

Capas de SiGe policristalino hidrogenado y su aplicación en transistores de película delgada

A. RODRÍGUEZ, T. RODRÍGUEZ, J. SANGRADOR, E. SAN ANDRÉS¹, I. MÁRTIL¹

Departamento de Tecnología Electrónica, E.T.S.I. de Telecomunicación, U.P.M., 28040 Madrid.

¹Departamento de Física Aplicada III, Facultad de Ciencias Físicas, U.C.M., 28040 Madrid.

En este trabajo se ha caracterizado el proceso de hidrogenación en un plasma generado por resonancia ciclotrónica de electrones de capas de SiGe policristalino obtenidas mediante cristalización en fase sólida y el efecto de la hidrogenación en las características eléctricas de transistores de película delgada fabricados usando dicho material. Los procesos de hidrogenación se realizaron a 150 y 250 °C, con duraciones de hasta 11 horas. Los espectros de transmitancia en infrarrojo muestran solamente las bandas de absorción características de los enlaces Si-H. Estas bandas indican que el hidrógeno se incorpora al material enlazándose principalmente con los átomos de silicio. Las medidas de reflectancia en el ultravioleta indican que se crea daño en la superficie de la muestra y que éste aumenta a medida que lo hace el contenido en Ge. Los transistores de película delgada con capa activa de SiGe policristalino muestran un fenómeno de degradación consistente en que la corriente que atraviesa el canal disminuye con el tiempo manteniendo fijas las condiciones de polarización. La hidrogenación de los transistores hace que la degradación sea cada vez más lenta a medida que aumenta el tiempo de proceso en plasma a temperatura constante.

Palabras Clave: SiGe policristalino, hidrogenación, plasma ECR, transistor de película delgada, degradación.

Hydrogenated polycrystalline SiGe films and their application in Thin Film Transistors

The hydrogenation of polycrystalline SiGe layers, obtained by solid phase crystallization, by an electron cyclotron resonance hydrogen plasma and the influence of this hydrogenation process on the electrical characteristics of thin film transistors fabricated using this material as active layer have been studied. The hydrogenation processes were carried out at 150 and 250 °C for several times, up to 11 hours. Infrared transmission spectra of these samples show only the absorption bands corresponding to Si-H bonds, indicating that hydrogen atoms are bonded mainly to silicon atoms. Ultraviolet reflectance measurements show that the surface damage caused by the plasma exposure increases as the Ge content of the film does. The transistors fabricated using polycrystalline SiGe films as active layer show a degradation phenomenon, consisting of a progressive decrease of the drain current at constant gate and drain bias. The degradation slows down as the hydrogenation time increases at constant temperature.

Keywords: Polycrystalline SiGe, hydrogenation, ECR plasma, Thin Film Transistor, degradation.

1 INTRODUCCIÓN

La tendencia actual en la fabricación de pantallas de cristal líquido es la integración de los transistores de control junto a los *pixels* de la pantalla, en lugar de situarlos en el borde de la matriz. La capa activa de los transistores es una película delgada de material semiconductor, normalmente Si, depositada sobre el sustrato vítreo usado para la fabricación de la pantalla [1]. Un material de interés para la realización de la capa activa es el SiGe policristalino obtenido por cristalización en fase sólida de una película amorfa depositada mediante un sistema de depósito químico en fase vapor a baja presión (LPCVD). Se trata de un material con propiedades estructurales (tamaño de grano, densidad de defectos) que pueden ser apropiadas para esta aplicación. Por otro lado, la cristalización de este material a bajas temperaturas, compatibles con el uso de sustratos de vidrio de bajo coste, requiere tiempos de proceso mucho menores que en el caso del Si puro. Además no necesita de una tecnología totalmente nueva para su fabricación, sino que basta con adaptar la tecnología existente para dispositivos de Si [2]. Las características de los dispositivos fabricados a partir de Si policristalino mejoran y se degradan menos con el paso del tiempo si una vez fabricados son sometidos a un proceso de hidrogenación, por ejemplo mediante exposición a un plasma, ya que el hidrógeno pasiva los enlaces insaturados presentes en las fronteras de grano y en el interior de los granos del material [3]. Es conocida la poca tendencia

