

Láminas delgadas aislantes derivadas del silicio depositadas mediante la técnica ECR-CVD

S. GARCIA, I. MARTIL Y G. GONZALEZ-DIAZ

Dpto Electricidad y Electronica, Fac. Fisicas. Univ. Complutense, 28040 Madrid

En este trabajo se presenta un estudio de las propiedades opticas, estructura de enlaces, estructura de defectos y composición, de láminas delgadas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ y SiO_x depositadas mediante la técnica de depósito químico en fase vapor excitada por resonancia ciclotrónica de electrones. Se realiza un estudio detallado de la influencia de las variables de depósito (potencia de microondas, relación de flujos y temperatura de depósito) sobre las propiedades mencionadas, por el que se concluye que es posible obtener láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ con cocientes $[\text{N}]/[\text{Si}]$ desde 0.25 a 1.49, con un contenido de hidrógeno inferior al 10 %at., a una temperatura de depósito nunca por encima de 200°C. Asimismo, se presenta un estudio sobre estructuras del tipo metal-aislante-semiconductor fabricadas sobre sustratos semiconductores de Si e InP. Para ambos tipos de estructura, se obtienen distribuciones de estados en la intercara aislante-semiconductor del orden de $3 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2} \text{ eV}^{-1}$ para el caso del Si y $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2} \text{ eV}^{-1}$ para el caso del InP, lo que permite la utilización de estas estructuras en dispositivos de efecto campo.

Palabras clave: Lámina delgada, resonancia ciclotrónica electrónica, temperatura de depósito, estructuras metal-aislante-semiconductor.

Insulating thin films based on Si deposited by ECR-CVD

Analysis of the composition, optical and bonding properties, and defect structure of $\text{SiN}_x\text{:H}$ and SiO_x thin films deposited by the electron cyclotron resonance chemical vapor deposition method is presented. The study of the influence of the deposition parameters (microwave power, gases flow ratio, and deposition temperature) on the film properties results in the deposition of $\text{SiN}_x\text{:H}$ films with $[\text{N}]/[\text{Si}]$ ratios that range from 0.25 to 1.49, with hydrogen content about 10 at% for near stoichiometric films deposited below 200°C. Application of the films in metal-insulator-semiconductor structures based on Si and on InP is performed. For both structures, the minimum density of interfacial states is about $3 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2} \text{ eV}^{-1}$ for Si based structures and about $2 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2} \text{ eV}^{-1}$ for InP based on.

Key words: Thin film, electron cyclotron resonance, deposition temperature, metal-insulator-semiconductor structure.

1. INTRODUCCION

Las láminas delgadas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ y SiO_x depositadas con tecnologías de baja temperatura (<400°C) se emplean en dispositivos electrónicos con un amplio abanico de utilidades: aislamiento entre elementos activos, barreras de difusión frente a elementos indeseables (por ejemplo, iones alcalinos), pasivación de superficies, dieléctrico de puerta en dispositivos de efecto campo metal-aislante-semiconductor (MISFET), etc (1). Las tecnologías de depósito de láminas delgadas capaces de obtener estos aislantes con propiedades adecuadas a temperatura de depósito bajas son las conocidas globalmente como técnicas químicas asistidas por plasma (PECVD). Genéricamente, dichas técnicas se caracterizan por facilitar un aporte energético de origen no térmico (el plasma), que permite obtener láminas delgadas a temperaturas muy inferiores a las necesarias en las técnicas químicas convencionales (2). De entre las técnicas de plasma, la conocida como CVD de resonancia ciclotrónica de electrones (ECR), se ha manifestado en los últimos años como una de las más adecuadas para lograr el objetivo referido. Las ventajas que esta técnica posee son las siguientes:

1. Elevada capacidad de ionización del gas del plasma, lo

que permite obtener velocidades de depósito altas. Asimismo, permite trabajar en entornos de baja presión (<10 mTorr), lo que minimiza los problemas de contaminación por gases residuales (3).

2. Depósito de láminas delgadas estequiométricas a baja temperatura (<200°C), con lo que el abanico de utilidades se amplía extraordinariamente.

3. Separación física de la zona donde se crea y mantiene el plasma de la zona donde se deposita la lámina, lo que minimiza el posible daño por radiación que pueda provocar el plasma sobre la lámina (4).

En la mayoría de los trabajos publicados hasta la fecha sobre el depósito de láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ y SiO_x mediante la técnica ECR-CVD, los resultados obtenidos han sido óptimos (5,6,7). Sin embargo, pocos resultados se pueden encontrar sobre el empleo de dichas láminas en estructuras MIS sobre Si o sobre semiconductores compuestos del grupo III-V, entre los que se encuentra el InP (8). Tampoco son abundantes los trabajos que analicen exhaustivamente las posibilidades de la técnica para conseguir láminas de variada estequiometría, centrándose esencialmente en la obtención de láminas con composiciones próximas a las del compuesto estequiométrico (9).

En este trabajo, se presenta la caracterización de láminas delgadas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ y SiO_x depositadas mediante la técnica ECR-CVD con un amplio rango de composiciones, así como los resultados obtenidos en la fabricación y estudio de estructuras MIS del tipo $\text{Al/SiN}_x\text{:H/Si}$ y $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$.

