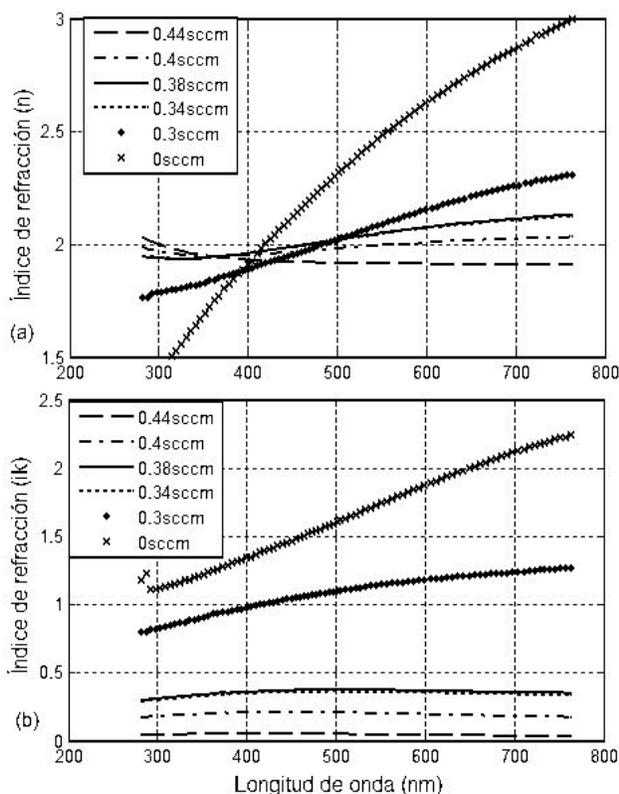


FIGURA 3. Propiedades ópticas de las películas a diferentes flujos de gas reactivo analizadas por elipsometría.

Por su parte, el voltaje de descarga aumenta con el incremento de la concentración de  $ZrO_2$  en la película, por lo que sería de utilidad hacer una relación más detallada entre estos dos resultados para poder utilizar el voltaje como una posible señal para estimar y controlar la estequiometría de la película depositada.

Otras características que cambian son las propiedades ópticas de la película, en nuestro caso el índice de refracción,

al modificar el flujo de entrada del gas reactivo. La parte real del índice de refracción varía entre 1.9 y 2.5, y la parte imaginaria o coeficiente de extinción varía de .05 a 1.7, a una longitud de onda de referencia de 550 nm, aunque en la gráfica de la Fig. 3 se puede apreciar el comportamiento en un espectro más amplio. El control de las propiedades ópticas durante el depósito de películas delgadas es de utilidad en la elaboración de filtros ópticos, Vernhes *et al.* y Bulkin *et al.* [13,14], han fabricado filtros ópticos inhomogéneos y multicapa al variar el índice de refracción de la película delgada durante el depósito, con la técnica de depósito PECVD, por lo que sería posible hacer lo mismo con la técnica de "sputtering" si se logran controlar las propiedades ópticas durante el depósito.

Debemos señalar que, debido a perturbaciones desconocidas, al introducir 2 flujos de gas de diferente magnitud (0.34 y 0.38 sccm) se obtuvo casi el mismo voltaje en el blanco, como resultado la composición e índice de refracción de las películas fueron muy similares y casi indistinguibles, ver Figs. 3 y 4. Esto sugiere que, el voltaje de descarga responde mejor a los cambios de las propiedades del material depositado que el flujo de gas reactivo de entrada, y además, dados los resultados de la sección anterior, el voltaje es más sensible a los cambios de las propiedades de la película que la presión parcial en depósitos de  $ZrO_x$ .

Lo importante de este hecho es que el voltaje de descarga está más ligado a las propiedades de la película que el flujo y la presión parcial del gas reactivo, por lo que resulta importante hacer un modelo del voltaje de descarga en función de estas propiedades a fin de controlarlas a través este voltaje y utilizarlo como señal de control en los depósitos de películas delgadas.

### 3.3. Modelo del voltaje de descarga

Además de ser muy sensible a los cambios de las condiciones dentro de una cámara de depósito, tales como la presión, el envenenamiento del blanco, espesor del blanco, área de la superficie de la cámara, etc, el voltaje de descarga es una variable muy sencilla de medir durante los procesos de erosión iónica reactiva. Al tener como objetivo el depósito estequiométrico controlado de películas delgadas, es importante relacionar los cambios del voltaje de descarga con la composición de la película depositada, por lo que se desarrolló un

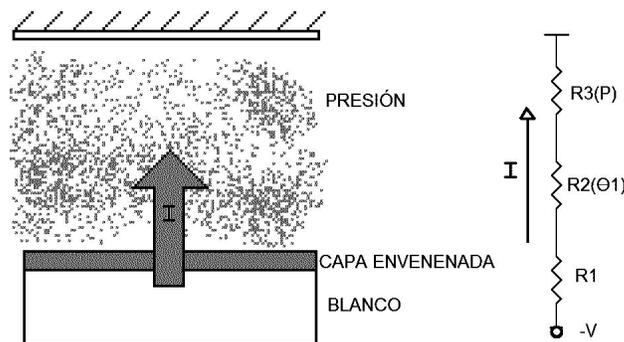


FIGURA 4. Esquema análogo de sistema de depósito y circuito eléctrico.

modelo que considera las variables que afectan más al voltaje de descarga en un sistema convencional.

