

CARACTERIZACIÓN ESTRUCTURAL Y QUÍMICA DE SILICIUROS DE Co-Ni PREPARADOS POR ABLACIÓN DE LÁSER PULSADO: UN ESTUDIO EXPERIMENTAL Y TEÓRICO

MANUEL GARCÍA MÉNDEZ*



Un siliciuro de metal de transición (SMT) es un compuesto binario formado por silicio y un metal de transición. Las propiedades físicas y químicas de los metales de transición varían ampliamente entre unos y otros. Los metales de transición forman compuestos estables con el silicio, de estequiometría bien definida, mostrando propiedades metálicas o semiconductoras, con valores específicos de resistividad de 15 a 150 mW-cm,^{1,2} además de una alta estabilidad térmica y resistencia a la oxidación.^{3,4} Debido a su baja resistividad y alta estabilidad térmica, estos materiales se implementan en dispositivos electrónicos como circuitos integrados (CMOS, por sus siglas en inglés), tanto en películas de siliciuros crecidas epitaxialmente como policristalinas.^{5,6,7,8} La selectividad de la reacción del metal con el silicio es un factor importante a tomar en cuenta para estas aplicaciones tecnológicas, en el sentido de que la película de siliciuro debe conservar su integridad a la temperatura de operación de los circuitos electrónicos.⁹ Donde está cen-

trado un mayor interés de aplicación, debido a las propiedades de estabilidad química y térmica de los SMT, es con los que se forman de la reacción entre Co/Si y Ni/Si. Aunque las películas epitaxiales de CoSi₂ y NiSi₂ se emplean para fabricación de heteroestructuras Si/Siliciuro/Si, integradas como CMOS (Compound Metal-Oxide Semiconductor por sus siglas en inglés),^{9,12} los siliciuros de CoSi₂ y NiSi₂ crecidos en películas policristalinas tienen, igualmente, una aplicación potencial en tecnología de microcircuitos. Además, se ha encontrado que la reacción de Co y Ni con p-Si es más favorable que en el caso de una reacción entre estos mismos metales con c-Si.⁵ Por lo tanto, dadas las implicaciones de tipo tecnológico que conlleva el estudio de estos materiales, es necesario ampliar el conocimiento actual para entender en mayor medida el proceso de crecimiento y formación de películas policristalinas de disiliciuros de Co y Ni.

En este trabajo se llevó a cabo un estudio experimental acerca del crecimiento y caracterización de películas policristalinas de siliciuros de Co y Ni. Las películas se depositaron por PLD y la formación de siliciuros se promovió sometiendo a las muestras a tratamiento térmico en vacío. El estado químico de las muestras se determinó por medio de XPS, monitoreando cambios en la energía de enlace (BE)

□ El presente artículo está basado en la investigación «Caracterización estructural y química de películas delgadas de siliciuros de Co-Ni preparados por ablación de láser pulsado, estudio experimental y teórico», galardonado con el Premio de Investigación UANL 2002 en la categoría de Ciencias Exactas, otorgado en sesión solemne del Consejo Universitario de la UANL, en septiembre de 2003.

*Facultad de Ciencias Físico-Matemáticas de la UANL. Manuel L. Barragán S/N, Edif. de Posgrado, Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L., 66450, México.

para transiciones a nivel del núcleo y de densidad de estados a nivel de valencia. Se obtienen cálculos teóricos de densidad de estados para complementar la información obtenida de los resultados experimentales.

