



**I
N
A
O
E**

**OBTENCIÓN DE PROFUNDIDADES DE UNIÓN Xj
MENORES A 0.4 μm , CON UNA ÓPTIMA ACTIVACIÓN
DE LOS DOPANTES IMPLANTADOS O DEPOSITADOS**

Por
Jairo Plaza Castillo

**Tesis sometida como requisito parcial
para obtener el grado de**

**DOCTOR EN CIENCIAS EN LA
ESPECIALIDAD DE ELECTRONICA**

en el

**Instituto Nacional de Astrofísica,
Óptica y Electrónica**

Diciembre 2007
Tonantzintla, Puebla

Supervisada por:

Dr. Alfonso Torres Jácome, INAOE

Dr. Olesandr Malik, INAOE

©INAOE 2007

Derechos Reservados

**El autor otorga al INAOE el permiso de reproducir
y distribuir copias de esta tesis en su totalidad o en
partes.**



RESUMEN

En los procesos de fabricación de circuitos integrados, la reducción de la profundidad de unión en los transistores MOS es una consecuencia ineludible del escalamiento de los dispositivos electrónicos, las actuales y nuevas tecnologías han volcado sus esfuerzos a la reducción de sus magnitudes, soportadas en las bondades de dicho escalamiento. Los trabajos se desarrollan en diferentes frentes, a nivel experimental y teórico, experimentalmente se buscan nuevos materiales y técnicas de fabricación que reproduzcan los modelos teóricos diseñados y cuya evaluación muestra el óptimo funcionamiento de los cada vez más pequeños circuitos básicos. Estos modelos están enriquecidos con soluciones a los fenómenos anómalos que tienen su aparición a distancias nanométricas, por ejemplo, los efectos de canal corto son disminuidos mediante la obtención de menores profundidades de unión x_j en las regiones de fuente y drenaje. La mayor dificultad encontrada con este modelo está en que el alto valor del coeficiente de difusión de dopantes como el boro impide la obtención de x_j del orden de 400 nm con óptima activación. Fenómenos de corta duración ocurridos durante el proceso térmico como el aumento transiente de la difusión son modelados y su efecto minimizado empleando nuevas técnicas de recocido con sistemas RTP "Rapid Thermal Process". Por ser la difusión función de la temperatura, el tiempo, la concentración de especies dopantes y el nivel de daños se ha experimentado con diferentes técnicas como la implantación de iones más pesados como el BF_2 , activación fuera de equilibrio térmico en hornos RTP y procesos libres de daños que recurren a películas depositadas con SOD "Spin On Dopant". Es nuestro propósito mostrar las propiedades eléctricas de las regiones de fuente y drenaje en un transistor MOS cuando se han implantado altas dosis de BF_2 o empleado SOD como fuente de iones, y todas las muestras activadas en hornos RTP.

ABSTRACT

Because their very large integration capabilities and continuous scaling, the CMOS devices are the basic element in the current integrated circuits. Its scaling up to sub-micrometric scale presents advantages like diminution of power consumption, faster devices and a bigger level of integration. But the physics limitations, begin to be important at these dimensions, anomalous effects like hot electrons, leakage currents and punch through, among others appear. These effects can be reduced if, at the source/drain region, shallow junctions are obtained with junction depth (x_j) less than to 400 nm. To achieve this goal, new junction fabrication methods which include pre-amorphization are required. Other alternative techniques which do not require ion implantation, in order to prevent surface crystal damage and as a consequence the inhibition of Boron Interstitial Clusters and {311} defects, which are the trigger of the “Transient Enhanced Diffusion” process are used. In this essay, it is shown that Rapid Thermal Process, allow the fabrication of very shallow junctions with a x_j less than 400 nm by using with high energies and high doses of BF_2 ions implantation. By this way the slow dissolution of the dislocation loops, present at the End Of Range of the implanted Boron, allow this process. These obtained junctions are compared with those prepared by using the Spin On Doping technique. The diffusion profiles obtained by both processes and their electrical properties are measured and compared for its application as S/D regions in a current CMOS process.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco a la Secretaría de Relaciones Exteriores de México por el apoyo económico otorgado para realizar los estudios de doctorado en ciencias con la especialidad en electrónica en el Instituto Nacional de Astrofísica Óptica y Electrónica.

Agradezco especialmente al Dr. Alfonso Torres Jacome por dirigir la elaboración de mi tesis. Sus orientaciones, comentarios y sugerencias han hecho posible su culminación. A él mi más sincera gratitud y estimación.

A los investigadores del grupo de Microelectrónica, quienes con sus aportes, contribuyeron en la realización de este trabajo.

Al grupo de trabajo del laboratorio de Microelectronica del INAOE, con su esptercia fue posible la ejecución de las prácticas con las que se obtuvo la información que soporta este trabajo.