2. EXPERIMENTAL

Para el depósito de las láminas se han utilizado dos fuentes de plasma ECR, las denominadas Compact-ECR y AX4500, de la casa comercial Astex. La principal diferencia entre ambas es la geometría de la cámara donde se crea el plasma. En la fuente Compact, dicha zona, de forma cilíndrica, ocupa un volumen de 55 cm^3 . En la fuente AX4500, la cámara, en forma de campana, tiene un volumen de 936 cm^3 . Ambos reactores llevan un protector de cuarzo que recubre sus paredes para evitar posibles problemas de erosión de las mismas. Las dos fuentes se han acoplado a una cámara de depósito de diseño propio, de 28cm de diámetro y 25cm de altura. La potencia de microondas (2.45 GHz) se introduce en la fuente a través de una ventana de cuarzo. En ambos casos, una bobina rodea a la fuente para crear un campo magnético divergente que se extiende dentro de la cámara de depósito. La existencia de un campo de 875 G en la cámara del plasma establece una zona en el interior de la fuente donde se produce la resonancia ciclotrónica de electrones, mecanismo responsable de la activación y el mantenimiento del plasma.

Los gases empleados para la creación del plasma han sido N_2 en el caso de las láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ y O_2 en el de las láminas de SiO_x . Como fuente de Si se ha utilizado SiH_4 puro introducido en la cámara de depósito a través de un anillo distribuidor de gases concéntrico con la fuente de plasma y situado a 4cm de la misma. La distancia entre la boca de la fuente de plasma y el portasustratos es de 14cm. La temperatura de depósito empleada ha sido siempre inferior a 200°C . Los parámetros variados y los márgenes de variación han sido los siguientes: (i) potencia de microondas entre 50 y 200W, (ii) relación de flujos de gases N_2/SiH_4 (entre 1.6 y 9) y O_2/SiH_4 (entre 0.5 y 20), (iii) temperatura de depósito entre 50 y 200°C , (iv) presión de depósito entre 0.6 y 4 mTorr.

Las técnicas de caracterización empleadas han sido: (i) Espectrofotometría en el rango 200-2500 nm, tomada en un espectrofotómetro Perkin-Elmer Lambda9; a partir de los valores de transmitancia y reflectancia obtenidos, se han calculado el índice de refracción y el gap óptico de las láminas, siguiendo los métodos descritos en las referencias 10 y 11. (ii) Absorción en el infrarrojo medida en el rango $400\text{-}4000 \text{ cm}^{-1}$ en un espectrómetro FTIR Nicolet 5PC para el conocimiento de la estructura de enlaces de las láminas; el contenido de hidrógeno se ha obtenido a partir de los picos de absorción Si-H y N-H siguiendo el método descrito en la referencia 12. (iii) Espectroscopía de electrones Auger (AES) medida en un sistema JEOL JAMP-10S para determinar la composición de las láminas, y (iv) resonancia paramagnética de espín (EPR) medida en un espectrómetro Bruker ESP 300E para conocer su estructura de defectos. Finalmente, las estructuras MIS se han caracterizado mediante medidas C-V cuasiestáticas y de alta frecuencia realizadas simultáneamente en un sistema Keithley 82. Con este sistema se ha obtenido la distribución energética de trampas en la intercara aislante-semiconductor y el valor de la densidad de estados mediante el método de la alta y baja frecuencia. En todas las estructuras analizadas, el depósito del aislante (500 \AA) se efectuó a 200°C . Todas ellas

recibieron un tratamiento térmico posterior a la metalización de 300°C durante 20 min en atmósfera inerte.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1. Láminas delgadas

Del análisis de los resultados sobre un gran número de láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ se dedujo la existencia de una interdependencia clara entre dos de las variables utilizadas en el depósito. Para ilustrar esto, la Figura 1a presenta el cociente $[\text{N}]/[\text{Si}]$ (x) de láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ en función de la potencia de microondas para distintos valores de la relación de flujos N_2/SiH_4 (R). Asimismo, la Figura 1b presenta dicho cociente en función de la relación R para distintas potencias de microondas. El análisis de ambas gráficas revela claramente la equivalencia de ambos parámetros de cara a obtener una película con una determinada estequiometría x (13).

Un exhaustivo análisis de láminas depositadas en las distintas situaciones de potencia y relación de flujos N_2/SiH_4 permite agrupar dichas láminas en tres categorías (14), lo que queda recogido en la Figura 2. Tal y como indica la figura, los

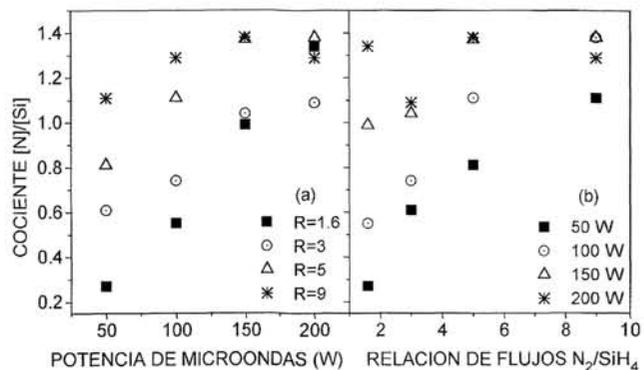


Fig. 1. Cociente $[\text{N}]/[\text{Si}]$ de láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ frente a la potencia de microondas para distintas relaciones de flujo N_2/SiH_4 (a), y frente a la relación de flujos para distintas potencias (b).