Procedimiento experimental

Los depósitos se llevaron a cabo en un sistema de ablación láser LDM-32 manufacturado por RIBER. Las películas se crecieron en la cámara de depósito a una presión base de 1.31×10^{-7} Pa. Dos muestras se prepararon de manera individual (muestras 1 y 2), depositando primeramente una película de silicio sobre un sustrato de Si (100) mantenido a 873 K. El sistema se dejó enfriar hasta T.A. para depositar, posteriormente, una película de Co-Ni sobre la película de Si, y conformar de esta manera el sistema Co-Ni/Si/Si(100). Luego, las muestras 1 y 2 se sometieron a un tratamiento térmico de 873 K durante 60 y 30 min, respectivamente. Las condiciones utilizadas para preparar las muestras fueron las siguientes: a) Muestra 1: 200 nm de espesor final, 873 K temperatura de tratamiento térmico, 60 min tiempo de tratamiento térmico; b) Muestra 2: 60 nm de espesor final, 873 K temperatura de tratamiento térmico, 30 min tiempo de tratamiento térmico. Espectros XPS de alta resolución se obtuvieron por medio de un espectrómetro Scienta ESCA300, equipado con cañón de electrones de 5 KeV (velocidad de erosión estimada de 4 nm/min), utilizando radiación monocromatizada de AlK α (1486.6 eV, resolución de 0.26 eV¹³ para distintos tiempos de erosión. Las concentraciones atómicas relativas de los perfiles XPS se calcularon a partir de área bajo la curva de las componentes deconvolucionadas de las transiciones Co2p_{1/2}, Ni2p_{1/2} y Si2p. La densidad de estados (DOS) electrónicos para el Si, CoSi₂ y NiSi₂ se calculó por la Teoría de Aproximación de Hückel Extendida (EHT) con el programa computacional YAeHMOP.¹⁴⁻¹⁶ Una muestra se preparó en sección transversal para su análisis por microscopía electrónica de transmisión. Se utilizó un microscopio electrónico JEOL-2010 que alcanza una resolución punto-punto de 0.19 nm.

Resultados

En la figura 1 se presenta el perfil de profundidad de XPS a nivel de núcleo en concentración energía de enlace (BE) vs. tiempo de erosión de la muestra

2. La figura 2(a) y (b) despliega el espectro XPS a nivel de valencia para la muestra 1 y 2, respectivamente, en el modo de intensidad vs. BE. La figura 3(a)-(c) incluye los cálculos de DOS.

En la muestra 2 (figura 1), se puede observar que la BE del Si se recorre hacia valores decrecientes tendientes al Si elemental, a la vez que su valor en concentración relativa se incrementa de 50% a casi 100%, en un intervalo de tiempo de erosión de 3-30 min. Conforme la concentración atómica del Si aumenta y la del Co y Ni disminuyen, la BE de estos dos últimos materiales permanecen en valores por arriba de 778.3 y 852.8 eV, respectivamente, valores característicos de estado siliciuro.

En la figura 3(a) y (b), para la muestra 1 y 2, respectivamente, para una ventana de energía de 0-5 y 5-10 eV, se detectaron dos picos característicos, los cuales denominaremos *Sl* (Shoulder-like) y *Bl* (Bulk-like), respectivamente. De la figura 3, se puede observar que el *Bl* se vuelve más prominente conforme se avanza en tiempo de erosión. Se observa totalmente lo contrario para el *Sl*, el cual tiende a desvanecerse en función del tiempo de erosión. Este comportamiento se explica a partir de la siguiente base: las muestras tienen diferente espesor (200 y 60 nm para la muestra 1 y 2, respectivamente). En la muestra 2, para tiempos de erosión mayo-

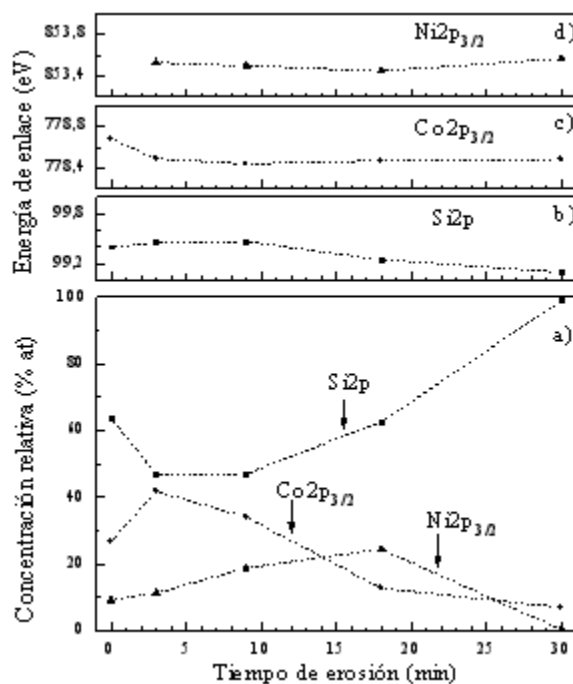


Fig. 1. Perfil XPS correspondiente a la muestra 2.

