

# Estudio de la cinética de auto-intersticiales de silicio usando membranas de silicio bajo oxinitridación térmica

J. Carrillo-López

*Centro de Investigación en Dispositivos Semiconductores Instituto de Ciencias, Universidad Autónoma de Puebla  
Apartado postal 1651, 72000 Puebla, Pue., Mexico*

A. Morales-Acevedo

*Departamento de Ingeniería Eléctrica, Centro de Investigación y Estudios Avanzados del Instituto Politécnico Nacional  
Apartado postal 14-740, 07000 México, D.F., Mexico*

Recibido el 2 de septiembre de 1998; aceptado el 10 de noviembre de 1998

Se llevó a cabo un estudio para determinar la difusividad de los auto-intersticiales, su velocidad de recombinación en las interfaces  $\text{SiO}_2/\text{Si}$  y  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Si}$  y su concentración en equilibrio en silicio de zona flotante y en silicio Czochralski. La parte experimental se basó en el monitoreo de la cinética de crecimiento/reducción de fallas de apilamiento en la superficie frontal de una membrana de silicio cubierta con una película de  $\text{SiO}_2$  o de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , bajo condiciones de inyección de auto-intersticiales por la superficie posterior. La fuente de auto-intersticiales usada consistió en un proceso de oxinitridación que generó una concentración constante de auto-intersticiales. El análisis de los resultados experimentales empleó un modelo cinético basado en la ecuación de difusión de los auto-intersticiales, así como en la hipótesis de que la difusividad de los auto-intersticiales y su velocidad de recombinación de interfaz se mantienen constantes. Bajo esa hipótesis, y las condiciones experimentales utilizadas, se ha logrado tener un ajuste satisfactorio de datos experimentales que ha permitido hallar valores únicos para la difusividad y la velocidad de recombinación de interfaz de los auto-intersticiales. También, el uso de esas condiciones experimentales permitió medir valores similares de los coeficientes cinéticos de los auto-intersticiales en ambos tipos de silicio empleados.

*Descriptor:* Silicio; auto-intersticiales; oxinitridación; nitruro de silicio

A study was carried out to determine the silicon self-interstitial diffusivity and surface recombination velocity at the  $\text{SiO}_2/\text{Si}$  and  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Si}$  interfaces, as well as the equilibrium self-interstitial concentration in both float zone and Czochralski silicon materials. The experimental part was based on the monitoring of the growth/shrinkage kinetics of stacking faults on the front surface of a silicon membrane capped with  $\text{SiO}_2$  or  $\text{Si}_3\text{N}_4$  layers under silicon self-interstitials injection from the back surface. The silicon self-interstitials source was an oxinitridation process generating a constant self-interstitial concentration. The analysis of the experimental data used a kinetic model based on the self-interstitial diffusion equation as well as on the hypothesis that self-interstitials diffusivity and their interface recombination velocity are time independent. From this hypothesis and the used experimental conditions, it was possible to achieve a satisfactory fit to experimental data that has allowed to find single values for the self-interstitial diffusivity and interface recombination velocity. Likewise, those experimental conditions allowed to measure the same self-interstitial kinetic coefficients values in both types of the used silicon materials.

*Keywords:* Silicon; self-interstitial; oxinitridation; silicon nitride

PACS: 61.70.Bv; 61.70.Yq; 61.70.At

## 1. Introducción

Un aspecto de particular interés y actualidad relacionado con los procesos de fabricación de dispositivos semiconductores, circuitos integrados y con las propiedades fundamentales de los semiconductores, es el estudio de la cinética de los defectos puntuales intrínsecos (vacancias e intersticiales). Esto se explica por el papel fundamental que desempeñan en los procesos de fabricación en microelectrónica, en los que se dan interacciones entre los intersticiales y las vacancias, así como interacciones de estos defectos con dislocaciones, fallas de apilamiento e interfaces. Por ejemplo, se sabe que durante los procesos de oxidación térmica o de nitridación de películas de  $\text{SiO}_2$ , se generan concentraciones de intersticiales,  $C_I$ , los cuales son responsables de los efectos observados en el incremento de la difusividad de ciertos dopantes

substitucionales como el P [1] y el B [2]. En procesos como la oxidación con Cl o la nitridación del silicio, se producen grandes cantidades de vacancias que provocan una reducción en la difusividad de impurezas como el Sb [3]. Asimismo, se ha observado que la cinética de crecimiento/reducción en el tamaño de las fallas de apilamiento, que son defectos de tipo extrínseco, está controlada por las concentraciones de intersticiales y vacancias [4, 5]. También, para remover cantidades residuales de contaminantes metálicos de las regiones activas de dispositivos en una oblea de silicio, se emplean técnicas llamadas *gettering*. Éstas consisten en crear una región con daño mecánico en la parte posterior de la oblea o en implantar P, lo cual produce grandes concentraciones de intersticiales que finalmente son el medio para segregar las impurezas metálicas en regiones alejadas de los dispositivos [6]. Las distribuciones de concentración de las vacancias y los inters-

ticiales determinan la difusividad local de los dopantes y, por lo tanto, determinan también los perfiles de concentración de los dopantes en un proceso específico. Para poder predecir con exactitud distribuciones de dopantes en 1 y 2 dimensiones que resultan de pasos de oxidación, difusión de dopantes, implantación de iones y eliminación de impurezas metálicas, los simuladores de procesos de fabricación de dispositivos semiconductores requieren de un conocimiento preciso de la cinética de generación y difusión de estos defectos.

Sin embargo, la determinación experimental de los coeficientes cinéticos de los auto-intersticiales y las vacancias es difícil debido a la variedad y complejidad de las interacciones entre estos defectos, y su interacción con trampas de volumen y también superficiales, así como al hecho de que no existe una técnica de medición directa. Particularmente para los auto-intersticiales de silicio, los coeficientes cinéticos tales como su difusividad  $D_I$ , su concentración en equilibrio  $C_I^{eq}$  y su velocidad de recombinación de interfaz  $k_S$ , se han determinado a través de estudios de difusión de dopantes [7], estudios de difusión de oro [8] y estudios de la cinética de crecimiento/reducción de fallas de apilamiento [9, 10]. Sin embargo, un estudio realizado por Taylor *et al.* [11] sobre los diferentes métodos para medir  $D_I$ , ha mostrado que la difusividad de los auto-intersticiales permanece aún como una cantidad que se conoce sólo dentro de un intervalo de varios órdenes de magnitud.

De lo antes mencionado es clara la importancia que representa el estudio de las propiedades cinéticas de los intersticiales, particularmente el conocimiento de su difusividad, en el campo de los semiconductores y sus aplicaciones en la microelectrónica. Sin embargo, debido a la falta de un conocimiento claro de los mecanismos de recombinación de los intersticiales en el cuerpo y las interfaces del silicio, principalmente por la naturaleza de las trampas de intersticiales involucradas, resulta difícil interpretar los valores de los parámetros cinéticos obtenidos. Esto significa que es necesario disponer de una mayor cantidad de información experimental al respecto, en particular sobre el grado de influencia que tienen las trampas en el transporte de los intersticiales en el cuerpo del silicio y su recombinación en las interfaces. De acuerdo a esta consideración, en este trabajo se presenta un estudio teórico-experimental, cuyo objetivo es calcular la difusividad de los auto-intersticiales, así como su concentración en equilibrio y su velocidad de recombinación de interfaz. El método experimental empleado para este propósito, está basado en el monitoreo del crecimiento de fallas de apilamiento en la superficie frontal (pulida) de una membrana de silicio, bajo condiciones de inyección de intersticiales por la superficie posterior. En este caso se empleó una fuente constante de auto-intersticiales, lo cual representa una modalidad para medir los parámetros cinéticos de estos defectos. Esto ofrece la ventaja de que las distribuciones de intersticiales alcanzan el estado estacionario, lo cual facilita interpretar el papel que desempeñan las trampas en el transporte de los intersticiales y su recombinación en las interfaces. El análisis de los resultados experimentales empleó un modelo cinético

basado en la ecuación de difusión de los intersticiales, así como en la hipótesis de que la difusividad de los intersticiales y su velocidad de recombinación en la interfaz se mantienen constantes. De la misma manera, el análisis de los resultados experimentales utilizó modelos de estado estacionario y estado transitorio, basados en la suposición de que a temperaturas altas ( $> 1000^\circ\text{C}$ ) predominan los intersticiales sobre las vacancias en la cinética de transporte.