DEDICATORIA

Otilia y Lucía
Siempre las recordaré
Jairo

PREFACIO

El propósito de este trabajo es dar a conocer los resultados de las propuestas para la fabricación de regiones de fuente y drenaje poco profundas. De esta manera se da continuidad a una serie de investigaciones desarrolladas por el grupo de trabajo de microelectrónica del INAOE, el cual tiene como proyecto líder la construcción y puesta en funcionamiento del Laboratorio Nacional de Nanoelectrónica. Así, ésta es una contribución al objetivo inmediato del grupo: sentar las bases para la fabricación de transistores MOS de tecnología de $0.8 \mu\text{m}$.

Organización de la tesis

Esta investigación se ha distribuido en 4 capítulos que tratan los siguientes aspectos:

- Capítulo 1: Se han descrito las generalidades del trabajo, partiendo de las consecuencias del escalamiento de los CIs hasta los objetivos que guían la investigación.
- Capítulo 2: Se hace una descripción del proceso de fabricación de las regiones de fuente y drenaje haciendo énfasis en la fabricación de profundidades de unión poco profundas o “shallow junctions” (sj) con dos métodos distintos: a partir de la implantación de iones y con el empleo de soluciones SOD (“Spin On Dopant”). Finalmente se examina el efecto de los daños causados por la implantación de grandes dosis y altas energías, la difusión de altas concentraciones de los dopantes y los modelos de computación que se emplean en la simulación de procesos con estas características.
- Capítulo 3: Se propone la fabricación de sj que cumplan con los objetivos propuestos en el capítulo 1. La primera propuesta recurre a la implantación de altas dosis de dopantes con altas energías y un mecanismo de activación que inhibe el TED en la difusión. La segunda propuesta hace uso de películas SOD y la difusión de los dopantes mediante un proceso térmico de corta duración.
- Capítulo 4: Describe los detalles experimentales de la fabricación de sj mediante los métodos propuestos en el capítulo 3. Se discuten los resultados obtenidos con cada método.

- Conclusiones: Se comentan las conclusiones referentes al empleo de cada uno de los métodos, explicitando sus ventajas y desventajas.

LISTADO DE ABREVIATURAS

- {311}: Defectos cilíndricos orientados en la dirección $\langle 110 \rangle$. Estos defectos se forman durante el recocido de las muestras y pueden alcanzar longitudes hasta de $1 \mu\text{m}$.
- ΔV_T : Variación del voltaje umbral o voltaje “threshold”.
- ε_{ox} : Permitividad del SiO_2 .
- μ_p : Movilidad de los huecos
- BIC: Precipitados de átomos de boro y silicio intersticiales.
- CMOS: Tecnología de fabricación de circuitos integrados “Complementary MOS”.
- C_{ox} : Capacitancia del SiO_2 .
- C_{max} : Concentración máxima del dopante.
- C_{sup} : Concentración del dopante en la superficie.
- D_o : Término preexponencial del coeficiente de difusión.
- EOR: Región de daños ubicada entre el máximo de implantación y el cristal libre de daños. Se denomina “End Of Range”.
- EOT: Sigla de “Equivalent Oxide Thickness”.
- E_{ii} : Energía de los iones implantados (Unidad empleada: keV).
- HALO: Iones implantados en el canal, del lado del drenaje, para corregir el voltaje de “punch-through”.
- I: Defecto formado por un átomo de silicio que ocupa un lugar intersticial en el cristal.

I_{DS} :	Corriente del canal, de fuente a drenaje.
ITRS:	Sigla de “International Technology Roadmap For Semiconductors”.
L:	Longitud del canal.
LDD:	Proceso de ingeniería del drenaje conformado por dos implantaciones. Se fabrica para disminuir los efectos de canal corto. Sigla de “Lightly Doped Drain”.
MOS:	Tecnología de dispositivos con la estructura Metal - Óxido - Semiconductor.
MOSFET:	Transistor MOS de efecto de campo.
NTRS:	Documento denominado “National Technology Roadmap for Semiconductors”.
PISCES:	Programa de cómputo en el que se modelan dispositivos semiconductores en su nivel más bajo. Sigla de “Poisson and Continuity Equation Solver”.
Q:	Dosis de iones implantados (Unidad empleada: cm^{-2}).
R_p :	Parámetro de los perfiles de implantación denominado proyección del rango.
RTP:	Sistema de recocido de muestras denominado “Rapid Thermal Process”.
S/D:	Región de fuente y drenaje.
SCE:	Sigla de “Short Channel Effect”.
SDE:	Extensión de las regiones de fuente y drenaje.
SIA:	Sigla de la entidad “Semiconductors Industry Association”.
sj:	Sigla de “shallow junctions”.
SOD:	Solución rica en átomos dopantes “Spin On Dopant”.