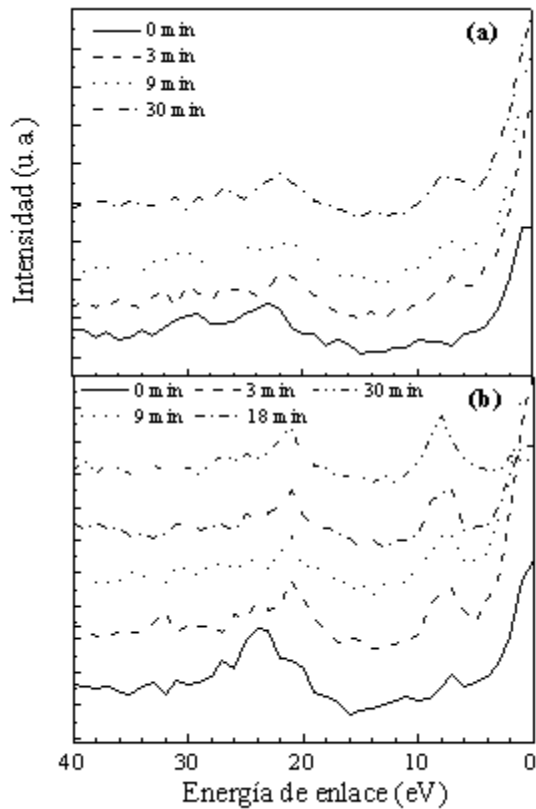


Fig. 2. a) Espectros XPS a nivel de valencia a distintos tiempos de erosión para la muestra 1. b) Espectros XPS a nivel de valencia a distintos tiempos de erosión para la muestra 2.

res a tres minutos de erosión, se está llegando en profundidad a la interfaz Si-película/Si-sustrato. En esta región se encuentra la porción del silicio que no reaccionó con el metal para formar compuestos de siliciuros de Co-Ni. Por otra parte, en la muestra 1, para 30 minutos de erosión, todavía se está lejos de llegar a la interfaz, por lo que el *B*/no es todavía tan detectable comparándolo con la otra muestra. Observando la figura 3, se puede inferir que de haber continuado el análisis en profundidad para la muestra 1 (esto es, incrementando el tiempo de erosión más allá de 30 minutos), se hubiera detectado un comportamiento similar para todas las muestras. Esta observación está sustentada experimentalmente con lo detectado por XPS a nivel del núcleo, donde el corrimiento en BE de la transición de Si2p tiende de estado siliciuro a estado elemental, conforme el análisis se acerca a nivel interfaz.

Para la figura 3 a y b, se puede observar una estructura prominente en DOS para una ventana de 0-5 eV (con un máximo en alrededor de 2 eV) y otra para una ventana de (0-8 eV (con un máximo en

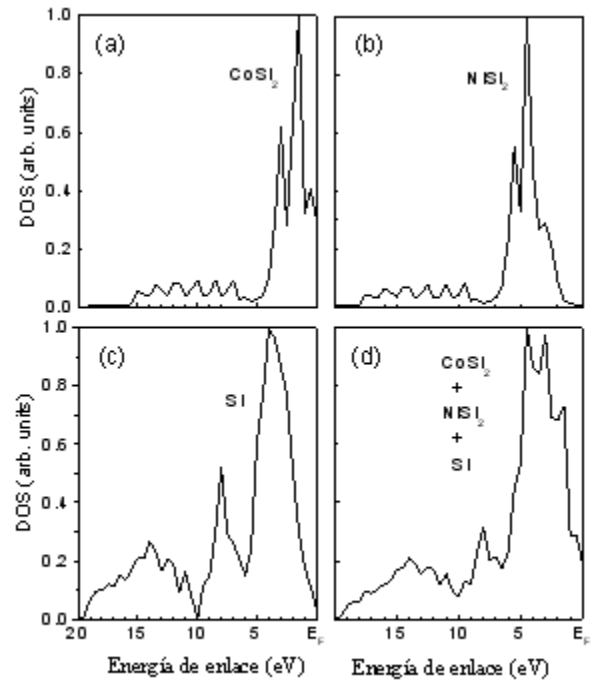


Fig. 3. Cálculos teóricos de densidad de estados para el CoSi_2 (a); NiSi_2 (b); Si (c); suma total de DOS.

alrededor de 4 eV), para CoSi_2 y NiSi_2 , respectivamente, abajo del nivel de Fermi (E_F). Mientras tanto, en la figura 4c se observan dos características prominentes situadas en una ventana de energía de 0-6 y de 6-10 eV (esta última ventana con un máximo en alrededor de 4 eV) debajo de E_F . La figura 4d es la curva resultante, donde la mayor parte de la contribución en DOS se encuentra en una ventana de 0-7 eV debajo de E_F .