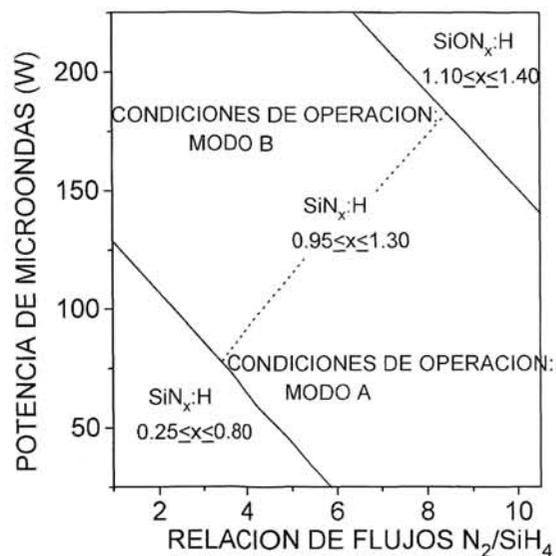


Fig. 2. Condiciones de trabajo y tipos de láminas obtenidas en función de la potencia de microondas y la relación de flujos utilizadas en el depósito de láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$.

tres tipos son los siguientes: (i) láminas ricas en silicio, obtenidas cuando los valores de potencia y R son bajos (potencia ≤ 100 W, $R \leq 3$); (ii) láminas prácticamente estequiométricas, obtenidas indistintamente cuando la potencia es alta y R baja (potencia > 100 W, $R \leq 3$) o bien cuando la potencia es baja y R alta (potencia ≤ 100 W, $R > 3$); (iii) láminas de cociente [N]/[Si] próximo al estequiométrico y con oxígeno, obtenidas cuando los valores de potencia y R son elevados (potencia > 100 W, $R > 3$). En este último caso, se ha efectuado un estudio para averiguar el origen del oxígeno incorporado en las láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$. En la Figura 3 se presentan los valores del contenido en oxígeno de las láminas en función de la relación de flujos R para las distintas potencias empleadas. Los resultados de dicha figura, junto con la medida de la estructura de enlaces de las láminas, han permitido atribuir el origen del oxígeno a la pulverización del protector de cuarzo que recubre las paredes de la fuente de plasma por los iones existentes en el plasma (15). Este proceso es tanto más notable cuanto mayor es la energía de los iones de la descarga (directamente proporcional a la potencia de microondas) y cuanto mayor es el número de los mismos (directamente proporcional a la relación de flujos R).

Una vez establecida la interrelación entre las variables de depósito y las características de las láminas, se ha realizado un estudio de sus propiedades en función, exclusivamente, de la composición de las láminas, independientemente de las variables empleadas en su depósito.

La Figura 4 presenta el valor del índice de refracción (λ 628 nm) en función del cociente [N]/[Si] de la lámina, incluyendo datos para láminas con un contenido de oxígeno del 7 %at. El índice de refracción disminuye según aumenta el contenido en N de la lámina, tendencia similar a la referida por otros autores para láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ obtenidas mediante técnicas de PECVD (16).

En la Figura 5 se presenta el valor del gap óptico de la lámina, incluyendo resultados referidos por distintos autores en láminas depositadas por PECVD (17,18). La tendencia del gap óptico es similar para todos los resultados incluidos en dicha figura, y los valores obtenidos en este trabajo son similares a los conseguidos con técnicas de depósito en las que la temperatura es superior a la aquí empleada.

Los espectros de infrarrojo revelan la presencia de las absorciones características de láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$, las vibraciones Si-N stretching (830 cm^{-1}), Si-H stretching (2160 cm^{-1}) y N-H stretching (3340 cm^{-1}). En las Figuras 6 y 7 se presenta la variación de las posiciones de los enlaces Si-N y Si-H stretching en función del cociente [N]/[Si] de la lámina, respectivamente (14). A efectos comparativos, también se han incluido datos de otros autores (19). Como puede apreciarse, ambas posiciones se desplazan a números de onda mayores conforme el cociente [N]/[Si] se aproxima al valor estequiométrico. En ambos casos, dicho desplazamiento está justificado por el cambio en el entorno químico del enlace a medida que lo hace el cociente [N]/[Si]. Cuando los primeros vecinos de los enlaces Si-N y Si-H pasan de ser predominantemente Si ($x \leq 0.81$) a ser N ($x > 0.81$), el carácter más electronegativo de los átomos de N frente a los de Si justifica el desplazamiento observado en las figuras 6 y 7 (20).

La Figura 8 presenta el contenido de H de las láminas en función del cociente [N]/[Si] de las mismas. Se observa que dicho contenido es mínimo para valores [N]/[Si] próximos al cociente $x=1.00$, lo que ocurre debido a que, a dicho cociente, son mínimas tanto la densidad de enlaces Si-H como la de enlaces N-H. En el caso que nos ocupa, los resultados de la literatura muestran una disparidad acusada, ya que la incorporación de

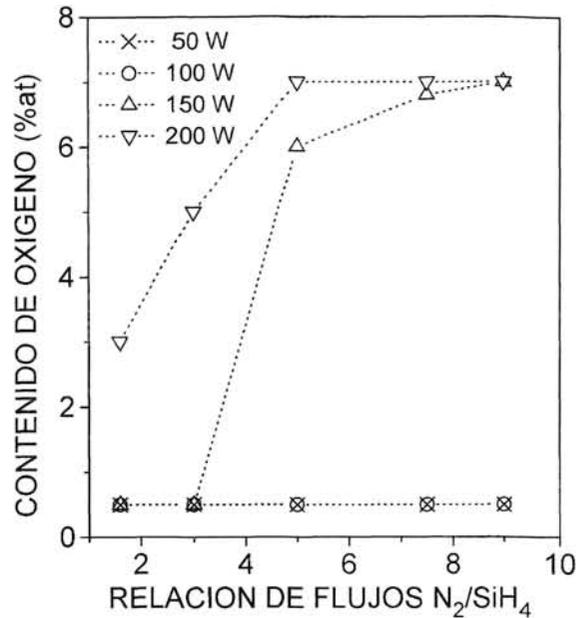


Fig. 3. Contenido de oxígeno en porcentaje atómico en función de la relación de flujos N_2/SiH_4 para distintas potencias.