## 2. Consideraciones preliminares

El proceso empleado para inyectar auto-intersticiales en este estudio es la nitrificación de una película de  $\text{SiO}_2$  (oxinitridación) en ambiente de amoníaco a alta presión y alta temperatura. Se ha observado que la oxinitridación tiene efectos similares a los observados en los procesos de oxidación estándar, sobre la difusión de dopantes en el sustrato de silicio. Durante los procesos de oxinitridación, la difusión del P y el B se incrementa, mientras que la difusión del Sb disminuye [12, 13]. La oxinitridación también produce crecimiento en las fallas de apilamiento, OSF [12, 14], como en el caso de la oxidación térmica. Durante el proceso de oxinitridación existe una reacción de desplazamiento entre el oxígeno presente en el  $\text{SiO}_2$  y el nitrógeno resultante de las especies que se difunden en el  $\text{SiO}_2$ . El nivel de concentración de nitrógeno en el cuerpo del óxido se incrementa con el tiempo de oxinitridación, mientras que la concentración de oxígeno se reduce en la misma región. El oxígeno desplazado se difunde parcialmente hacia la superficie del óxido donde se pierde en el ambiente, y también hacia la interfaz  $\text{SiO}_2/\text{Si}$  donde reacciona finalmente con el sustrato de silicio. La estructura resultante consiste de una capa con alto contenido de nitrógeno en la superficie del óxido, un oxinitruro en el cuerpo, otra capa delgada rica en nitrógeno cerca de la interfaz y, finalmente, una capa delgada rica en oxígeno localizada en la interfaz  $\text{SiO}_2/\text{Si}$  [15]. Como en el caso de la oxidación normal, los intersticiales generados en la interfaz debido al oxígeno que se difunde desde el cuerpo del oxinitruro emigran hacia el volumen del silicio. Esto se manifiesta por los efectos del incremento en la difusividad del P y el B [12], así como en el crecimiento de las fallas de apilamiento [14]. A pesar de que la cantidad de óxido que se forma durante la nitrificación es sumamente pequeña (lo que implica una razón de oxidación muy lenta), el incremento observado en la difusividad es considerable. Han *et al.* [15], a través de oxinitruros de 40 nm en atmósfera de  $\text{NH}_3$  a  $1100^\circ\text{C}$ , encontró que aun cuando la capa de óxido formada en la interfaz era de apenas 2 nm después de 1 hora de nitrificación, la difusividad del P se había incrementado casi cinco veces, que es más del doble de lo observado para la oxidación húmeda. La oxidación húmeda tiene a su vez una razón de oxidación 100 veces más rápida que la correspondiente a la oxinitridación [16]. La explicación de este efecto la hizo S.T. Dunham basado en su modelo de segregación de intersticiales en la interfaz  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  [17]. En su explicación consideró que una diferencia importante entre la oxidación que ocurre durante la nitrificación del  $\text{SiO}_2$

y la oxidación normal, es la presencia de la capa de nitruro cercana a la interfaz, y por lo tanto que esta capa debe ser una barrera efectiva contra la difusión de los intersticiales hacia el óxido.

Una observación de utilidad para nuestro estudio sobre la cinética de los auto-intersticiales de silicio es la hecha por Hayafuji y Kajiwara [14], acerca del comportamiento de fallas de apilamiento superficiales bajo condiciones de oxinitridación. En este caso se usó amoníaco a alta presión en el intervalo de temperaturas de 1050°C a 1200°C. Los autores observaron que para presiones parciales de amoníaco del orden de 1 kg/cm<sup>2</sup> o mayores y espesores de SiO<sub>2</sub> térmico de aproximadamente 560 nm, las fallas de apilamiento aumentaban su tamaño linealmente con el tiempo de oxinitridación. De acuerdo al modelo de Leroy [18] para el crecimiento de OSF en condiciones de oxidación térmica, la razón de cambio en la longitud de las fallas de apilamiento está directamente relacionada con el exceso de intersticiales en la forma

$$\frac{dL_{SF}}{dt} \propto C_l - C_l^{eq}, \quad (1)$$

donde  $L_{SF}$  es la longitud de la falla de apilamiento y  $C_l^{eq}$  es la concentración de auto-intersticiales en equilibrio. A través de la Ec. (1) se observa que bajo las condiciones experimentales empleadas por Hayafuji y Kajiwara [14], el exceso de intersticiales que se inyecta al silicio durante el proceso de oxinitridación es independiente del tiempo de este último.

Como se señaló anteriormente, en este estudio se usaron fallas de apilamiento superficiales para monitorear las concentraciones relativas de auto-intersticiales en el volumen del silicio. Las fallas de apilamiento son defectos extendidos de tipo extrínseco, las cuales crecen de tamaño en la presencia de una supersaturación de auto-intersticiales a alta temperatura. En condiciones de equilibrio, sin embargo, tienden a reducir su tamaño hasta desaparecer. La cinética de crecimiento/reducción de estos defectos en términos de la supersaturación de auto-intersticiales es bien conocida y está dada por la ecuación. [10]

$$\frac{dL_{SF}}{dt} = K D_I C_l^{eq} \left( S_l - \frac{\alpha}{kT} \right), \quad (2)$$

donde  $L_{SF}$  es el tamaño de las fallas de apilamiento,  $D_I$  es la difusividad de los auto-intersticiales y  $C_l^{eq}$  es su concentración en equilibrio;  $\alpha$  es el cambio de energía libre en la dislocación de la falla por intersticial incorporado (0.026 eV),  $k$  es la constante de Boltzmann y  $T$  la temperatura absoluta;  $K$  es una constante que depende de parámetros geométricos de la falla de apilamiento y la estructura del silicio, así como del tipo de interacción entre los intersticiales y la dislocación parcial que rodea la falla [19], y  $S_l = (C_l - C_l^{eq})/C_l^{eq}$  es la supersaturación de auto-intersticiales de silicio.

La Ec. (2) se puede emplear para calcular la supersaturación de auto-intersticiales en la superficie del silicio durante el proceso de oxinitridación, a partir de la velocidad de crecimiento de las fallas en la misma superficie. El conocimiento



FIGURA 1. Membrana de silicio usada para el experimento de inyección de auto-intersticiales por la superficie posterior y monitoreo del crecimiento de fallas de apilamiento en la superficie frontal.

de  $S_l$  es importante en la solución de la ecuación de transporte de los intersticiales, pues representa la condición de frontera en la superficie donde se inyectan los intersticiales. Sin embargo para determinar  $S_l$  es necesario primero calcular el coeficiente  $K D_I C_l^{eq}$ . Esto se puede hacer midiendo la razón de reducción en el tamaño de las fallas de apilamiento en un ambiente inerte donde se cumple que  $S_l = 0$ . La temperatura usada debe ser igual a la temperatura a la cual se evalúa  $S_l$ , es decir, la temperatura de oxinitridación. De esta forma, a partir de la Ec. (2), el coeficiente  $K D_I C_l^{eq}$  queda expresado como  $K D_I C_l^{eq} = K_R (kT/\alpha)$ , donde  $K_R = dL_{SF}/dt$  representa el valor absoluto de la velocidad a la que se reduce el tamaño de las fallas en un ambiente inerte. La Ec. (2) también puede usarse para calcular los tamaños de las fallas de apilamiento a partir de las soluciones de la ecuación de difusión de los auto-intersticiales, para poder llevar a cabo el proceso de ajuste de los resultados experimentales.