Hay diversas explicaciones válidas del comportamiento del voltaje de descarga: implantación de iones [10,11], electrones secundarios [12], etc. que involucran la fracción del envenenamiento del blanco denotado por  $\theta_1$  en la ecuación original de Berg. El modelo propuesto parte de la observación de las gráficas de voltaje, del envenenamiento del blanco o fracción de compuesto en la superficie del blanco  $\theta_1$  y de la presión, relaciona el parecido del envenenamiento del blanco con el voltaje en la región A-C o región no envenenada, también relaciona la similitud del aumento de la curva de presión con la disminución de voltaje en la región D-E o región envenenada. Dicho esquema tiene una explicación muy sencilla, además no necesita modificación del modelo original, el cual implica una analogía con un circuito eléctrico (Fig. 4). Se proponen tres resistencias en serie, una debida al espesor del material metálico del blanco  $R_1$ , la segunda al compuesto que se forma en la superficie del blanco debido al envenenamiento  $R_2(\theta_1)$  y la tercera debido a la presión del gas  $R_3(P)$ . Entonces el voltaje de descarga es el producto de la corriente de descarga con la suma de estas tres resistencias.

$$V_D = [R_1 + R_2(\theta_1) + R_3(P)] * I. \quad (8)$$

Dado que en nuestro sistema se tiene corriente constante, un cambio de estas resistencias o variables del sistema, se refleja en un cambio en el voltaje de descarga. Como el espesor del blanco no cambia significativamente,  $R_1$  puede ser considerada constante, Depla *et al.* [15] explica cómo la variación del espesor del blanco modifica esta resistencia. En la región no envenenada, la presión no cambia tampoco, por lo tanto  $R_3$  es casi constante también. Entonces la única resistencia variable en esta zona es  $R_2(\theta_1)$ , que es función del envenenamiento del blanco. Ya que se considera la corriente constante, la variación del voltaje de descarga en esa región se puede relacionar primordialmente a  $R_2(\theta_1)$  y consecuentemente al envenenamiento del blanco o fracción de compuesto en la superficie del blanco  $\theta_1$ .

En la región envenenada, el valor de  $\theta_1$  es constante y cercano a la unidad, por lo que  $R_2(\theta_1)$  se puede considerar constante, entonces en esta región la presión es la variable dominante del sistema, por lo que la modificación del voltaje de descarga se debe a los cambios de presión y varía inversamente a ésta. Depla *et al.* [15] explica cómo en depósitos por erosión iónica, la presión del gas disminuye la impedancia del plasma y en consecuencia el voltaje de descarga varía de manera inversa a la presión.

En la Fig. 1c se observa la respuesta del modelo propuesto utilizando funciones de primer grado para  $R_2$  y  $R_3$ :  $R_2 = \beta_1 \theta_1$  y  $R_3 = k_1 - \beta_2 P$ , y la fracción envenenada  $\theta_1$  obtenida del ajuste del modelo de Berg, donde  $\beta_1$ ,  $k_1$ , y  $\beta_2$  son constantes positivas,  $\beta_1$  y  $\beta_2$  representan la pendiente de voltaje en las regiones no envenenada y envenenada, respectivamente, mientras que  $k_1$  representa la intersección con el eje y. Se puede resaltar cómo se aproxima la respuesta del modelo propuesto a la curva de voltaje experimental, sobre todo en la

región no envenenada A-C, de igual manera, la región envenenada D-E se ajusta aceptablemente.

La importancia de este modelo radica en que una vez medidos el voltaje de descarga y la presión total, se puede obtener la fracción de envenenamiento del blanco  $\theta_1$  al despejar la Ec. (8) y también es posible deducir la concentración de  $ZrO_2$  en la película depositada  $\theta_2$ , aplicando nuestro modelo a las ecuaciones de Berg. Con esto se tendría al modelo de Berg como una función del voltaje de descarga en lugar de su versión original en la que se utiliza la presión parcial del gas reactivo. Al obtener estas dos variables podrían utilizarse para evitar que el blanco caiga en un estado no deseado y para el control de las propiedades de la película en el sistema de depósito. Además, como se han reportado comportamientos similares de voltaje y presión en experimentos de TiN [9], este modelo podría ser extendido a otros materiales. Otra ventaja de monitorear el voltaje del descarga radica en que, la mayoría de las fuentes para "sputtering" en corriente directa tienen salidas analógicas de voltaje, corriente y potencia de la fuente, y no se requiere de otro instrumento para el control, como es el caso de otros controles de depósito que monitorean la presión parcial con un cuadripolo o el plasma con un espectrógrafo, aunque estos últimos instrumentos son superiores cuando se trata con más de un gas reactivo, ya que pueden identificar la contribución de cada uno de ellos. Por otra parte, se ha observado en nuestros experimentos que el voltaje de descarga es más sensible a los cambios de la estequiometría de la película durante el depósito que la presión parcial y el flujo de gas reactivo, por lo que el modelo de voltaje de descarga resulta una herramienta prometedora para el control de las propiedades de las películas en depósitos por erosión iónica reactiva.