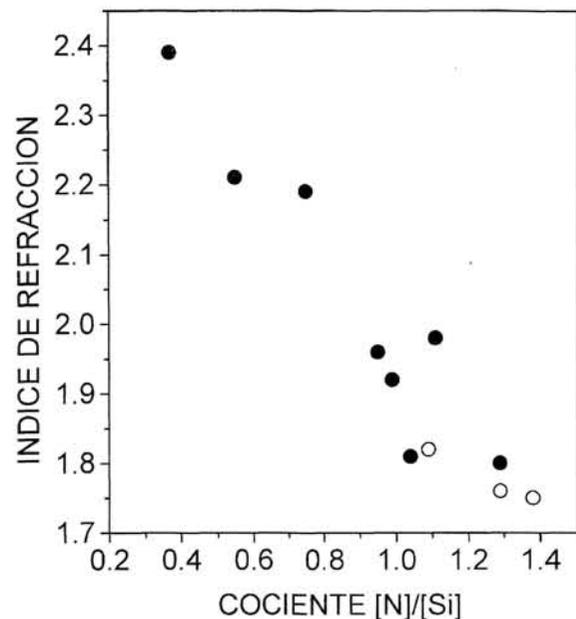


Fig. 4. Valores del índice de refracción a 628 nm para láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ en función del cociente [N]/[Si] de las mismas. Los símbolos vacíos corresponden a láminas con un contenido de oxígeno del 7 %at.

hidrógeno al $\text{SiN}_x\text{:H}$ es fuertemente dependiente del sistema de depósito empleado, así como de los gases precursores utilizados. Los resultados de este trabajo presentan un valor mínimo próximo a los mejores referidos en la literatura para láminas depositadas a baja temperatura.

La estructura de defectos de las láminas se puede deducir a partir de las medidas EPR analizando el valor del parámetro g (factor de Landé) en función de la composición de las mismas. La Figura 9 presenta el valor de g en función del cociente [N]/[Si]. Del análisis de los resultados incluidos en esta figura se deduce que el tipo de defecto dominante es el $\bullet\text{Si}=\text{Si}_{3-z}\text{N}_z$

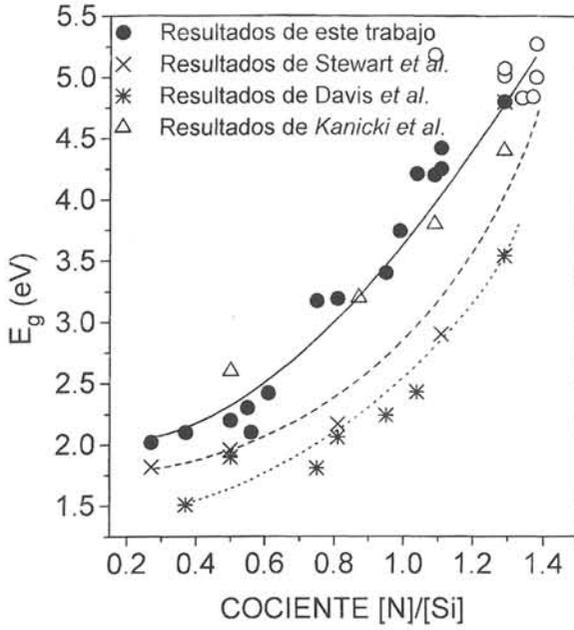


Fig. 5. Valores del gap óptico frente al cociente [N]/[Si] para láminas de SiN_x:H sin oxígeno (●) y con oxígeno (○). Se incluyen datos de otros autores.

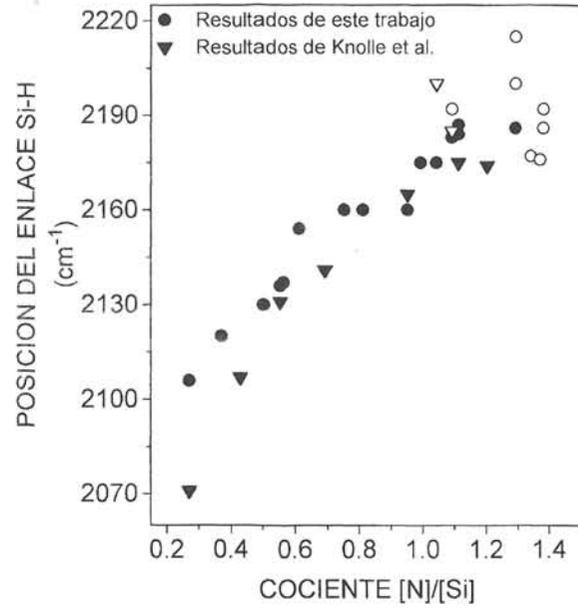


Fig. 7. Posición en el espectro de infrarrojos de la absorción correspondiente al enlace Si-H stretching en función del cociente [N]/[Si] de láminas de SiN_x:H. Se incluyen los resultados de Knolle y col. Los símbolos abiertos corresponden a láminas con oxígeno.

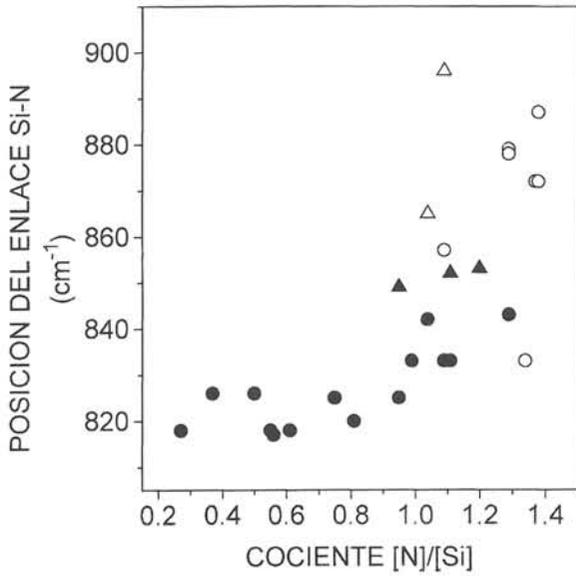


Fig. 6. Posición en el espectro de infrarrojos de la absorción correspondiente al enlace Si-N stretching en función del cociente [N]/[Si] de láminas de SiN_x:H. (●) Láminas sin oxígeno, (○) láminas con oxígeno, resultados de Knolle y col. para láminas sin oxígeno (▲) y con oxígeno (△).