### 3. Desarrollo experimental

#### 3.1. Planteamiento experimental

El experimento contempla el monitoreo de la cinética de crecimiento/reducción de fallas de apilamiento en la superficie frontal de membranas de silicio, tal como la mostrada en la Fig. 1, bajo condiciones de inyección de auto-intersticiales en la superficie posterior. La inyección de auto-intersticiales se realiza a través de un proceso de oxinitridación térmica a alta temperatura. La cinética de crecimiento/reducción de las fallas de apilamiento se examina como función de diversas variables experimentales, que son la clase de sustrato (zona flotante, ZF y Czochralski, CZ), el tipo de cubierta sobre la superficie frontal de la membrana (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub> y Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), y el espesor de las membranas de silicio. La intención principal al usar diversas variables experimentales es tener mayor confiabilidad en los resultados obtenidos, así como mayor información para analizar el papel de las trampas en el transporte de los intersticiales y su recombinación en las interfaces. El análisis de los resultados experimentales comprende un ajuste de datos a partir del cual se calculan los coeficientes cinéticos de los intersticiales. Para el ajuste de datos se determinan de manera experimental las condiciones inicial y de frontera a emplearse en la ecuación de difusión de los intersticiales.

### 3.2. Descripción experimental

El diagrama de flujo general del experimento se muestra en la Fig. 2. Los materiales empleados fueron obleas de silicio ZF de 3" de diámetro, tipo-*p* con orientación (100) y resistividad de 200 Ohm.cm, así como obleas de silicio CZ de 2" de diámetro tipo-*p*, orientación (100) y resistividad de 50 Ohm.cm. Se nuclearon fallas de apilamiento en la superficie frontal de ambos tipos de muestras. Esto se llevó a cabo implantando las muestras con iones de silicio,  $\text{Si}^+$ , usando una dosis de  $5 \times 10^{13}$  átomos/cm<sup>2</sup> y una energía de 100 keV. Se empleó oxidación con vapor de agua a 1100°C durante 60 minutos con objeto de hacer crecer a las OSF en los centros de daño superficiales. Para este paso de oxidación se empleó un flujo de vapor de H<sub>2</sub>O de 1.5 l/min, resultando en fallas de apilamiento de aproximadamente 12 μm de longitud. El óxido resultante fue eliminado y posteriormente las muestras se dividieron en dos grupos conteniendo ambos grupos muestras de ZF y CZ. En un grupo de muestras se depositaron películas de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> de 100 nm de espesor en ambas superficies. En el otro grupo de muestras se creció una película térmica de SiO<sub>2</sub> de 40 nm de espesor usando O<sub>2</sub> por 30 min a 1000°C, depositando a continuación 100 nm de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> en ambas caras de las muestras. Todas las películas de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> fueron depositadas por depósito químico en fase de vapor a baja presión (LPCVD) a 785°C. Se emplearon flujos de silano (al 5% en N<sub>2</sub>) y amoníaco grado electrónico en una razón de 1.6, con un flujo total de gases de 2000 cc/min. Después de los depósitos de nitruro de silicio, se usó fotolitografía en la superficie posterior de las muestras para abrir ventanas de 6x6 mm en la resina, y posteriormente atacar con plasma la cubierta de nitruro de silicio. El silicio expuesto en las regiones de las ventanas, se atacó empleando soluciones de KOH en agua con concentraciones de 30 % y 15 % a las temperaturas de 60°C y 40°C, respectivamente.

Para las muestras de silicio ZF se fabricaron membranas de 18, 25, 35, 45 y 65 μm de espesor, tanto para las muestras con películas de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> como para aquellas que usaron la cubierta compuesta Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub>. Para las muestras CZ se obtuvieron membranas de 18, 37, 47 y 76 μm de espesor, también para ambos tipos de cubierta. Después de la fabricación de las membranas, todas las muestras se sometieron a una oxidación húmeda a 1100°C para crecer SiO<sub>2</sub> de 540 nm de espesor en la parte posterior de la membrana, el cual fue usado para el proceso de oxinitridación. El tratamiento de oxinitridación se efectuó a 1100°C por tiempos desde 45 hasta 480 minutos usando gas amoníaco grado electrónico a una presión de 1 Kg/cm<sup>2</sup> y un flujo constante de 1 l/min. Después de los tratamientos térmicos se eliminaron las películas de SiO<sub>2</sub> y Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> con una solución de HF, para posteriormente revelar las fallas de apilamiento usando la solución de ataque Wright [20]. Finalmente se midieron los tamaños de las fallas de apilamiento para lo cual se empleó un microscopio metalográfico Olympus con resolución de 1 μm en 100X. En todos los casos los tamaños de las fallas de apilamiento se obtuvieron como el promedio de diez mediciones en cada muestra.

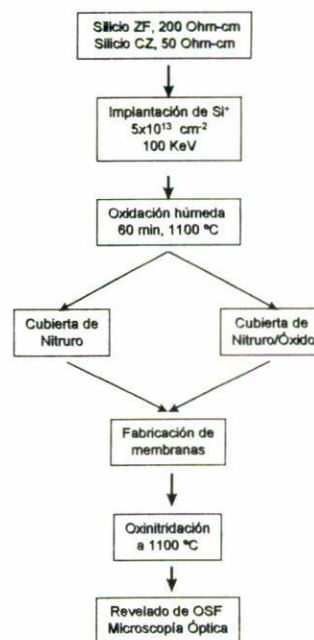


FIGURA 2. Flujo general del experimento para inyección de auto-intersticiales por la superficie posterior/crecimiento de las fallas de apilamiento por la superficie frontal de la membrana de silicio.

Además del experimento descrito, se llevaron a cabo otros estudios experimentales complementarios. Estos se relacionan con las condiciones inicial y de frontera empleadas para resolver la ecuación de difusión de los auto-intersticiales. Como se señaló anteriormente, el análisis de los resultados experimentales en este estudio está basado en un ajuste de datos mediante un proceso de simulación con la ecuación de difusión de los auto-intersticiales. Para poder realizar las simulaciones se requiere del conocimiento de la condición inicial, la cual corresponde a la distribución de auto-intersticiales presente en el volumen del silicio antes de los procesos de oxinitridación. Una posibilidad consistiría en calcular  $D_I$  suponiendo que la distribución inicial de auto-intersticiales es igual a la concentración en equilibrio  $C_I^{eq}$  y, después, a partir del valor de  $D_I$ , calcular y usar como condición inicial la distribución de auto-intersticiales resultante. Un método alternativo que hemos propuesto y finalmente usamos, es observar el efecto que tienen las distribuciones iniciales de auto-intersticiales presentes en el volumen del silicio, sobre el transporte de los auto-intersticiales inyectados específicamente durante la oxinitridación. Para esto, se emplearon membranas de silicio implantadas con  $\text{Si}^+$  en la superficie frontal, oxidadas por tiempos diferentes a 1100°C en ambiente húmedo para tener distribuciones de auto-intersticiales diferentes. Después de depositar una película de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> sobre la superficie frontal de las muestras, estas se sometieron a un tratamiento de oxinitridación por varios intervalos de tiempo a 1100°C. Finalmente se midieron los tamaños resultantes para las fallas de apilamiento en la superficie frontal de las membranas, como consecuencia de la inyección de auto-intersticiales por la superficie posterior.