que tiene el Ge a enlazarse con el hidrógeno, unas cinco veces inferior a la que tiene el Si [4, 5]. Por ello, se ha investigado en este trabajo la incorporación de hidrógeno a las películas de SiGe mediante su exposición a un plasma y los posibles efectos de la hidrogenación en las características eléctricas de transistores fabricados con este material. Se ha utilizado un plasma de hidrógeno generado mediante resonancia ciclotrónica de electrones (ECR). Una ventaja de este tipo de plasmas es la gran eficiencia que se consigue en la generación de especies excitadas, superior a la de los plasmas de radiofrecuencia convencionales. Otra ventaja es que el lugar en el que se genera el plasma está separado de la cámara de proceso, de modo que las especies excitadas inciden sobre la muestra con baja energía cinética, reduciéndose así el daño causado en dichas muestras por el bombardeo.

2 METODO EXPERIMENTAL

El proceso de fabricación de los transistores, de canal tipo p, se resume a continuación. Las capas amorfas de SiGe (con fracción de Ge $x=0,26$) fueron depositadas a 450°C por LPCVD usando germano y disilano como gases precursores. Esta composición fue seleccionada para fabricar los dispositivos puesto que se ha comprobado que el ta-

maño de grano, que disminuye al aumentar la fracción de Ge, es aún comparable al de las capas de Si normalmente usadas en la fabricación de estos dispositivos, mientras que la duración del proceso de cristalización se reduce significativamente respecto al necesario en el caso de Si puro [6]. El óxido de silicio de puerta fue depositado utilizando un sistema de depósito químico en fase vapor asistido por radiación ultravioleta y densificado térmicamente a 450 °C. Se utilizó cromo depositado por pulverización catódica como máscara para la formación del drenador y la fuente mediante implantación iónica de boro. Posteriormente se cristalizó la película de SiGe a 550 °C. La activación eléctrica de las impurezas aceptadoras tuvo lugar simultáneamente a la cristalización. Los contactos de drenador y fuente se formaron mediante la evaporación de una capa de 500 nm de espesor de aluminio y un recocido posterior a 450°C. Esta metalización forma también, junto a la capa de cromo, el electrodo de puerta. En la figura 1 se muestra el corte transversal de uno de los dispositivos. Para caracterizar la incorporación de hidrógeno y el daño producido por el plasma se prepararon muestras formadas por capas de SiGe de diversas composiciones en el intervalo $0 \leq x \leq 0,38$. Los transistores ya finalizados se introdujeron junto a las muestras de referencia en una cámara capaz de alcanzar una presión de 10^{-7} mbar, en la que se generó un plasma de hidrógeno mediante una fuente ECR modelo Astex 4500. La presión de trabajo durante el proceso de plasma fue de 10^{-3} mbar. Para favorecer la difusión del hidrógeno, las muestras fueron calentadas durante la hidrogenación. Se seleccionaron dos temperaturas de proceso, 150 y 250 °C. La primera temperatura es ligeramente inferior a la necesaria para que se produzca la efusión del hidrógeno en germanio hidrogenado. La segunda temperatura considerada es la máxima permitida por el sistema calefactor disponible. Estas temperaturas son muy inferiores a las usadas en otros procesos tecnológicos previos, por lo que no se espera que se alteren las características de los dispositivos debido al calentamiento. Se realizaron procesos de distintas duraciones hasta acumular un total de 11 horas a 150 °C y de 7 horas a 250 °C. La incorporación de hidrógeno a las muestras de referencia se caracterizó mediante espectrometría de absorción de radiación infrarroja por transformada de Fourier con un espectrómetro Nicolet 5PC, siendo el intervalo de números de onda de 400 a 4000 cm^{-1} . Para obtener el espectro de absorción se utilizó en cada caso como referencia una muestra idéntica sin hidrogenar, de modo que el espectro medido refleja exclusivamente el efecto de la hidrogenación sobre la muestra. Las muestras se caracterizaron también mediante reflectancia en el ultravioleta en el intervalo de longitudes de onda entre 190 y 350 nm usando un espectrómetro modelo Perkin-Elmer Lambda 2. Esta técnica permite obtener información sobre el daño superficial producido sobre la muestra por la exposición al plasma [7]. También se midió la resistividad de las capas hidrogenadas mediante la técnica de las cuatro puntas alineadas. Para determinar las características eléctricas de los transistores se midió la corriente de drenador (I_{DS}) variando la tensión de drenador (V_{DS}) con distintas tensiones aplicadas a la puerta (V_{GS}). Las medidas se tomaron para tensiones de drenador y de puerta en los intervalos $|V_{DS}| \leq 10$ V y $|V_{GS}| \leq 14$ V.