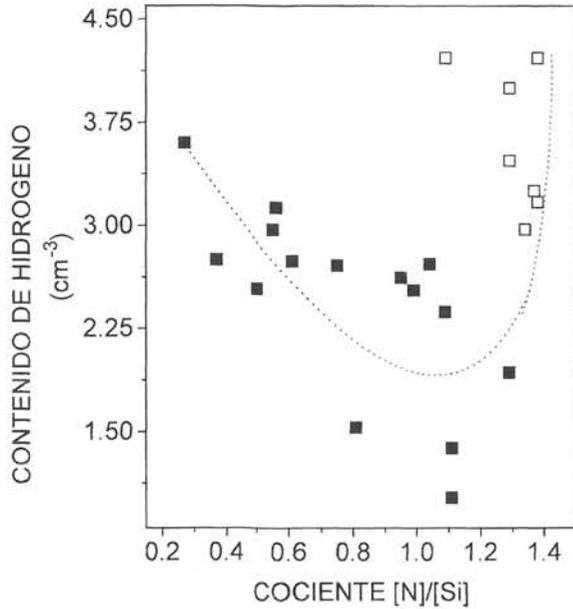


Fig. 8. Contenido de H de las láminas de SiN_x:H en función del cociente [N]/[Si] de las mismas. (■) láminas sin oxígeno; (□) láminas con oxígeno.

(z=0-3). Las láminas muy ricas en Si presentan un tipo de defecto en el que los vecinos próximos son átomos de Si (•Si≡Si₃, g=2.0055). En láminas próximas a la estequiometría, el defecto observado es el •Si≡N₃ (g=2.003), conocido como centro K. Las láminas que contienen oxígeno tienen un comportamiento claramente diferente, indicando que el defecto dominante es el •Si≡(Si₂O) (g=2.0038). Este cambio tan espectacular en la estructura de defectos producido por bajos contenidos de oxígeno (<7 %at.), es un aspecto especialmente relevante en los resultados de este trabajo, que será objeto en el futuro de estudios más detallados (21). Por lo que respecta al número de

defectos presentes, éste varía entre 1x10¹⁸ y 5x10¹⁸ cm⁻³, con una dependencia con la composición de la lámina de acuerdo con la referida por otros autores (18).

En cuanto a las láminas de SiO_x, los resultados obtenidos son más escasos que los ya descritos para el SiN_x:H. De las primeras medidas efectuadas se deduce que la relación de flujos O₂/SiH₄ es el principal parámetro de depósito que determina las propiedades de las láminas. En la Figura 10 se presenta el cociente [O]/[Si] en función de dicha relación de flujos. Como se aprecia, en ningún caso se obtienen láminas de cociente [O]/[Si] próximo al estequiométrico. Aunque la causa de este

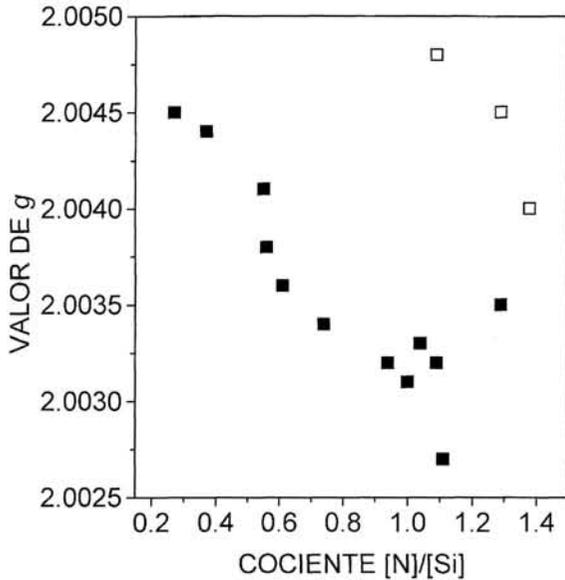


Fig. 9. Valores del factor de Landé, g , de láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ en función del cociente $[\text{N}]/[\text{Si}]$. Los símbolos vacíos corresponden a láminas con oxígeno.

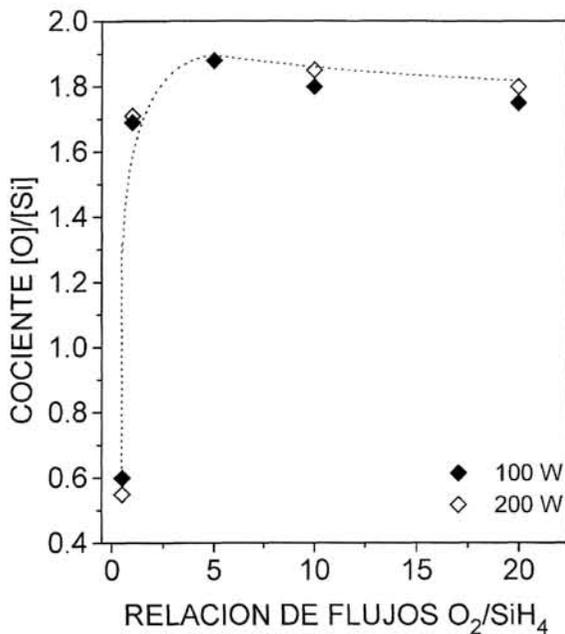


Fig. 10. Cociente $[\text{O}]/[\text{Si}]$ de láminas de SiO_x depositadas a temperatura ambiente en función de la relación de flujos O_2/SiH_4 .

hecho está aún en investigación, parece que el oxígeno tiende a reaccionar en el plasma con el hidrógeno eliminado de las moléculas SiH_4 formando grupos OH, que no se incorporan a las láminas (22).