Otro estudio experimental fue efectuado para determinar la supersaturación de auto-intersticiales  $S_I$  en la superficie de la membrana bajo oxinitridación. Esta cantidad representa la condición de frontera en la membrana de silicio donde se inyectan los auto-intersticiales. De acuerdo a la Ec. (2),  $S_I$  se puede calcular a partir del conocimiento de la velocidad a la que crecen las fallas de apilamiento en esa superficie. Para conocer esta razón de crecimiento se emplearon muestras implantadas con  $\text{Si}^+$  en la superficie frontal para generar fallas de apilamiento. Las muestras se oxidaron por diferentes tiempos a  $1100^\circ\text{C}$  con objeto de tener diferentes espesores de óxido en la superficie frontal. Después se efectuó un tratamiento de oxinitridación a  $1100^\circ\text{C}$  por diferentes tiempos, usando un flujo de amoníaco de 1 l/min a una presión de  $1 \text{ Kg/cm}^2$ . Finalmente, se midieron los tamaños de las fallas de apilamiento. Se debe señalar que este estudio tuvo también como finalidad verificar la linealidad en el tamaño de las fallas de apilamiento con el tiempo de oxinitridación, de acuerdo a la observación hecha por Hayafuji y Kajiwara [14].

#### 4. Resultados experimentales

En la Fig. 3 se muestran los cambios de tamaño,  $\Delta L_{SF}$ , de las fallas de apilamiento con el tiempo de oxinitridación para membranas con diferentes distribuciones iniciales de intersticiales. La coincidencia en el comportamiento de las fallas de apilamiento, muestra que las distribuciones de auto-intersticiales generadas por los diferentes tiempos de oxidación no influyen de manera importante en el transporte de los auto-intersticiales inyectados durante la oxinitridación. Un comportamiento cualitativo similar al que se aprecia en la Fig. 3, se observó en las fallas de apilamiento para membranas de silicio ZF de  $12 \mu\text{m}$  de espesor con diferentes distribuciones iniciales de auto-intersticiales, a las que se aplicó el mismo tratamiento de oxinitridación. También para las membranas de silicio CZ de diferentes espesores que fueron sometidas al mismo proceso de oxinitridación, se obtuvieron resultados cualitativamente similares a los mostrados en la Fig. 3. Estos resultados indican que las concentraciones de intersticiales que se producen en los pasos de oxidación, son significativamente menores que las concentraciones de intersticia-

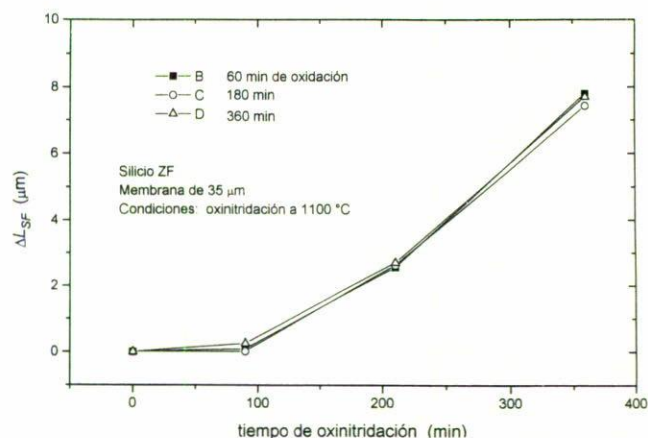


FIGURA 3. Cambio en el tamaño de las fallas de apilamiento en la superficie frontal con el tiempo de oxinitridación, en membranas de silicio ZF de  $35 \mu\text{m}$  de espesor oxidadas a  $1100^\circ\text{C}$  por 60, 180 y 360 min.

les que se generan durante la oxinitridación. Esto permite a su vez usar como condición inicial de la ecuación de difusión de intersticiales, el valor correspondiente a la concentración de intersticiales en equilibrio,  $C_I^{eq}$ , lo que es equivalente a suponer que al inicio de la nitridación el exceso de intersticiales dentro de la oblea es despreciable.

Respecto al estudio realizado para determinar la supersaturación de auto-intersticiales en una superficie bajo oxinitridación, en la Tabla I se muestran los tamaños de las fallas de apilamiento para los diferentes tiempos de oxinitridación usados. En la Fig. 4 se aprecia el comportamiento de las fallas de apilamiento en las muestras con diferentes espesores de óxido de nitridación. El tamaño de las fallas de apilamiento se incrementa linealmente con el tiempo de oxinitridación, independientemente del espesor del óxido de nitridación. Es decir, durante un proceso de oxinitridación con amoníaco a alta presión, la generación de intersticiales no depende del tiempo ( $C_I - C_I^{eq} = \text{cte}$ ). A partir de las rectas de ajuste, se determinó que la razón de crecimiento en el tamaño de las fallas de apilamiento es de  $6 \mu\text{m/h}$ . Este valor se usa en la Ec. (2) para calcular el valor de la supersaturación de auto-intersticiales  $S_I$  en la superficie posterior de la membrana.

TABLA I. Tamaños,  $L_{SF}$ , de las OSF después de un proceso de oxinitridación a  $1100^\circ\text{C}$  para muestras con diferentes espesores de  $\text{SiO}_2$ .

Tiempo de oxinitridación (horas)	Muestra A $L_{SF}(\mu\text{m})$	Muestra B $L_{SF}(\mu\text{m})$	Muestra C $L_{SF}(\mu\text{m})$	Muestra D $L_{SF}(\mu\text{m})$	Muestra E $L_{SF}(\mu\text{m})$	Muestra F $L_{SF}(\mu\text{m})$	Muestra G $L_{SF}(\mu\text{m})$
0	54.0	47.1	36.0	32.0	30.4	12.3	7.8
2	67.5	62.0	48.9	46.5	43.2	24.9	22.5
4	79.0	74.9	62.5	57.9	55.5	36.6	34.9
6	91.8	85.4	73.2	68.1	68.5	48.0	44.2
8	-	-	-	81.7	-	-	-
10	-	-	-	24.6	-	-	-

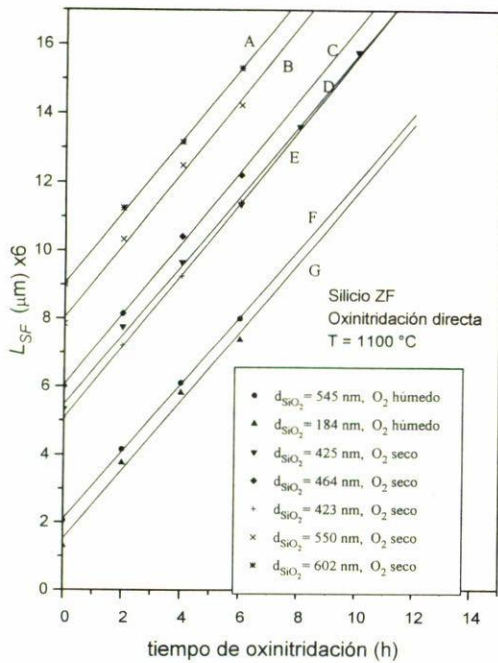


FIGURA 4. Comportamiento de fallas de apilamiento en superficies de muestras sometidas a oxinitridación directa a  $1100^\circ C$ . Las muestras tienen diferentes espesores iniciales de óxido de nitrificación y por lo tanto las fallas de apilamiento tienen tamaños iniciales diferentes.

En la Fig. 5 se muestran los resultados típicos del experimento de oxinitridación en la superficie posterior de la membrana de silicio, que da lugar al crecimiento de las OSF que se encuentran en la superficie frontal. Se muestra una región en la superficie de la oblea que corresponde al borde de una membrana de  $18 \mu m$  de espesor, después de un tratamiento de oxinitridación a  $1100^\circ C$  durante 300 minutos. Como es evidente en la fotografía, las OSF dentro de la región de la membrana (la parte superior de la fotografía) han crecido a un tamaño de aproximadamente  $25 \mu m$ . Fuera de la región de la membrana las OSF se reducen de tamaño o se colapsan dentro de lazos de dislocaciones durante el tratamiento de oxinitridación.