3 RESULTADOS

3.1 Incorporación de hidrógeno y daño creado

Los resultados de las medidas de absorción de radiación infrarroja se presentan en la figura 2, en la que se muestra la región de interés de los espectros de transmitancia de muestras de distintas composiciones hidrogenadas durante 3 horas a temperaturas de 150 y 250 °C. El espectro presenta una banda de absorción cuyo mínimo se sitúa en

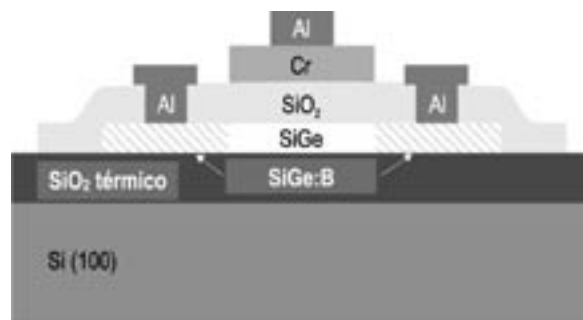


Figura 1. Sección transversal de un transistor.

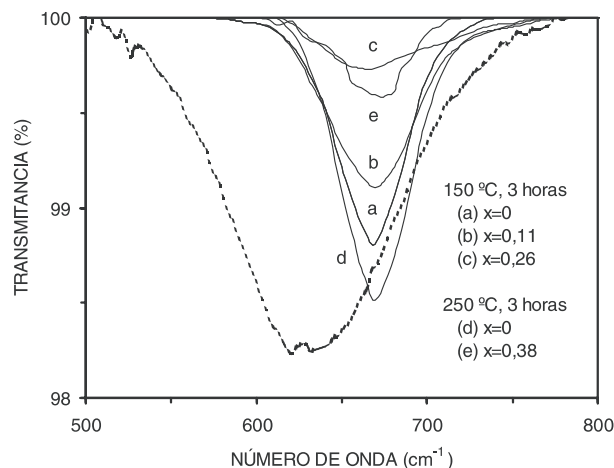


Figura 2. Espectros de transmitancia en el infrarrojo de muestras hidrogenadas en diferentes condiciones, tal como se indica en la leyenda. El espectro representado con línea discontinua corresponde a una muestra de $x=0,26$ implantada con hidrógeno usada como referencia (ver texto). La escala de este espectro ha sido modificada por claridad, siendo 82% el valor real de la transmitancia en el mínimo de la banda.

675 cm^{-1} aproximadamente. Existe otra banda en el intervalo de 2000 a 2100 cm^{-1} cuya intensidad es mucho menor que la de la primera, quedando enmascarada por el ruido de fondo en algunos espectros, por lo que no se muestra en la figura. La banda de absorción correspondiente al modo *wagging* del enlace Si-H se sitúa, de acuerdo con cálculos teóricos existentes, en 685 cm^{-1} . Experimentalmente se ha comprobado que dicha banda aparece en 630-640 cm^{-1} en Si amorfo. En aleaciones de SiGe amorfas, la posición experimental del pico permanece prácticamente constante para fracciones de Ge inferiores a $x=0,4$. Para mayores fracciones de Ge, la banda se desplaza hacia números de onda menores. En Ge puro la banda corresponde al enlace Ge-H y se sitúa en 560 cm^{-1} [8, 9]. Teniendo en cuenta estos datos, el hecho de que la intensidad del pico aumenta al hacerlo tanto la temperatura como el tiempo de proceso, y considerando que la posición del pico puede quedar ligeramente modificada porque las capas no son amorfas, sino policristalinas, puede asociarse la banda observada en los espectros en 675 cm^{-1} al modo de vibración *wagging* del enlace Si-H en la aleación SiGe.