3.1. Estructuras MIS

Los resultados obtenidos empleando como aislante el SiO_x distan mucho de ser aceptables, por lo que nos limitaremos a exponer los resultados obtenidos sobre estructuras MIS en las que el aislante empleado ha sido $\text{SiN}_x\text{:H}$.

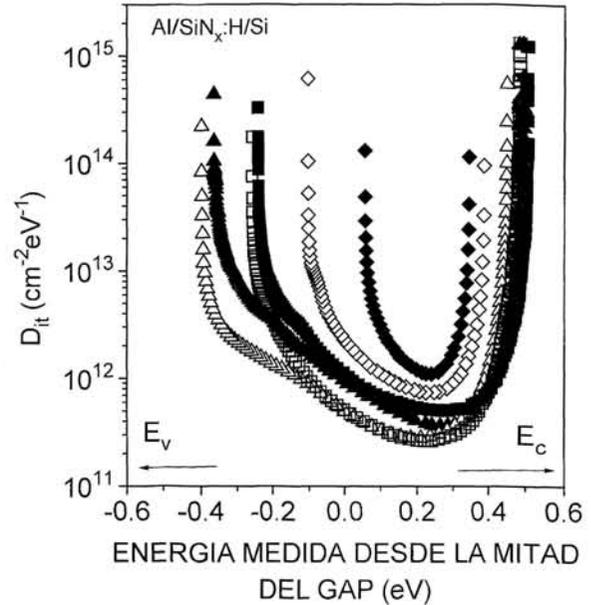


Fig. 11. Distribución energética de la densidad de trampas en el gap del Si para estructuras $\text{Al/SiN}_x\text{:H/Si}$ con aislantes de diferente estequiometría x . (\square) $x=0.91$, (\blacksquare) $x=1.10$, (\triangle) $x=1.38$, (\blacktriangle) $x=1.41$, (\diamond) $x=1.46$, (\blacklozenge) $x=1.49$.

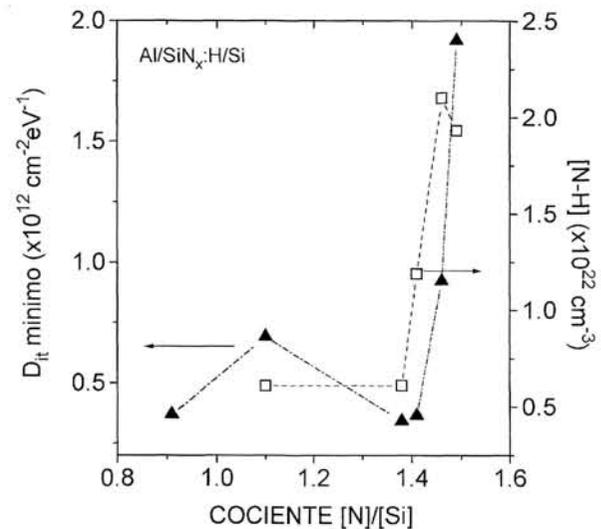


Fig. 12. Valor mínimo de la densidad de estados interfaciales en las estructuras $\text{Al/SiN}_x\text{:H/Si}$ y de la densidad de enlaces N-H de las láminas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ empleadas en dichas estructuras en función del cociente $[\text{N}]/[\text{Si}]$ de las láminas.

La Figura 11 recoge la distribución energética de las trampas en el gap del semiconductor (D_{it}) para estructuras fabricadas sobre Si en las que la estequiometría del aislante varió entre $x=0.91$ y $x=1.49$. Como se puede observar, el mínimo de la distribución se obtiene siempre a la mitad del gap. Este valor mínimo se representa en función del cociente $[\text{N}]/[\text{Si}]$ del aislante en la Figura 12, donde puede observarse que dicho mínimo aumenta para valores del cociente superiores a 1.29. En el mismo rango de x , los espectros de infrarrojo de las láminas revelan que en ellas abunda el H en forma de enlaces N-H, los cuales también aumentan por encima de $x=1.29$. Un comportamiento similar ha sido referido por G. Lucovsky y col. para estructuras MIS con aislantes del tipo óxido/nitruro/óxido (ONO) (23). Estos autores explican la relación entre estados en

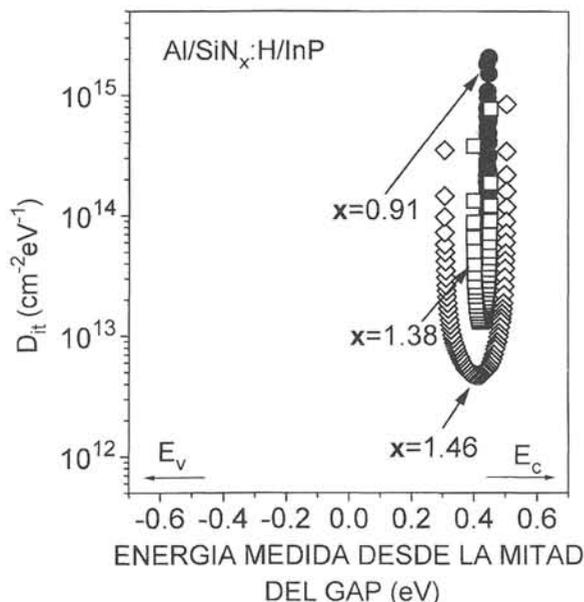


Fig. 13. Distribución energética de la densidad de trampas en el gap del InP para estructuras Al/SiN_x:H/InP con aislantes de diferente estequiometría x .