En la Fig. 6 se muestran los resultados del experimento con membranas de silicio ZF que usaron  $Si_3N_4/SiO_2$  como cubierta de protección durante la oxinitridación. Aquí se han graficado los cambios en el tamaño de las OSF como función del espesor de la membrana para diferentes tiempos de oxinitridación a  $1100^\circ C$ . Es evidente la fuerte dependencia que existe en el crecimiento de las OSF con el espesor de las membranas. Para tiempos cortos de tratamiento, las OSF en las membranas delgadas crecen como resultado de la inyección de intersticiales en la superficie posterior de la membrana, mientras que en las membranas más gruesas, las OSF se mantienen prácticamente en su longitud original. Para el tiempo más corto de tratamiento que fue de 45 minutos, las OSF para las membranas más delgadas muestran un crecimiento apreciable. Para los tiempos de tratamiento más lar-

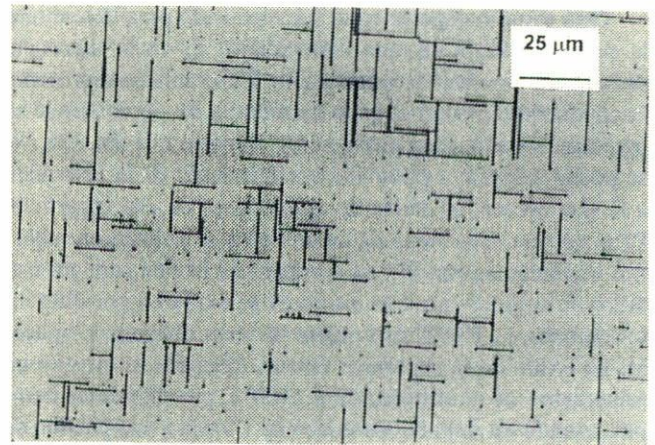


FIGURA 5. Microfotografía que muestra fallas de apilamiento en la superficie frontal de una membrana de silicio ZF de  $18 \mu m$  de espesor, después de un tratamiento de oxinitridación de 300 min a  $1100^\circ C$  por la superficie posterior.

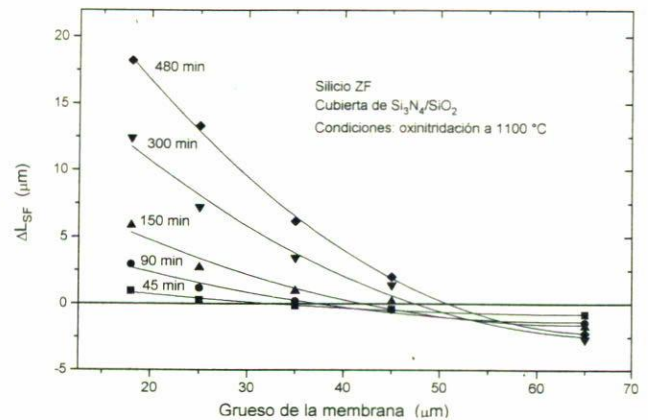


FIGURA 6. Mediciones del cambio en el tamaño de las fallas de apilamiento,  $\Delta L_{SF}$ , vs el espesor de las membranas de silicio ZF con cubierta de  $Si_3N_4/SiO_2$ , después de oxinitridar por varios tiempos a  $1100^\circ C$ .

gos, todas las OSF crecen con una razón que depende del espesor de la membrana. En la Fig. 7 se dan los resultados para el experimento que empleó membranas de silicio ZF teniendo como cubierta una película de  $Si_3N_4$ . Del mismo modo que el caso anterior, los cambios en el tamaño de las OSF se han graficado como función del espesor de la membrana para diferentes tiempos de oxinitridación a  $1100^\circ C$ . El comportamiento exhibido por las OSF es básicamente el mismo que el mostrado en la Fig. 6. La diferencia fundamental es la razón de crecimiento la cual resultó ligeramente mayor. Este comportamiento se explica en función de la propiedad conocida del  $Si_3N_4$  de reflejar los intersticiales, lo cual indica una velocidad de recombinación superficial pequeña, comparada con aquella para la película de  $SiO_2$ .

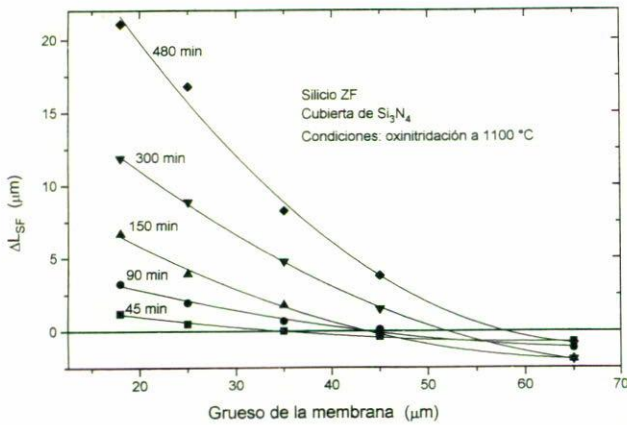


FIGURA 7. Mediciones del cambio en el tamaño de las fallas de apilamiento,  $\Delta L_{SF}$ , versus el espesor de las membranas de silicio ZF con cubierta de  $Si_3N_4$ , después de oxinitridar por varios tiempos a  $1100^\circ C$ .

En las Figs. 8 y 9 se presentan los resultados para las membranas de silicio CZ con cubiertas  $Si_3N_4/SiO_2$  y  $Si_3N_4$ , respectivamente. En este caso, para el tiempo de tratamiento más corto que fue de 45 minutos, se tiene reducción en el tamaño de las OSF para todos los espesores de las membranas, con excepción de aquella de  $18\mu m$  de espesor. La reducción en el tamaño de las OSF depende del espesor de la membrana. Para tiempos más largos de oxinitridación las OSF crecen con una razón que depende del espesor de la membrana. En forma análoga al caso con silicio ZF, las OSF que crecieron directamente bajo la cubierta de  $Si_3N_4$  mostraron una razón de crecimiento ligeramente mayor que aquellas que crecieron con una cubierta de  $Si_3N_4/SiO_2$ . Estas observaciones sugieren que el  $SiO_2$  presenta propiedades de absorción de intersticiales superiores al  $Si_3N_4$ .

**5. Análisis de resultados experimentales y discusión**

Los coeficientes cinéticos de los auto-intersticiales se determinan a partir de un ajuste de datos experimentales que utiliza la ecuación de difusión de los auto-intersticiales. Con objeto de simplificar el análisis se considera que la recombinación de auto-intersticiales con vacancias y trampas en el volumen del silicio es mínima y se puede despreciar. Esta consideración permite escribir la ecuación de difusión de los auto-intersticiales en la forma

$$\frac{\delta C_I}{\delta t} = D_I \frac{\delta^2 C_I}{\delta x^2} \tag{3}$$

En términos de la supersaturación de intersticiales  $S_I = (C_I - C_I^{eq})/C_I^{eq}$ , la Ec. (3) restringida a la región de la membrana queda expresada como

$$\frac{\delta S_I}{\delta t} = D_I \frac{\delta^2 S_I}{\delta x^2}, \quad 0 < x < X_d, \tag{4}$$

donde  $X_d$  es el espesor de la membrana de silicio. Se conside-

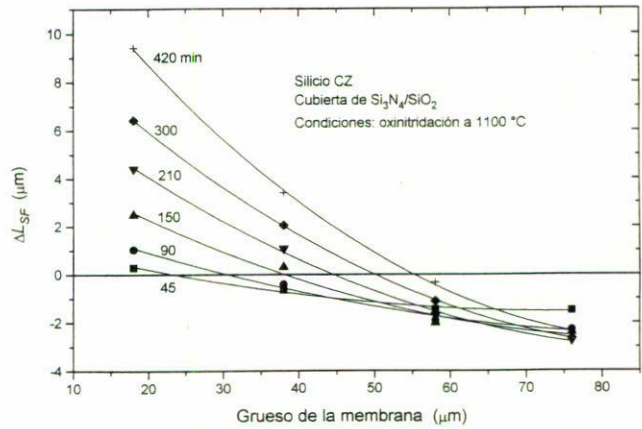


FIGURE 8. Mediciones del cambio en el tamaño de las fallas de apilamiento,  $\Delta L_{SF}$ , versus el espesor de las membranas de silicio CZ con cubierta de  $Si_3N_4/SiO_2$  después de oxinitridar por varios tiempos a  $1100^\circ C$ .