Mientras tanto, en la figura 4 se presenta una imagen de alta resolución perteneciente a una región que incluye a la interfaz siliciuro/Si(100), eje de zona [001]. En esta imagen se puede apreciar una región identificada como CoSi_2 , la capa de óxido nativo del sustrato y una región cristalina de Si, perteneciente al sustrato. En la figura 5 se presenta un patrón de difracción de la muestra 1, del cual se indexaron diferentes planos cristalográficos pertenecientes a CoSi_2 . Como la distancia interplanar entre planos de Si(111), CoSi_2 (111) y NiSi_2 (111) es muy similar entre ellos (3.12, 3.09 y 3.11 Å, respectivamente), el círculo *a* puede contener planos de difracción pertenecientes a estos tres materiales. Los círculos indexados *b*, *c* y *d* se identificaron como planos de $\text{CoSi}_2\{200\}$, $\text{CoSi}_2\{220\}$ y $\text{CoSi}_2\{311\}$, con distancia interplanares de 2.62, 1.89 y 1,61 Å, res-

pectivamente. Del patrón de difracción, conformado por puntos contenidos en anillos concéntricos, se infiere la naturaleza policristalina de la película resultante. En otras imágenes y patrones de difracción (no presentados aquí), para la muestra 1, se identificaron microestructuras de siliciuros de Ni correspondientes a planos de $\text{NiSi}_2\{111\}$, $\text{Ni}_2\text{Si}\{100\}$, con una distancia interplanar de 3.11 y 3.28 Å, respectivamente.

Discusión

El enlace químico de los SMT se forma de la hibridación de los orbitales 3sp del silicio con los orbitales *d* de los metales de transición. El enlace químico se desdobra en tres partes: orbitales de enlace, orbitales *d* de MT de no enlace y orbitales de antienlace. Esta descripción es aplicable para todos los SMT.^{17,18} Los metales densamente empaquetados tienden a mover los niveles electrónicos hacia una energía de enlace mayor. Este corrimiento en EB surge como consecuencia de la expansión de los cúmulos de los electrones de valencia. Esta expansión disminuye la repulsión coulombica entre electrones del nivel de valencia y electrones del nivel del núcleo.¹⁷ En los perfiles de profundidad, donde la concentración atómica relativa de Si es muy cercana al 100%, la BE registra valores de 99.2-99.3 eV; dadas las condiciones de concentración atómica, asumimos que en esta región de los perfiles, la señal de silicio debe corresponder a estado elemental. Para el resto de las regiones donde la concentración atómica relativa de Co y Ni se mantiene en valores mayores al 10%, el Si se mantiene en estado siliciuro, aunque su valor en BE y la forma de la transición no se diferencian en forma alguna a la presentada por este mismo material en estado elemental.

En las regiones de los perfiles de profundidad donde la concentración atómica de Si llega a valores cercanos a 100%, todavía se logran detectar señales de Co y Ni, donde la BE para estos dos últimos metales registra valores correspondientes a estado siliciuro. Esto se debe a que en estas zonas, el Co y Ni tienen silicio estequiométricamente disponible para reaccionar y formar siliciuros. Por esta razón, asumimos que los valores en BE del Co y Ni, que se registraron a lo largo de los perfiles de profundidad, siempre corresponden a estado siliciuro, dadas las condiciones de estequiometría, temperatura y tiempo de tratamiento térmico.