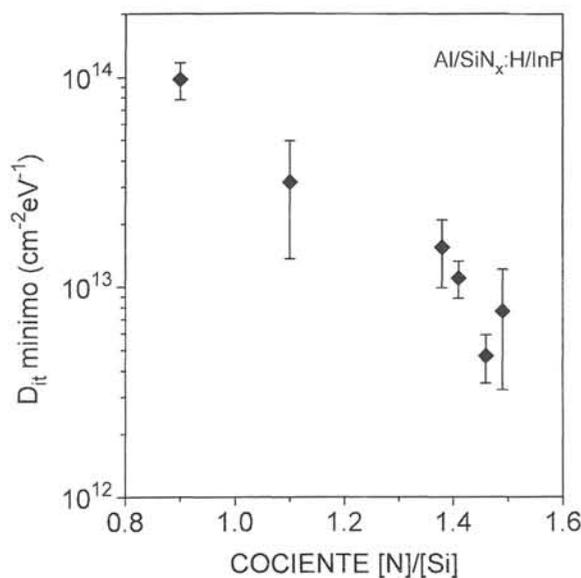


Fig. 14. Valor mínimo de la densidad de estados interfaciales en las estructuras Al/SiN_x:H/InP en función de la estequiometría del aislante empleado en la estructura

la interfase y enlaces N-H atendiendo a los enlaces N-H existentes en la proximidad de la intercara aislante-semiconductor. Dichos enlaces pueden atrapar un H ligado previamente al Si de superficie, lo que da lugar a un enlace N-H sobrecoordinado y a un enlace colgante de Si. Este enlace colgante es el que se comporta como un defecto en la interfase y el que provoca el incremento del valor mínimo de D_{it} . Este mismo mecanismo sería aplicable a las estructuras analizadas en este trabajo, tal y como demuestra la figura 12.

El análisis de las estructuras MIS fabricadas sobre InP reveló la presencia de una densidad de estados en la intercara aislante-semiconductor mayor que en el caso de las estructuras fabricadas sobre Si. La Figura 13 muestra la distribución energética de estados en el gap del InP para diversos cocientes [N]/[Si]

del aislante empleado en las estructuras. El mínimo de la distribución se localiza a 0.35 eV por debajo de la banda de conducción (0.32 eV por encima del medio del gap) (24). La Figura 14 presenta el valor mínimo de D_{it} para este tipo de estructuras, de nuevo en función del cociente [N]/[Si]. Se observa que, cuanto más alto es dicho cociente, menor es el número de trampas en la intercara. Se sabe, por otra parte, que la ausencia de P es el principal defecto conocido de la interfase entre el InP y cualquier aislante, debido a la alta presión de vapor del P. Ambas circunstancias parecen sugerir que los átomos de N del SiN_x:H se colocan en las posiciones de las vacantes de P, saturándolas, lo que conllevaría una reducción del número de defectos, tal y como se observa. Tal explicación es sumamente atractiva teniendo en cuenta que el N y el P son elementos del mismo grupo. De esta manera, la riqueza en N de las láminas de SiN_x:H permitiría obtener valores de defectos en la intercara con el InP entre los mejores de la literatura, incluso cuando estos últimos se obtienen mediante la utilización de elaboradas técnicas de pasivación superficial (8).

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha presentado un estudio completo de obtención y caracterización de láminas delgadas de SiN_x:H y SiO_x depositadas mediante la técnica ECR-CVD.

Mediante el análisis de las propiedades físicas de las láminas se ha establecido una correlación clara entre dichas propiedades y las variables de depósito necesarias para conseguir de forma controlada y reproducible láminas de determinadas propiedades. De esta forma, se han obtenido láminas delgadas de SiN_x:H con cocientes [N]/[Si] que varían en un amplio margen, desde $x=0.25$ a $x=1.49$. Los problemas inherentes a la técnica de depósito, como es la contaminación inducida por pulverización del protector de cuarzo situado en la fuente de plasma, han sido caracterizados, y su influencia minimizada o eliminada, seleccionando adecuadamente las variables de depósito.

El estudio de las propiedades de las láminas de SiN_x:H permite concluir que las propiedades de los aislantes obtenidos con la técnica ECR-CVD, a baja temperatura de depósito, son análogas a las que se obtienen empleando las técnicas convencionales PECVD, para las que la temperatura de depósito es más elevada. El análisis efectuado sobre las láminas de SiO_x ha demostrado que, por el momento, sólo se pueden obtener óxidos subestequiométricos.

El depósito del aislante para su utilización en estructuras MIS ha demostrado ser viable y adecuado para dos estructuras concretas: Al/SiN_x:H/Si y Al/SiN_x:H/InP. En ambos casos, se han obtenido densidades de estado en la intercara aislante-semiconductor entre las mejores de la literatura para este tipo de estructuras.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean expresar su más sincero agradecimiento a las siguientes personas e instituciones:

A la Dra. M. Fernández del Instituto de Ciencia de Materiales, por las medidas de espectroscopía de electrones Auger. A los Profs. F. López y D. Bravo, del Dpto de Física de la Materia Condensada de la UAM, por las medidas de resonancia paramagnética de espín. Al Prof. E. Iborra, del Dpto de Tecnología Electrónica de la ETSIT de Madrid, por las facilita-

des para realizar las medidas FTIR. Al Dr. J. Cárabe, del Instituto de Energías Renovables del CIEMAT, por las facilidades para realizar la caracterización óptica.