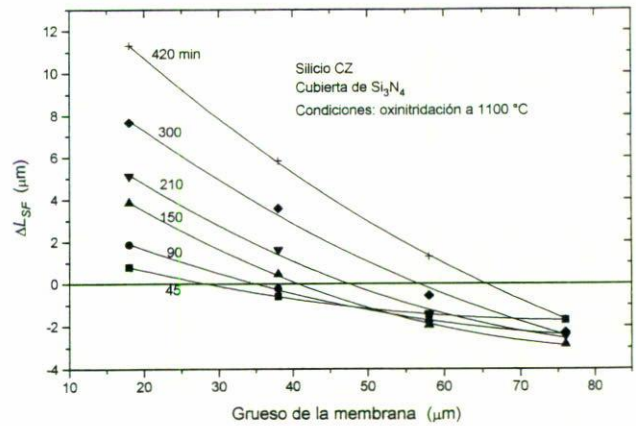


FIGURA 9. Mediciones del cambio en el tamaño de las fallas de apilamiento,  $\Delta L_{SF}$ , versus el espesor de las membranas de silicio CZ con cubierta de  $Si_3N_4$  después de oxinitridar por varios tiempos a  $1100^\circ C$ .

ra que la posición  $x = 0$  está en la superficie de la membrana donde ocurre la oxinitridación, y que  $x = X_d$  corresponde a la superficie donde se localizan las fallas de apilamiento.

Para determinar la supersaturación de auto-intersticiales  $S_I(0, t)$  en  $x = 0$ , como se señaló anteriormente, se requiere conocer la razón de crecimiento en el tamaño de las fallas de apilamiento bajo oxinitridación, así como el valor de  $K_R$ , que es la razón de reducción del tamaño de las fallas en ambiente inerte. La determinación experimental de  $K_R$  se realizó utilizando muestras de silicio con cubiertas de  $Si_3N_4$  o bien de  $Si_3N_4/SiO_2$ , usando una atmósfera de nitrógeno a  $1100^\circ C$  y varios tiempos de tratamiento. El valor medido para  $K_R$  fue de  $1.4 \mu m/h$ , obtenido dentro de los límites del error experimental. De este modo, el valor calculado para  $S_I(0, t)$  a partir de la Ec. (2) es de 1.16. Por otro lado, el modelo utilizado para la interacción de los auto-intersticiales con una película de  $SiO_2$  o de  $Si_3N_4$ , incluye simplemente una velocidad de recombinación superficial para los auto-intersticiales. En este

caso, la condición de frontera en  $x = X_d$  se establece como el balance entre el flujo de intersticiales que entra a la película y el término de recombinación en la interfaz

$$D_I \frac{\delta S_I(X_d, t)}{\delta x} = -k_S S_I(X_d, t), \quad (5)$$

donde  $k_S$  es la velocidad de recombinación de interfaz efectiva. De esta forma, empleando variables normalizadas, la ecuación de difusión de los intersticiales y las condiciones inicial y de frontera quedan expresadas como

$$\frac{\delta S_I}{\delta T} = \frac{\delta^2 S_I}{\delta X^2}, \quad 0 < X < 1, \quad (6)$$

$$S_I(X, 0) = 0, \quad (7)$$

$$S_I(0, T) = 1.16, \quad (8)$$

$$y \frac{\delta S_I(1, T)}{\delta X} = -p S_I(1, T), \quad p = \frac{k_S X_d}{D_I}, \quad (9)$$

donde  $X = x/X_d$  y  $T = tD_I/X_d^2$ . Para resolver este conjunto de ecuaciones se consideró el hecho de que la generación constante de auto-intersticiales mediante la oxinitridación, garantiza condiciones de estado estacionario para tiempos de oxinitridación grandes. Esta consideración permite determinar el valor  $k_S/D_I$  a partir de los datos experimentales en estado estacionario, y posteriormente usarlo en un análisis de los datos en estado transitorio para determinar los valores individuales de  $D_I$  y  $k_S$ . Para determinar el valor de  $k_S/D_I$  se observa que la solución de la Ec. (6) en estado estacionario está dada por

$$S_I(X) = -p S_I(1)X + S_I(0); \quad (10)$$

$S_I(0)$  es la supersaturación de auto-intersticiales en la superficie posterior de la membrana, mientras que  $S_I(1)$  representa la supersaturación de intersticiales en la superficie frontal. Para  $X = 1$  la Ec. (10) se puede escribir como

$$p = \frac{S_I(0)}{S_I(1)} - 1. \quad (11)$$

Puesto que se ha calculado que  $S_I(0) = 1.16$  y, por otro lado,  $S_I(1)$  se puede determinar de los datos experimentales mediante la Ec. (2), es posible entonces obtener los valores de  $k_S/D_I$  para cada tipo de cubierta usada. Los valores de  $k_S/D_I$  obtenidos de esta forma, fueron utilizados para resolver el conjunto de Ecs. (6)–(9) en estado transitorio, lo cual se llevó a cabo numéricamente. Empleando este procedimiento, los resultados experimentales fueron ajustados para así calcular los valores individuales de  $D_I$  y  $k_S$  de los auto-intersticiales, para los materiales ZF y CZ y las cubiertas de  $\text{SiO}_2$  y  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2$ .

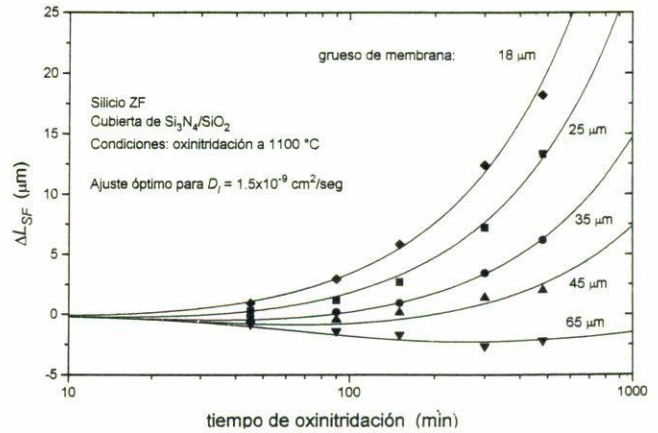


FIGURA 10. Ajuste de datos del experimento con membranas de silicio ZF con cubierta de  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2$  sometidas a oxinitridación a  $1100^\circ\text{C}$ .

TABLA II. Valores  $k_S/D_I$  calculados para las muestras ZF con cubierta  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2$  oxinitridadas a  $1100^\circ\text{C}$ .

Espesor de membrana ( $\mu\text{m}$ )	$k_S/D_I$	$k_S(\times 10^{-7})$ cm/s
18	501	7.5
25	544	8.2
35	614	9.2
45	629	9.4

En la Fig. 10 se muestran las curvas del ajuste de datos para las muestras ZF con cubierta de  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2$  que fueron sometidas a oxinitridación a  $1100^\circ\text{C}$ . Para lograr las curvas mostradas en la Fig. 10 se utilizó el valor  $D_I = 1.5 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ . En la Tabla II se presentan los valores de  $k_S/D_I$  y los correspondientes valores usados para  $k_S$  para hallar un ajuste de datos óptimo para los diferentes espesores de las membranas. Estos valores son prácticamente los mismos que los medidos de los datos experimentales a partir de la Ec. (11), aunque fue necesaria una ligera modificación en ellos para lograr un ajuste de datos óptimo.