Para siliciuros del grupo 3d (como es nuestro

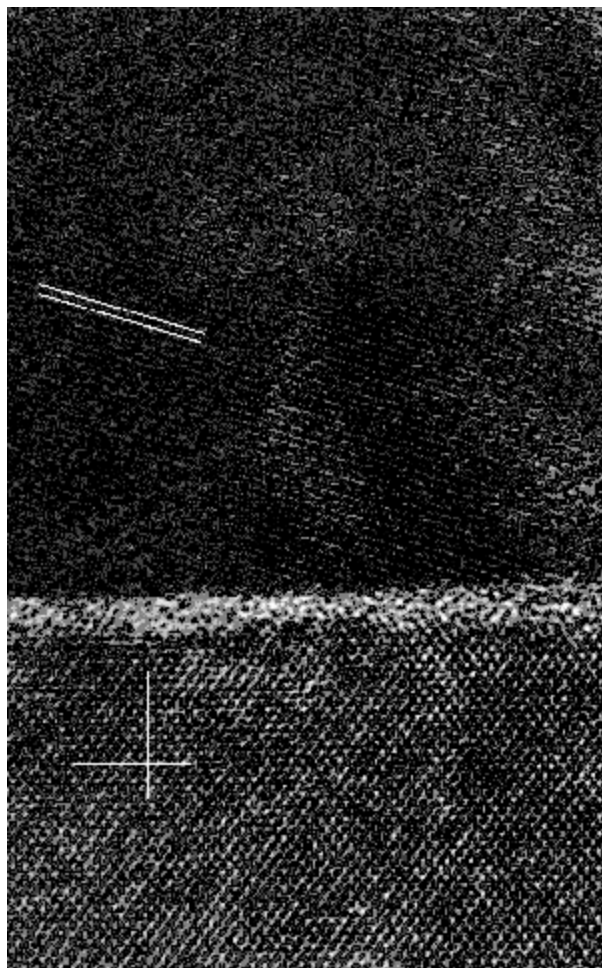


Fig. 4. Sección transversal de una zona de interfaz siliciuro/Si(100), muestra 1, donde una región identificada como CoSi_2 se extiende hasta una altura de ~ 20 nm a partir de la capa de SiO_2 .

caso), la distribución de estados en el nivel de valencia para átomos de CoSi_2 , tiende a ser similar a la presentada por el NiSi_2 .¹⁹ En general, el enlace químico principal, para siliciuros del grupo 3d, está conformado básicamente por interacciones covalentes entre orbitales Si3p y orbitales *d* de los metales de transición (d-TM), donde los estados 3p del silicio se hibridizan fuertemente. Por otra parte, el cobalto y el níquel poseen valores similares en electronegatividad. Debido a eso, se espera un comportamiento similar en densidad de estados, cuando estos metales forman compuestos con el silicio, tales como CoSi , NiSi , Co_2Si , Ni_2Si , CoSi_2 y NiSi_2 .^{17,20}

En un experimento de fotoemisión, el enlace resultante de la hibridación de orbitales entre el silicio y el metal, se detecta en el equipo como un incremento o decremento en intensidad de d-TM.^{17,18,21}

Para nuestras muestras, el crecimiento en intensidad (esto es, el incremento en el número de cuentas por el detector del equipo) de B/I (ver la figura 13, para una ventana de 0-5 eV), se puede explicar en términos de un incremento en el conteo de electrones "s", donde el silicio en estado elemental es el que contribuye mayoritariamente a la concentración atómica total, conforme se avanza en tiempo de erosión. Asimismo, el decremento en intensidad de electrones "d" explica el correspondiente decremento de S/I , conforme se avanza en tiempo de erosión.

Del conjunto de datos experimentales y teóricos, la información se interpreta de la siguiente manera: el S/I característico surge de la contribución de d-TM del cobalto y níquel en estado siliciuro, mezclado (hibridación de orbitales) con estados "s" del Si. Esta tendencia de mezclado de orbitales, detectado en el experimento a nivel valencia es consistente con lo que reportan otros grupos de trabajo, tanto a nivel teórico como experimental.^{17,19,22,23}

En nuestro caso, debido a las condiciones experimentales de preparado de muestras, los espectros XPS (tanto a nivel de núcleo y valencia), pueden contener contribuciones de otras estructuras de siliciuros, no detectables bajo nuestras condiciones experimentales. Por lo tanto, no se descarta la contribución de otros compuestos a la DOS a nivel valencia.

En las microestructuras observadas en la muestra 1, en nuestro caso particular, se detecta la presencia simultánea de siliciuros de Co y Ni, donde el $NiSi_2$ creció a 600°C, por abajo de la temperatura reportada.²⁴ Otras regiones de la muestra 1 no presentan un aparente arreglo cristalino; aunque el tratamiento térmico (temperatura y tiempo de calentamiento) fue suficiente para generar granos de $CoSi_2$ y $NiSi_2$ como microestructuras dominantes, las películas de p-Si y Co-Ni se depositaron en una razón estequiométrica más cercana a M:Si que a $M:Si_2$; además, la capa de óxido de silicio actúa como barrera de difusión, evitando la movilidad del metal hacia el sustrato. La explicación de este mecanismo se ajusta en términos de difusión de estructuras como función de la temperatura. Durante las primeras etapas del tratamiento térmico, se forma Ni_2Si a 250°C y $NiSi$ y Co_2Si , ambos ortorrómbicos, a 350°C mediante la difusión de Ni y Co hacia la película de Si. A 500°C, la posterior difusión de átomos de Co y Ni hacia capas profundas de la película de p-Si permite la formación de $CoSi$ cúbico, coexistiendo con las microestructuras de Ni_2Si , $NiSi$ y Co_2Si . Al llegar a 550°C, se empieza a formar $CoSi_2$. De esta mane-