La otra banda mencionada anteriormente debe ser en realidad un doblete con mínimos en 2000 y 2090 cm^{-1} en el caso del Si-H y en 1890 y 1980 cm^{-1} en el del Ge-H, y corresponde al modo de vibración *stretching* de los enlaces [8]. La débil banda observada en algunos espectros coincide con las posiciones esperadas para la absorción debida a enlaces Si-H, mientras que en ningún caso se detectó absorción en posiciones más cercanas a las esperadas para los enlaces Ge-H. Estas observaciones confirman la baja tendencia del germanio a formar enlaces con el hidrógeno.

El área del pico de 675 cm^{-1} puede tomarse como un parámetro indicativo de la cantidad de hidrógeno incorporado a la capa [10]. En los espectros de las muestras hidrogenadas a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, el área del pico disminuye a medida que aumenta el contenido en Ge de las capas, llegando a ser prácticamente imperceptible en el espectro de la muestra de $x=0,38$ (no incluido). La dependencia del área del pico con la fracción de Ge es similar en las muestras hidrogenadas a $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. Los espectros de muestras hidrogenadas a $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ seleccionados son el de $x=0$, en el que se aprecia que el área de la banda es mayor que en el espectro de la muestra de la misma composición procesada a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, y el de la muestra de $x=0,38$, en el que es visible la banda de absorción mientras que en el espectro de la muestra hidrogenada a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ no lo era. La cantidad de hidrógeno incorporado es, por tanto, mayor si la hidrogenación se realiza a $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ que si tiene lugar a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$. La dependencia de la cantidad de hidrógeno incorporado con la fracción de Ge de las capas es una indicación más de que el hidrógeno se enlaza principalmente con el silicio, y no con el germanio. No se observa, sin embargo, un aumento claro del área de los picos al aumentar el tiempo de proceso por encima de 3 horas a ninguna de las dos temperaturas, indicando que la incorporación de hidrógeno en cada caso se satura transcurrido este tiempo. A modo de referencia se ha incluido en la figura 2 el espectro correspondiente a una muestra de $x=0,26$ que ha sido implantada con iones de hidrógeno. Esta capa ha quedado prácticamente amorfizada por el efecto de la implantación, por lo que la banda de absorción aparece en $630\text{-}640\text{ cm}^{-1}$ aproximadamente, de acuerdo con lo indicado con anterioridad. Las condiciones de implantación fueron tales que la dosis de hidrógeno retenida en la capa de SiGe es $4\times 10^{17}\text{ cm}^{-2}$, aunque se desconoce cuál es la fracción de hidrógeno implantado que está realmente enlazado. En las muestras hidrogenadas en plasma, la cantidad de hidrógeno enlazado, obtenida a partir de los espectros de transmitancia, no supera el 3 % de la cantidad total existente en la muestra implantada.

En la figura 3 se muestran los espectros de reflectancia de las capas de SiGe de $x=0,26$ (la misma composición que tienen las películas usadas en la fabricación de los transistores) y de $x=0,38$ antes y después de ser sometidas a diversos procesos de hidrogenación. Para longitudes de onda entre 220 y 390 nm, la exposición de la muestra al plasma no produce cambios significativos en el espectro, apareciendo en él un pico de reflectancia situado en el entorno de 280 nm. Este pico corresponde a transiciones en el punto X de la Zona de Brillouin, y es característico de la cristalinidad del material. Su presencia en el espectro de las muestras hidrogenadas con la misma intensidad que en el de la no hidrogenada indica que la región superficial del material conserva la estructura cristalina y no ha sido amorfizada como consecuencia del proceso. Para longitudes de onda menores, entre 190 y 220 nm, tanto los valores de reflectancia como la pendiente del espectro disminuyen a medida que aumenta la duración del proceso de hidrogenación a temperatura fija, no observándose cambios significativos para duraciones superiores a 7 horas. El efecto es más pronunciado en los espectros de las muestras hidrogenadas a mayor temperatura, siendo las demás condiciones iguales. Estos resultados pueden interpretarse suponiendo que existe reflexión difusa en la superficie de las muestras hidrogenadas. La causa sería la aparición de cierta rugosidad superficial como resultado del bombardeo de especies excitadas sobre la muestra durante la exposición al plasma. Los resultados son similares en películas con diversas composiciones, apreciándose que el daño causado aumenta ligeramente a medida que aumenta el contenido en Ge. La superficie de estas muestras está expuesta directamente al plasma. En los transistores, sin embargo, la capa de SiGe está recubierta por el óxido de puerta y, en ciertas zonas, por las metalizaciones. Por ello el problema del daño superficial no debe afectar a la capa activa.