A partir de la Tabla II, los promedios de las cantidades  $k_S/D_I$  y  $k_S$  están dados como

$$\left(\frac{k_S}{D_I}\right)_{\text{prom}} = 572 \text{ cm}^{-1},$$

$$(k_S)_{\text{prom}} = 8.6 \times 10^{-7} \text{ cm/s}.$$

La diferencia entre los valores de  $k_S$  calculados es razonablemente pequeña, resultando el cociente entre los valores máximo y mínimo para  $k_S$  de apenas 1.25. De acuerdo a este resultado se puede considerar que se ha logrado un ajuste de datos adecuado con un valor constante para  $k_S$  en la interfaz  $\text{SiO}_2/\text{Si}$ .



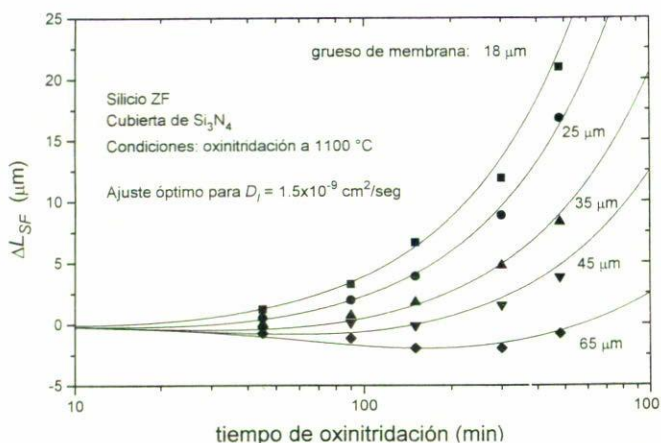


FIGURA 11. Ajuste de datos del experimento con membranas de silicio ZF con cubierta de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> sometidas a oxinitridación a 1100°C.

En la Fig. 11 se muestran los resultados del ajuste de datos para las membranas de silicio ZF con cubierta de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> que fueron sometidas a un proceso de oxinitridación a 1100°C. El ajuste de datos resultó en un valor de  $1.5 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$  para la difusividad  $D_I$ , igual que el caso anterior donde se utilizó una cubierta de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub>. La velocidad de recombinación promedio en la interfaz Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si que resultó del ajuste de datos fue de  $6.9 \times 10^{-7} \text{ cm/s}$ . El comportamiento de las OSF es muy parecido al mostrado en la Fig. 10. La diferencia es su razón de crecimiento, la cual es ligeramente mayor para las OSF que crecen directamente bajo la película de nitruro de silicio. Este efecto se debe a la diferencia en las propiedades de recombinación que muestran las películas de SiO<sub>2</sub> y de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> en su interacción con los intersticiales. La razón entre los valores promedio de  $k_S$  para las cubiertas de SiO<sub>2</sub> y de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, fue de 1.25, lo cual implica que los intersticiales son absorbidos en una película de SiO<sub>2</sub> aproximadamente 1.25 veces más rápido que en una película de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Por otro lado, la coincidencia en los valores de la difusividad para ambos tipos de cubiertas es muy razonable puesto que la difusividad en principio no debe depender del tipo de cubierta utilizado.

En la Fig. 12 se muestran los resultados del ajuste de datos para las muestras de silicio CZ con cubierta de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub> que fueron sometidas a oxinitridación a 1100°C. El valor de  $D_I$  utilizado en este caso es  $1.4 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ , que es prácticamente igual al que se calculó para el silicio ZF. De la Fig. 12 es claro que el ajuste logrado para los datos experimentales es satisfactorio incluso para la curva correspondiente a la membrana de 76 micras de espesor. Los valores promedio de las cantidades  $k_S/D_I$  y  $k_S$  correspondientes son

$$\left(\frac{k_S}{D_I}\right)_{\text{prom}} = 672 \text{ cm}^{-1},$$

$$(k_S)_{\text{prom}} = 9.4 \times 10^{-7} \text{ cm/s.} \quad (12)$$

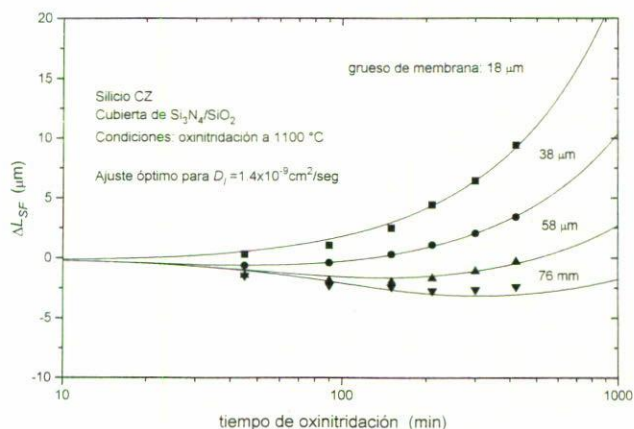


FIGURA 12. Ajuste de datos del experimento con membranas de silicio CZ con cubierta de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub> sometidas a oxinitridación a 1100°C.

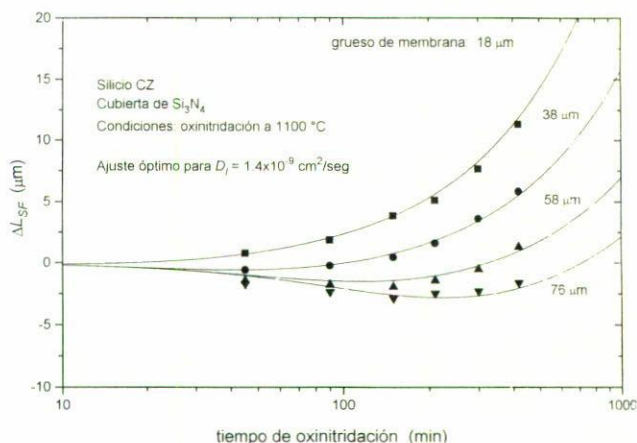


FIGURA 13. Ajuste de datos del experimento con membranas de silicio CZ con cubierta de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> sometidas a oxinitridación a 1100°C.

Además de la similitud que existe entre los valores de las difusividades para los materiales CZ y ZF, el valor promedio de la velocidad de recombinación calculado del ajuste de datos para membranas CZ, es prácticamente igual al que se obtuvo para membranas ZF con el mismo tipo de cubierta ( $8.6 \times 10^{-7} \text{ cm/s}$ ). Esto es razonable pues  $k_S$  es una propiedad que sólo depende de las características de recombinación de la película. El cociente obtenido en este caso entre los valores máximo y mínimo de  $k_S$  es de 1.8, un valor que es 1.4 veces mayor que el correspondiente al caso del silicio ZF. Sin embargo, se puede considerar que estas diferencias están dentro del error experimental. Finalmente la Fig. 13 muestra los resultados del ajuste de datos para las membranas de silicio CZ con cubierta sólo de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, sometidas a oxinitridación a 1100°C. El valor de la difusividad  $D_I$  obtenido fue de  $1.4 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ , que es igual al que se obtuvo en el experimento de las membranas con cubierta de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub>. El comportamiento exhibido por las OSF es parecido al mostrado por las OSF bajo la cubierta Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub>. La diferencia es la razón de crecimiento que es ligeramente mayor para las

OSF que crecen directamente bajo la película de nitruro de silicio. En este caso el promedio de las velocidades de recombinación es 1.25 veces menor que el correspondiente a una capa de SiO<sub>2</sub>.