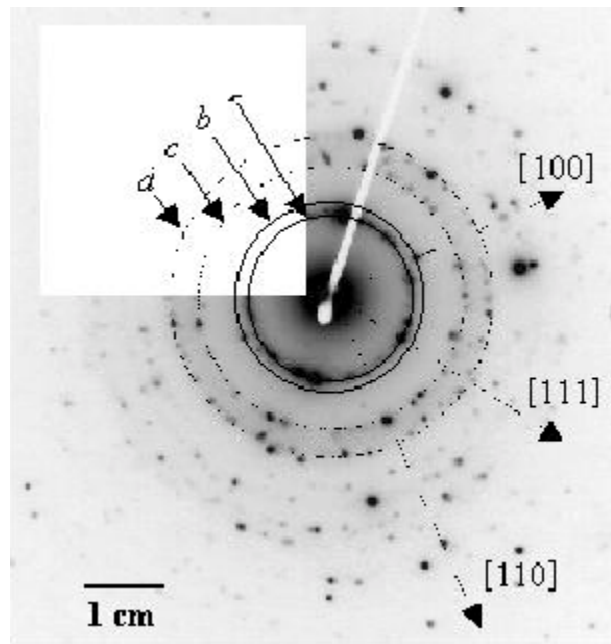


Fig. 5. Patrón de difracción, muestra 1, donde el círculo *a* contiene a la familia de planos de $Si\{111\}$, $CoSi_2\{111\}$ y $NiSi_2\{111\}$. Los círculos *b*, *c* y *d* pertenecen a la familia de planos $CoSi_2\{200\}$, $CoSi_2\{220\}$ y $CoSi_2\{311\}$, respectivamente.

ra, al final del tratamiento a 600°C, durante una hora, se tiene la coexistencia de Ni_2Si , $NiSi$, $CoSi$, Co_2Si y $CoSi_2$ con la fase adicional $NiSi_2$ que se forma en alguna etapa del tratamiento. En la región de la película de Si, cerca de la superficie del sustrato, la alta disponibilidad inicial de Si hace más favorable la existencia de disiliciuros como el tipo de estructura dominante, mientras que en las regiones alejadas del sustrato permanecen estructuras de siliciuros más ricos en metal. En concordancia, en las primeras regiones, los espectros XPS registran una respectiva BE para Co y Ni, situadas en valores ligeramente mayores que en las segundas. Esta descripción parece aplicarse a todas las muestras, considerando inclusive diferencias en espesor, y que una de ellas se trató térmicamente a 650°C.

Conclusiones

Del estudio de XPS a nivel de núcleo y a nivel de valencia, cálculos teóricos de DOS y HRTEM realizado en películas de Co-Ni/p-Si depositadas por medio de PLD en sustratos de Si(100) y Si(111) y tratados térmicamente para promover la formación de siliciuros se obtienen las siguientes conclusiones:

La película metálica depositada por PLD, a partir de un Blanco de Co-Ni, 50%-50%, contiene más Co que Ni. Las transiciones de $\text{Co}2p_{3/2}$ y $\text{Ni}2p_{3/2}$ presentan corrimientos en energía de enlace característicos de siliciuros en sus rangos respectivos de 778.3-778.7 y 853.2-853.7 eV, mientras que la transición de $\text{Si}2p_{3/2}$ aparece en un rango de 99.2-99.5 eV. La capa de óxido de silicio actúa como una barrera de difusión que suprime la movilidad del metal hacia el sustrato de silicio.

A nivel de valencia, se detectaron un *S* y un *B* característicos en una ventana de 0-5 y de 5-10 eV, aproximadamente. *S* decrece en intensidad conforme se avanza en tiempo de erosión. Lo contrario sucede con *B*. *S* surge como consecuencia de la hibridización de estados "p" del silicio con estados "d" de los metales. *B* es la contribución del silicio, tanto en estado elemental como en siliciuro.

Los cálculos teóricos reproducen de manera muy aproximada la tendencia en DOS para siliciuros de cobalto y níquel a nivel de valencia.