Las medidas de resistividad mediante cuatro puntas alineadas

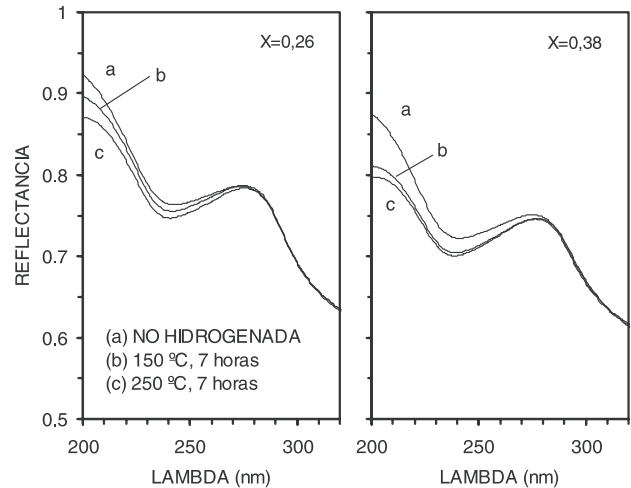


Figura 3. Espectros de reflectancia en el ultravioleta de muestras de $x=0,26$ (figura de la izquierda) y de $x=0,38$ (figura de la derecha) hidrogenadas en distintas condiciones, tal como se indica en la leyenda.

indican que, en las muestras de Si ($x=0$), la resistividad disminuye prácticamente dos órdenes de magnitud tras la hidrogenación a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas (pasa de $3,40\times 10^4\text{ }\Omega\cdot\text{cm}$ a $4,25\times 10^2\text{ }\Omega\cdot\text{cm}$), siendo poco relevantes frente a ésta las variaciones adicionales que se producen al aumentar el tiempo de proceso a la misma temperatura o al realizar el proceso a $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. La resistividad disminuye significativamente debido a que la pasivación es muy eficiente en Si y la muestra no resulta excesivamente dañada. En el caso de las muestras de $x=0,11$ no se observan variaciones de resistividad significativas respecto al valor correspondiente a la muestra no hidrogenada tras ninguno de los procesos de hidrogenación realizados. En las capas con composiciones próximas a ésta, los efectos de la pasivación y del daño creado se compensan, de modo que la resistividad prácticamente no varía. Para fracciones de Ge superiores, la hidrogenación hace que la resistividad aumente hasta en un factor tres como máximo en los casos considerados. En las muestras de $x=0,26$ pasa de $9,65\times 10^2\text{ }\Omega\cdot\text{cm}$ a $2,85\times 10^3\text{ }\Omega\cdot\text{cm}$ y en las de $x=0,38$ pasa de $1,25\times 10^2\text{ }\Omega\cdot\text{cm}$ a $2,11\times 10^2\text{ }\Omega\cdot\text{cm}$ tras la hidrogenación a $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 7 horas. El aumento de resistividad debido al daño es en estos casos superior a la disminución causada por la pasivación de defectos por el hidrógeno, de modo que la resistividad aumenta.

3.2 Características de los transistores

En la figura 4-a se muestran las curvas de salida de un transistor hidrogenado a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 7 h. El aspecto general de las curvas es similar en todos los dispositivos considerados, tanto antes como después de las hidrogenaciones. Los parámetros característicos de los dispositivos también son similares. La tensión umbral para la puesta en conducción es del orden de $V_{GS}=-10\text{V}$, la transconductancia es $g=7\mu\text{A/V}$ aproximadamente, la máxima densidad de corriente que atraviesa el canal es, en las condiciones de polarización consideradas, $2\times 10^7\text{ A/m}^2$, la resistencia de salida (con $V_{GS}=-14\text{V}$ y $V_{DS}=-8\text{V}$) es $20\text{ M}\Omega$ y la corriente que atraviesa la puerta es de decenas de pA. En numerosos casos los transistores hidrogenados muestran, en las mismas condiciones de polarización, corrientes de drenador superiores a las de los no hidrogenados. Se ha observado también que otras características como la tensión umbral y la transconductancia mejoran ligeramente tras la hidrogenación (disminuye en el primer caso y aumenta en el segundo). No obstante, el efecto de la dispersión de las características de los dispositivos fabricados no permite obtener conclusiones definitivas. Dado el reducido número de dispositivos caracterizados, tampoco es posible cuantificar dicha dispersión.