Este trabajo ha sido financiado por la CICYT a través de los proyectos TIC 92/1214-E y TIC 93/0175. ♦

REFERENCIAS

1. S. K. Ghandi, «VLSI fabrication principles», 2nd edition, J. Wiley, NY 1994, Cap. 8.
2. S. Hasegawa, Y. Amano, T. Inokuma y Y. Kurata, « Relationship between the stress and bonding properties of amorphous $\text{SiN}_x\text{:H}$ films» J. Appl. Phys. **72**, 5676-5681 (1992).
3. T. Hirao, K. Setsune, M. Kitagawa, T. Kamada, K. Wasa, K. Tsukamoto y T. Izumi, « Hydrogen concentration and bond configuration in Silicon Nitride films prepared by ECR plasma CVD method » Jpn. J. Appl. Phys. **27**, 30-34 (1988).
4. F.C. Sze] J. Asmussen, « Experimental scaling laws for multipolar ECR plasma sources» J. Vac. Sci. Technol. **A11**, 1289-1295 (1989).
5. Y. Manabe y T. Mitsuyu, « Silicon Nitride films prepared by the ECR plasma CVD metod» J. Appl. Phys. **66**, 2475-2480 (1989).
6. F. Plais, B. Agius, F. Abel, J. Siejka, M. Puech, G. Ravel, P. Alnot y N. Proust, « Low temperature deposition of SiO_2 by distributed ECR plasma-enhanced CVD» J. Electrochem. Soc. **139**, 1489-1495 (1992).
7. M. Broudeau, M. Boumerzang, P. Mescher y P. E. Jessop, « ECR chemical vapor deposition of Silicon oxynitrides using tris(dimethylamino)silane» Appl. Phys. Lett. **63**, 3014-3016 (1993).
8. A. Kapila, X. Si y V. Malthotra, « Electrical properties of the $\text{SiN}_x\text{:H}/\text{InP}$ interface passivated using H_2S » Appl. Phys. Lett. **62**, 2259-2261 (1993).
9. S. Garcia, «Láminas delgadas de $\text{SiN}_x\text{:H}$ y SiO_x depositadas mediante la técnica ECR-CVD para su aplicación en estructuras MIS», tesis doctoral. Universidad Complutense de Madrid, 1996.
10. J. L. Hernandez Rojas, M. L. Lucia, I. Martil, G. Gonzalez-Diaz, J. Santamaria y F. Sanchez Quesada, « Optical analysis of absorbing thin films: application to ternary chalcopyrite semiconductors» Appl. Optics **31**, 1606-1611 (1992).
11. J. Tauc, «Amorphous and liquid semiconductors», Plenum Press, NY, 1974.
12. W. A. Lanford y M. J. Rand, « The hydrogen content of plasma deposited Silicon Nitride» J. Appl. Phys. **49**, 2473-2477 (1978).
13. S. Garcia, J. M. Martin, I. Martil, M. Fernandez, E. Iborra y G. Gonzalez-Diaz, « Influence of the deposition parameters on the bonding and optical properties of SiN_x ECR films» J. Non-Cryst. Solids **187**, 329-333 (1995).
14. S. Garcia, J. M. Martin, I. Martil, M. Fernandez y G. Gonzalez-Diaz. « Properties of a- $\text{SiN}_x\text{:H}$ films deposited at room temperature by the ECR plasma method» Phil. Mag. B **73**, 487-502 (1996).
15. S. Garcia, J. M. Martin, I. Martil, M. Fernandez, y G. Gonzalez-Diaz, « Analysis of oxygen contamination present in SiN_x films deposited by ECR» J. Vac. Sci. Technol. A **13**, 826-830 (1995).
16. A. J. Lowe, M. J. Powell y S. R. Elliot, « The electronic properties of plasma deposited films of hydrogenated amorphous SiN_x ($0 < x < 1.2$)» J. Appl. Phys. **59**, 1251-1258 (1986).
17. A. D. Stewart y D. I. Jones, « Optical absorption and defects in amorphous SiN_x and SiO_x » Phil. Mag. B **57**, 431-440 (1988).
18. J. Kanicki y W. L. Warren, « Optical properties of $\text{SiN}_x\text{:H}$ plasma deposited thin films» J. Non Cryst. Solids **164-166**, 10551058 (1993).
19. W. R. Knolle y J. W. Osenbach « The structure of plasma deposited Silicon Nitride films determined by infrared spectroscopy» J. Appl. Phys. **58**, 1248-1254 (1988).
20. S. Hasegawa, H. Anbutsu, y Y. Kurata, « Connection between Si-N and Si-H vibrational properties in amorphous $\text{SiN}_x\text{:H}$ films» Phil. Mag. B **59**, 365-375 (1989).
21. S. Garcia, D. Bravo, M. Fernandez, I. Martil, y F. J. Lopez, « Role of oxygen on the dangling bonds configuration of low oxygen content $\text{SiN}_x\text{:H}$ films deposited at room temperature» Appl. Phys. Lett. **67**, 3263-3265 (1995).
22. S. Garcia, J. M. Martin, I. Martil, M. Fernandez y G. Gonzalez-Diaz, « Deposition of low temperature Si-based insulators by the ECR plasma method» Aceptado para publicacion en Thin Solid Films.
23. Z. Ying, G. Lucovsky y J. L. Whitten, « Hydrogen bonding arrangements at Si- SiO_2 interfaces» J. Vac. Sci. Technol. B **13**, 1613-1617 (1995).
24. H. Hasegawa, L. He, H. Ono, T. Sawada, T. Haga, Y. Abe y H. Takahashi, « Electronic and microstructural properties of disorder induced gap states at compound semiconductor-insulator interfaces» J. Vac. Sci. Technol. B **5**, 1097-1107 (1987).