Se identificaron algunas regiones nanocristalinas pertenecientes a estructuras de CoSi_2 , Ni_2Si y NiSi_2 . En esas zonas los granos de CoSi_2 son del orden de 20 nm de diámetro y de 10 nm de diámetro para las regiones que contienen los granos de Ni_2Si y NiSi_2 ; existen otras regiones donde no se observa un aparente arreglo cristalino.

Las tendencias en concentración de Co y Ni como función de la profundidad de erosión concuerdan con un modelo de formación y coexistencia de estructuras de Co_2Si , CoSi , Ni_2Si y NiSi y la formación subsecuente de CoSi_2 y NiSi_2 .

Se reporta por primera vez un estudio sistemático para un sistema Si-Co-Ni, donde se combina la técnica de depósito por ablación láser con estudios XPS de alta resolución y microscopía electrónica de alta resolución.

Finalmente, los resultados obtenidos nos permiten corroborar que es posible fabricar películas delgadas de una combinación de compuestos de siliciuros de cobalto níquel de naturaleza policristalina. La película resultante como un todo conserva sus propiedades de conducción metálicas, pero con la ventaja de que es estequiométricamente estable (esto es, resistente a la oxidación, ya que los metales estudiados han reaccionado con el silicio). De esta manera, es tecnológicamente factible que películas delgadas de combinación Si-Ni-Co se puedan implementar como parte integral en circuitos de compuerta barrera, sustituyendo en su lugar a las pelí-

culas utilizadas actualmente, las cuales son puramente metálicas, y por lo tanto susceptibles a oxidarse.

Agradecimientos

El autor agradece al Dr. Mario H. Farías Sánchez su apoyo, por haber facilitado las instalaciones del Centro de Ciencias de la Materia Condensada de la UNAM-Ensenada, para la parte de depósito de las películas y el análisis por TEM; al Dr. Graham Beamson, del Laboratorio de Daresbury, Inglaterra, por las facilidades otorgadas para realizar las medidas de XPS de alta resolución. Este trabajo fue financiado por CONACYT-México (proyecto de instalación I39274-E) y PAICYT-UANL-México (proyecto CA750-02). Asimismo, el autor agradece a la dirección de la FCFM, a cargo de la M.C. Carmen de la Fuente García, el apoyo brindado para presentar este trabajo en el ECOSS-21/NANO-7 (Congress on Surface Science and Nanotechnology), celebrado en Malmo, Suecia, del 24 al 28 de junio del 2002.

Resumen

Por medio de la técnica de depósito de láser pulsado (PLD), se prepararon películas delgadas de Co-Ni/p-Si depositadas sobre sustratos de Si (100). Las muestras se sometieron a tratamientos térmicos en vacío para promover la formación de siliciuros. De los análisis realizados con XPS se detectaron corrimientos químicos para las transiciones del $\text{Co}2p$ y $\text{Si}2p$, las cuales son energías de enlace características de siliciuros, en el rango de 778.3-778.6 eV y 853.2-853.6 eV, respectivamente. Por medio de microscopía electrónica de alta resolución (HRTEM) se identificaron regiones nanocristalinas de estructuras de CoSi_2 , Ni_2Si y NiSi_2 . Los resultados experimentales se complementan con cálculos teóricos de densidad de estados (DOS). Los cálculos se llevaron a cabo utilizando la Teoría extendida de aproximación de Hückel (EHT).

Palabras clave: Espectroscopia fotoelectrónica de rayos X, Siliciuros de Co-Ni, Densidad de estados.

Abstract

By means of pulsed laser deposition (PLD) we prepared Co-Ni/p-Si thin films upon Si(100) substrates. Samples were thermally treated in vacuum in order to promote silicide formation. From X-ray

photoelectron spectroscopy (XPS) analysis, we detected chemical shifts of the Co2p and Ni2p transitions, characteristics of silicide binding energy, at respective ranges of 778.3-778.6 and 853.2-853.6 eV. By means of high resolution transmission electron microscopy (HRTEM) we identified some nanocrystalline regions belonging to CoSi₂, Ni₂Si and NiSi₂ structures. Experimental results are complemented with theoretical density of states (DOS). Calculations were performed by means of extended Hückel theory (EHT) approximation.

Keywords: X-ray photoelectron spectroscopy, Co silicides, Ni silicides, Density of states.