En la figura 4-b se muestran las características del mismo transistor tras permanecer diez horas polarizado con $V_{GS}=-14V$ y $V_{DS}=-8V$. Se aprecia una degradación de las características del dispositivo, consistente en una disminución considerable de los valores de la corriente que atraviesa el canal en todas las condiciones de polarización consideradas.

En la figura 5 se presentan los valores de la corriente de drenador del transistor, normalizados respecto a su valor inicial, frente al tiempo que los transistores han permanecido polarizados. Los dispositivos considerados han sido sometidos a distintos procesos de hidrogenación. Se observa que, en los transistores no hidrogenados, dicha corriente se reduce hasta niveles inaceptables tras una o dos horas de funcionamiento. Esto es debido al atrapamiento de carga en los defectos sin pasivar (de las fronteras de grano y del interior de los granos) o en la intercara entre la capa activa y el óxido de puerta. Los procesos de hidrogenación retardan la degradación de los dispositivos. En el caso de la hidrogenación a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, se aprecia en la figura 5 que la degradación es más lenta cuanto mayor es el tiempo de exposición al plasma, ya que la cantidad de hidrógeno incorporada es mayor. En las muestras de referencia la capa de SiGe estaba expuesta directamente al plasma, por lo que la incorporación de hidrógeno se saturaba a partir de las 3 horas de proceso. La evolución del efecto del hidrógeno con el tiempo de proceso observada en los transistores se debe a que el hidrógeno debe difundir al menos a través del óxido de puerta para alcanzar la capa activa. Mediante la hidrogenación de los transistores a una temperatura de $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ se consigue una mejora notable en su funcionamiento. En la parte superior de la figura 5 se observa que la degradación de los transistores ocurre muy lentamente tras el proceso a $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. A esta temperatura, una duración de 3 horas es suficiente para pasivar de forma efectiva los defectos de la capa activa de los dispositivos, no apreciándose mejoras sustanciales al aumentar el tiempo de proceso.

CONCLUSIONES

(1) La exposición de capas de SiGe policristalino de diversas composiciones a un plasma ECR de hidrógeno produce la incorporación de hidrógeno a las mismas y la pasivación de los defectos eléctricamente activos. El efecto pasivante es mayor en las muestras procesadas a $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ que en las procesadas a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$. En las mismas condiciones de hidrogenación, la pasivación disminuye a medida que aumenta la fracción de Ge de las capas, siendo realmente eficiente hasta $x=0,11$ aproximadamente. El daño producido por el plasma en la superficie de las capas expuestas directamente al plasma aumenta a medida que lo hace su contenido en Ge. (2) La caracterización eléctrica de transistores de película delgada fabricados usando SiGe policristalino como capa activa muestra que sus características eléctricas se degradan a medida que aumenta el tiempo de funcionamiento. La hidrogenación de los dispositivos en el plasma consigue retardar la degradación de sus características eléctricas, ya que el hidrógeno pasiva, al menos parcialmente, los defectos eléctricamente activos.

AGRADECIMIENTOS

Trabajo financiado por la CICYT, Proyecto MAT 99-1214.

BIBLIOGRAFÍA

1. S. D. Brotherton. "Polycrystalline silicon thin film transistors". *Semicond. Sci. Technol.* 10 [-] 721-738 (1995).
2. J.-W. Kim, M.-K. Ryu, K.-B. Kim, C.-W. Hwang, B. S. Bae, M.-K. Han, S.-J. Kim. "Device characteristics of polycrystalline SiGe thin film transistors grown from disilane and germane source gases". *Jpn. J. Appl. Phys.* 35 [Part2, 6B] L757-L759 (1996).
3. I.-W. Wu, A. G. Lewis, T.-Y. Huang, A. Chiang. "Effects of trap-state density reduction by plasma hydrogenation in low temperature polysilicon TFT". *IEEE Electron Dev. Lett.* 10 [3] 123-125 (1989).