Para calcular el valor de la concentración de auto-intersticiales en equilibrio  $C_I^{eq}$ , se utilizan los valores obtenidos de  $K$  y  $D_I$  en el factor  $KD_I C_I^{eq}$  involucrado en la Ec. (2). Para el valor  $D_I = 1.5 \times 10^{-9}$  cm<sup>2</sup>/s obtenido resultó una concentración de auto-intersticiales en equilibrio de  $9.24 \times 10^{16}$  cm<sup>-3</sup>. Los valores calculados en este estudio para los coeficientes cinéticos  $D_I$ ,  $k_S$  y  $C_I^{eq}$  de los auto-intersticiales, se encuentran dentro del rango de valores reportados para este tipo de experimentos. Particularmente, los siguientes son resultados para los auto-intersticiales presentados por Taniguchi y Antoniadis [9] sobre un experimento con obleas adelgazadas de silicio CZ, oxidadas a 1100°C usando una cubierta de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/SiO<sub>2</sub>

$$D_I = 1.8 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s} \quad (1100^\circ\text{C}),$$

$$k_S = 7.1 \times 10^{-7} \text{ cm/s} \quad (1100^\circ\text{C}),$$

$$C_I^{eq} = 6.45 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3} \quad (1100^\circ\text{C}).$$

Estos valores son comparables a los que se obtuvieron en nuestro estudio con membranas sobre la cinética de los auto-intersticiales.

El análisis de los resultados del experimento que se presentó en este estudio se basó en un modelo cinético simple que supone constantes los coeficientes  $D_I$  y  $k_S$ . Bajo esta suposición y las condiciones experimentales utilizadas se logró un ajuste satisfactorio de resultados experimentales sin necesidad de hacer alguna consideración adicional sobre el comportamiento de  $k_S$ , lo cual se tradujo en valores únicos para  $D_I$  y  $k_S$ . Una consecuencia importante de este resultado, es la interpretación sin ambigüedad alguna, de que la interfaz no debe jugar un papel determinante en el cálculo de la difusividad de los auto-intersticiales. Por otro lado, la similitud observada entre los coeficientes cinéticos de los auto-intersticiales obtenidos para los materiales ZF y CZ, es también un indicativo de que las condiciones experimentales usadas permitieron una interpretación adecuada de los resultados experimentales sin ningún tipo de consideración adicional. De acuerdo al modelo de Griffin *et al.* [21] sobre los efectos que las trampas en el cuerpo del silicio tienen en el valor de  $D_I$ , se establece que la interacción de los auto-intersticiales con las trampas en el volumen del silicio se traduce en un valor efectivo para  $D_I$ . Este valor depende por un lado del tipo de material, considerando la pureza estructural y, por otra parte, del grado de aniquilamiento que pueden producir las concentraciones de auto-intersticiales en las trampas. Esto significa que los niveles de concentración de intersticiales en el volumen del silicio, además de las trampas, juegan un papel importante en la cinética de transporte de los intersticiales. Además, como se ha mencionado, se sabe que durante los procesos de oxinitridación se generan concentraciones de auto-intersticiales que son significativamente mayores

que las correspondientes a la oxidación térmica, sumado al hecho de que estas concentraciones, a diferencia de la oxidación térmica, se mantienen durante la oxinitridación. Tomando esto en cuenta, la causa que explica el hecho de obtener parámetros cinéticos similares para los auto-intersticiales en materiales ciertamente diferentes, se debe justamente al aniquilamiento de trampas en el cuerpo del silicio, por las concentraciones de auto-intersticiales generados durante la oxinitridación.

## 6. Conclusiones

Se realizó un estudio teórico-experimental sobre la cinética de difusión de los auto-intersticiales en silicio y su recombinación en las interfaces SiO<sub>2</sub>/Si y Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si. El objetivo fue determinar la difusividad de los auto-intersticiales, su velocidad de recombinación de interfaz y su concentración en equilibrio. El experimento empleado se basó en el monitoreo de la cinética de crecimiento/reducción de fallas de apilamiento en la superficie frontal de una membrana de silicio, bajo condiciones de inyección de auto-intersticiales por oxinitridación en la superficie opuesta. En el experimento utilizado se probó el efecto de algunas variables experimentales como son el tipo de sustrato, el espesor de las membranas y el tipo de cubierta sobre la superficie frontal de la membrana. El análisis de los resultados experimentales en estado estacionario, en base a la ecuación de difusión de los auto-intersticiales, muestra que los auto-intersticiales son más rápidamente absorbidos en una interfaz SiO<sub>2</sub>/Si que en la interfaz Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Si. Bajo la suposición de que la difusividad y la velocidad de recombinación de interfaz de los auto-intersticiales se mantienen constantes, así como en base a las condiciones experimentales usadas, se ha logrado un ajuste de datos experimentales adecuado que resulta en valores únicos para los parámetros cinéticos de los auto-intersticiales. Esto significa que no se requiere hacer ninguna consideración adicional sobre el comportamiento de la velocidad de recombinación de interfaz para la determinación de la difusividad de los auto-intersticiales. El empleo de una fuente constante de auto-intersticiales y con una alta concentración, como es el caso de la oxinitridación, permitió medir parámetros cinéticos similares para los auto-intersticiales en el silicio de ZF y el silicio CZ.

## Agradecimientos

Los autores agradecen a la Ing. Química Emma Luna y a la Sra. Olga Gallegos del Departamento de Ing. Eléctrica del CINVESTAV, el apoyo brindado durante la parte experimental del trabajo. Asimismo, agradecemos al Instituto Nacional de Astrofísica, Óptica y Electrónica las facilidades prestadas durante los procesos de implantación de iones, ataque por plasma y depósito de las películas de nitruro de silicio. Este trabajo fue apoyado parcialmente por el CONACyT.

1. D.A. Antoniadis, A.M. Lin, and R.W. Dutton, *Appl. Phys. Lett.* **33** (1978) 1030.
2. K. Taniguchi, K. Kurosawa, and M. Kashiwagi, *J. Electrochem. Soc.* **127** (1980) 2243.
3. S. Mizuo and H. Higuchi, *Jpn. J. Appl. Phys.* **20** (1981) 734.
4. S.M. Hu, *J. Appl. Phys.* **45** (1974) 1567.
5. A.M. Lin and D.A. Antoniadis, *J. Electrochem. Soc.* **53** (1981) 1121.
6. J.S. Kang and D.K. Schroder, *J. Appl. Phys.* **65** (1989) 2974.
7. P.B. Griffin, P.M. Fahey, J.D. Plummer, and R.W. Dutton, *Appl. Phys. Lett.* **47** (1985) 319.
8. T.Y. Tan and U. Gösele, *Appl. Phys. A* **37** (1985) 1.
9. K. Taniguchi, D.A. Antoniadis, and Y. Matsushita, *Appl. Phys. Lett.* **42** (1983) 961.
10. W.B. Rogers and H.Z. Massoud, *J. Electrochem. Soc.* **138** (1991) 3883.
11. W. Taylor, B.P.R. Marioton, T.Y. Tan, and U. Gösele, *Radiat. Eff. Def. Sol.* **111** & **112** (1989) 131.
12. S. Mizuo *et al.*, *J. Appl. Phys.* **54** (1983) 3860.
13. P. Fahey, R.W. Dutton, and Moslehi, *Appl. Phys. Lett.* **43** (1983) 683.
14. Y. Hayafuji, K. Kajiwara, and S. Usui, *J. Appl. Phys.* **53** (1982) 8639.
15. C.J. Han, M.M. Mosheli, C.R. Helms, and K.C. Saraswat, *Appl. Phys. Lett.* **46** (1985) 641.
16. K. Taniguchi, K. Kurosawa, and M. Kashiwagi, *J. Electrochem. Soc.* **127** (1980) 2243.
17. S.T. Dunham and J.D. Plummer, *J. Appl. Phys.* **59** (1986) 2541.
18. B. Leroy, *J. Appl. Phys.* **50** (1979) 7996.
19. U. Gösele and T.Y. Tan, *Defects in Semiconductors. Mat. Res. Soc. Proc.* **14** (1983) 45.
20. M.W. Jenkins, *J. Electrochem. Soc.* **124** (1977) 457.
21. P.B. Griffin, S.T. Ahn, W.A. Tiller, and J.D. Plummer, *Appl. Phys. Lett.* **51** (1987) 115.