Referencias

1. A.H. Reader, A.H. von Ommen, P.J.W. Meijs, R.A.M. Wolters y D.J. Oostra. 1992. "Transition metal silicides in silicon technology". *Rep. Prog. Phys.* 56: 1397-1467 p.
2. D.H. Zhu, Y.G. Chen y B.X. Liu. 1995. "Formation of a CoSi₂ layer by Co ion implantation using a metal vapor vacuum arc ion source". *Nucl. Instr. And Meth. In Phys. Res. B.* 101: 394-399 p.
3. K. Maex, 1995. "CoSi₂: an attractive alternative to TiSi₂". *Semiconductor International*. March 95: 75-80 p.
4. M. Ostling y C. Zaring. 1995. "Thermal properties of transition metal silicides". En: K. Maex y M. van Rossum. Primera edición. "Properties of metal silicides". *Inspec data review series*. London. 14: 31-52 p.
5. J.S. Maa y S.T. Hsu. 1996. "Reaction of amorphous silicon with cobalt and nickel silicides before disilicide formation". *Mat. Res. Symp. Proc.* 402: 185-190 p.
6. J.A. Kittl y Q.Z. Hong. 1998. "Self aligned Ti and Co silicides for high performance sub-0.18 (m CMOS technologies)". *Thin Solid Films*. 320: 110-121 p.
7. K. Maex, I. De Wolf, D. Howard, A. Steegen y A. Lauwers. 1998. "TiSi₂ and CoSi₂: relevant materials issues for deep sub-micron technologies". *Stress induced phenomena in metallization*. Fourth International Workshop: 427-438 p.
8. C.M. Comrie y R.T. Newmann. 1996. "Dominant diffusing species during silicide formation". *J. Appl. Phys.* 79(1): 153-156 p.
9. S. Mantl, M. Dolle, St. Mesters, P.F.P. Fichtner y H.L. Bay. 1995. "Patterning method for silicides based on local oxidation". *Appl. Phys. Lett.* 67(23): 3459-3461 p.
10. A. Lauwers, K.K. Larsen, M. van Hove, R. Verbeeck, K. Maex y M. van Rossum. 1995. "Electrical transport in (100)CoSi₂/Si contacts". *J. Appl. Phys.* 77(6): 2525-2536 p.
11. H. Luth, 1995. "Surfaces and Interfaces of Solid Materials". Springer Verlag. Tercera edición. New York. 195 pp.
12. E.C. Jones, N.W. Cheung y D.B. Fraser. 1995. "Low temperature processing of shallow junctions using epitaxial and polycrystalline CoSi₂". *J. of Electr. Mat.* 24(7): 863-873 p.
13. G. Beamson y D. Briggs. 1992. "High Resolution XPS of Organic Polimers: the Scienta ESCA300 database". Primera edición. John Wiley and Sons. Chichester. 293 pp.
14. G.A. Landrum, YAeHMOP (Yet Another extended Hückel Molecular Orbital Program) version 3.0, Cornell University, Ithaca (New York) 1999.
15. S. Álvarez. Tables of Parameters for Extended Hückel Calculations, Universidad de Barcelona, Barcelona. 1993.
16. D.H. Galván, I.L. Garzón, P. Santiago and M.J. Yacamán, *Fullerene Sci. Technol.* 6 (1998) 867.
17. J. Derrien 1995. "Electronic band structure in TM silicides". En: K. Maex y M. van Rossum. Primera edición. "Properties of metal silicides". *Inspec data review series*. London. 14: 155-163 p.
18. S. Hara e I. Ohdomari. 1988. "Chemical trend in silicide electronic structure and Schottky-barrier heights of silicide-silicon interfaces". *Phys. Rev. B.* 38(11): 7554-7557 p.
19. B. Kim, K.J. Kim and T.H. Kang, *Appl. Surf. Sci.* 152 (1999) 44.
20. D. van der Marel, A. Damascelli, K. Schulte and A.A Menovsky, *Physica B* 244 (1998) 138.
21. C. Detavernier, T.R.L. Van Meirhaeghe, F. Cardon and K. Maex, *Thin Solid Films* 384 (2001) 243.
22. S.I. Kurganskii y N.S. Pereslavitseva, *Phys. Stat. Sol. B* 218 (2000) 431.
23. J.C.S. Kools, 1994. "Pulsed laser deposition of metals". En: D.B. Chrisey y G.K. HuBller. Primera edición. "Pulsed Laser Deposition of Thin Films". John Wiley and Sons. New York. 455-471 p.
24. L.A. Clevenger y R.W. Mann. 1995. "Formation of epitaxial TM silicides". En: K. Maex y M. van Rossum. Primera edición. "Properties of metal silicides". *Inspec data review series*. London. 14: 61-70 p.