#### 4. Conclusiones

En este trabajo se reporta un modelo sencillo del voltaje de descarga en procesos de erosión iónica reactiva de óxido de zirconio, en función de la fracción de compuesto de  $ZrO_2$  que se forma en la superficie del blanco de zirconio y la presión de la cámara de depósito. Mediante este modelo es posible determinar de manera directa la fracción envenenada del blanco a partir de las mediciones del voltaje de descarga y de la presión durante el proceso de depósito. Si se aplica el modelo de Berg a estos resultados, es posible deducir también la concentración de  $ZrO_2$  en la película depositada. Por lo que este par de variables podrían utilizarse para el control del depósito. Además, como el voltaje de descarga es más sensible al cambio de la composición de las películas de  $ZrO_X$  que la presión parcial del gas reactivo, podría ser utilizado con ventaja en el control de depósitos de películas de  $ZrO_X$  estables y reproducibles sin necesidad de emplear instrumentos complejos y relativamente costosos. Para lograr lo anterior, estamos trabajando en un modelo dinámico a partir del modelo estático de Berg. Mediante el modelo de voltaje de descarga y el modelo dinámico, pretendemos desarrollar un sistema de control de estequiometría original y económico.

## 5. Trabajos futuros

Desarrollo de un modelo dinámico a partir del modelo estático de Berg. Control de la estequiometría con la ayuda del modelo de voltaje de descarga y del modelo dinámico.

## Apéndice

En el presente trabajo se utilizaron los siguientes valores numéricos que a excepción de los primeros 3, fueron ob-

tenidos por ajuste:  $I=170$  mA,  $S=10$  L/s,  $A_t=20.27$  cm<sup>2</sup>,  $A_c=10 \cdot A_t$ ,  $\alpha_t=0.3$ ,  $\alpha_c=1$ ,  $S_M=1$ ,  $S_G=0.1$ ,  $R_1=306$   $\Omega$ ,  $\beta_1=297$   $\Omega$ ,  $\beta_2=220$   $\Omega$ /mTorr y  $k_1=2691$   $\Omega$ .

## Agradecimientos

Los autores agradecemos a J. Palomares, C. González, J. Peralta, P. Casillas, E. Medina y A. Tiznado por su asistencia técnica. Este trabajo fue financiado con ayuda del proyecto de DGAPA IN120306.

- 
1. S. Berg, H-O. Blom, T. Larsson y C. Nender, *J. Vac. Sci. Technol. A* **5** (1987) 202.
  2. K. Koski, J. Hölsä y P. Juliet, *Thin Solid Films* **326** (1998) 189.
  3. G.A. Niklasson, C.G. Granqvist y O. Hunderi, *Applied Optics* **43** (1981) 26.
  4. D.E. Aspnes, *Thin Solid Films* **89** (1982) 249.
  5. S. Berg, T. Larsson, C. Nender y H-O. Blom, *J. Appl. Phys.* **63** (1988) 887.
  6. W.D. Sproul, P.J. Rudnik, C.A. Gogol y R.A. Mueller, *Surf. Coat. Technol.* **39/40** (1989) 499.
  7. A.F. Hmiel y J. Vac., *Sci. Technol. A* **3** (1985) 592.
  8. W.D. Sproul, D.J. Christie y D.C. Carter, *Thin Solid Films* **491** (2005) 1.
  9. L. Combadiere y J. Machet, *Surf. Coat. Technol.* **82** (1995) 145.
  10. D. Depla y R. De Gryse, *Surf. Coat. Technol.* **183** (2004) 190.
  11. D. Depla y R. De Gryse, *Surf. Coat. Technol.* **183** (2004) 184.
  12. S. Berg y T. Nyberg, *Thin Solid Films* **476** (2005) 215.
  13. P.V. Bulkin, P.L. Swart y B.M. Laquet, *Applied Optics* **3522**, (1996) 4413.
  14. R. Vernhes, O. Zabeida, J.E. Klemberg-Sapieha y L. Martinu, *Applied Optics* **43** (2004) 97.
  15. D. Depla, G. Buyle, J. Haemers y R. De Gryse, *Surf. Coat. Technol.* **200** (2006) 4329.