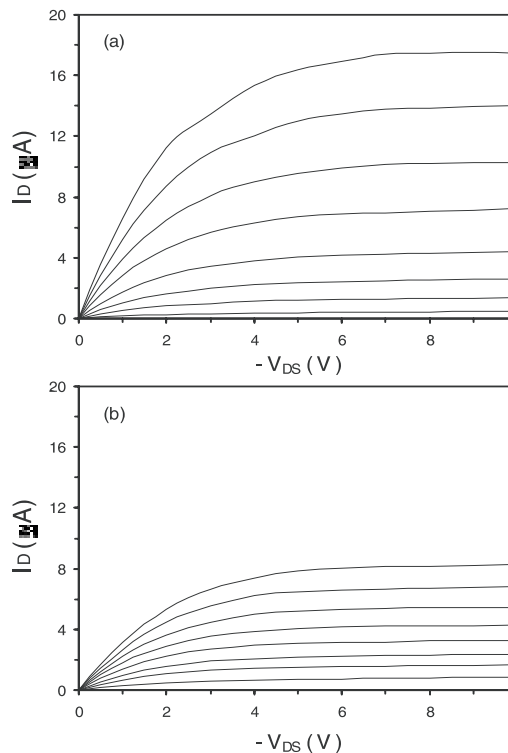


Figura 4. Curvas de salida de un dispositivo con relación de aspecto $W/L=10$ hidrogenado a $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 7 h. (a) Curvas obtenidas inicialmente. (b) Curvas obtenidas tras permanecer polarizado durante 10 h con $V_{GS}=-14V$ y $V_{DS}=-8V$. Las curvas corresponden, en orden creciente, a tensiones $-V_{GS}=10, 11, 11.5, 12, 12.5, 13, 13.5$ y $14 V$.

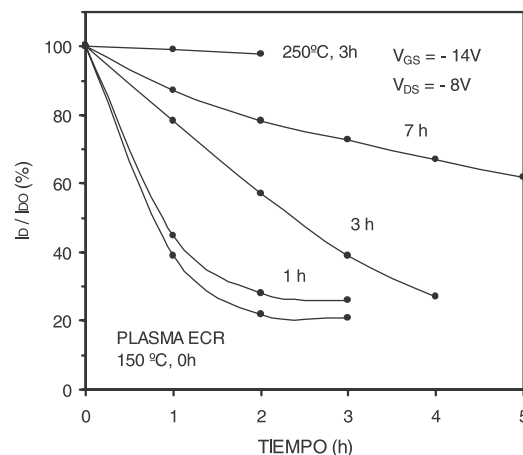


Figura 5. Corriente que atraviesa el canal, normalizada respecto al valor inicial, representada en función del tiempo que el dispositivo permanece polarizado con $V_{GS}=-14V$ y $V_{DS}=-8V$. Los resultados corresponden a diversas condiciones de hidrogenación (ver leyenda). Dispositivos con relación de aspecto $W/L=10$.

4. S. K. Estreicher, Dj. M. Maric. "What is so strange about hydrogen interactions in germanium?". *Phys. Rev. Lett.* 70 [25] 3963-3966 (1993).
5. M. Strutzmann, R. A. Street, C. C. Tsai, J. B. Boyce, S. E. Ready. "Structural, optical and spin properties of hydrogenated amorphous silicon-germanium alloys". *J. Appl. Phys.* 66 [2] 569-592 (1989).
6. J. Olivares, A. Rodríguez, J. Sangrador, T. Rodríguez, C. Ballesteros, A. Kling. "Solid phase crystallization of amorphous SiGe films deposited by LPCVD on SiO₂ and glass". *Thin Solid Films* 337 [1-2] 51-54 (1999).
7. K. L. Chiang, C. J. Dell'Oca, F. N. Schwegtmann. "Optical evaluation of polycrystalline silicon surface roughness". *J. Electrochem. Soc.* 126 [12] 2267-2269 (1979).
8. Y.-P. Chou, S.-C. Lee. "Structural, optical and electrical properties of hydrogenated amorphous silicon-germanium alloys". *J. Appl. Phys.* 83 [8] 4111-4123 (1998).
9. M. Cardona. "Vibrational spectra of hydrogen in silicon and germanium". *Phys. Stat. Sol.* 118 [-] 463-481 (1983).
10. W. Beyer. "Semiconductors and semimetals". Vol. 61, p.165. N. H. Nickel, Editor. Academic, San Diego, (1999).