- SRIM: Programa de cómputo en el que se simulan la implantación de iones en diversos materiales. Sigla de “Stopping and Range of Ions in Matter”.
- STI: Estructura fabricada para aislar eléctricamente los dispositivos semiconductores en la oblea. Sigla de “Shallow Trench Isolation”.
- SUPREM: Programa de cómputo en el que se simulan los procesos de fabricación de dispositivos semiconductores. Sigla de “Stanford University Process Engineering Modeling”.
- TED: Efecto de aumento transiente en la difusión “Transient Enhanced Difusion”.
- t_{ox} : Espesor del óxido de compuerta.
- TDD: Relación de dosis y energía de implantación límite para la amorfización del cristal, denominada densidad umbral de daños “threshold damage density”.
- V: Defecto formado por la ausencia de un átomo de silicio en la red cristalina. Se denomina vacancia.
- V_{GB} : Voltaje de compuerta - sustrato.
- V_T : Voltaje umbral o voltaje threshold.
- W: Ancho del canal del TMOS.
- X_{dT} : Espesor de la región de agotamiento.
- x_j : Profundidad de unión.

CONTENIDO

Resumen	II
Abstract	IV
Agradecimientos	VI
Prefacio	XI
Abreviaturas	XIV
Contenido	XVII
1. Introducción general	1
1.1. Escalamiento del transistor MOSFET	1
1.2. Fabricación de las regiones de fuente y drenaje S/D	3
1.3. Técnicas de fabricación de “shallow junctions”	4
1.4. Propuesta de esta tesis	5
1.5. Objetivos	5
1.6. Objetivos específicos	7
2. Fabricación de fuente y drenaje en CIs de procesos submicrométricos	11
2.1. El escalamiento del transistor MOS	11
2.2. Estado del arte del transistor MOSFET	13
2.3. Efectos del escalamiento del transistor	15
2.3.1. Efecto del canal corto:	15
2.3.2. Modulación de la longitud del canal:	17
2.3.3. “Punchthrough”:	18
2.4. Fabricación de “shallow junctions” (sj)	20
2.4.1. “Optimization of BF_2^+ implanted and rapidly annealed junctions in silicon” [14]	20

2.4.2.	“A CMOS-Compatible Rapid Vapor-Phase Doping Process for CMOS Scaling” [16]	21
2.4.3.	“Shallow-junction diode formation by implantation of arsenic and boron through titanium-silicide films and rapid thermal annealing” [18]	21
2.5.	Implantación de altas concentraciones de iones	22
2.6.	Simulación de la implantación de altas concentraciones de iones con SUPREM	24
2.6.1.	Métodos analíticos:	24
2.6.2.	Métodos estadísticos:	25
2.7.	Activación de iones implantados a altas dosis y altas energías	26
2.7.1.	Recocido de los defectos tipo I y los lazos de dislocaciones	27
2.7.2.	Evolución del recocido de los auto-intersticiales	27
2.8.	El efecto “Transient Enhanced Diffusion” TED	28
2.8.1.	Difusión directa de dopantes en el silicio:	29
2.8.2.	Difusión indirecta de dopantes en el silicio:	30
2.8.3.	Precipitados de Boro(s)-Intersticial(es) BIC (Boron Interstitial Clusters):	30
2.8.4.	Defectos extendidos: Los defectos {311}	33
2.9.	Simulación de la activación de iones implantados con altas energías y altas dosis	34
2.9.1.	Primera y segunda ley de Fick:	34
2.9.2.	Modelos de difusión:	35
2.10.	Fracción activada del dopante	37
2.11.	Conclusiones	39
3.	Propuesta de fabricación de S/D con $x_j < 400nm$	45
3.1.	Requerimientos básicos de la propuesta	45
3.2.	Implantación de iones de BF_2^+ y activación en un horno RTP	46
3.2.1.	Implantación de los iones de BF_2^+	47
3.2.2.	Proceso térmico para la recristalización y la activación de los iones	51
3.3.	Dopado con películas SOD y difusión en el RTP	55
3.3.1.	Depósito de la película SOD	55
3.3.2.	Difusión de los átomos dopantes	56

4. X_j pequeñas a partir de: iones de BF₂⁺ implantados y de películas SOD	63
4.1. Descripción del equipo requerido:	63
4.2. Selección y preparación de los substratos	65
4.3. Implantación de iones de BF ₂ ⁺ y su activación en un horno convencional	66
4.4. Implantación de iones de BF ₂ ⁺ y su activación en un horno RTP	68
4.4.1. Detalles experimentales	68
4.4.2. Resultados obtenidos con la muestra de Q= 1x10 ¹⁴ cm ⁻²	69
4.4.3. Resultados obtenidos con la muestra de Q= 1x10 ¹⁵ cm ⁻²	69
4.4.4. Resultados obtenidos con la muestra de Q= 1x10 ¹⁶ cm ⁻²	73
4.4.5. Conclusiones	73
4.5. Depósito de películas SOD y su difusión en un horno RTP	75
4.5.1. Difusión del dopante SOD en el horno RTP en tiempos de 20 segundos	76
4.5.2. Difusión del dopante SOD a través de óxidos de diferentes espesores	78
4.5.3. Evaluación de la difusión del boro	78
5. Conclusiones	85
5.1. Trabajo Futuro	87
6. Anexos	89
6.1. Procedimiento de uso del horno RTP AG610	89
6.1.1. Preparación del equipo:	89
6.1.2. Proceso térmico:	90
6.1.3. Enfriamiento:	91

1

INTRODUCCIÓN GENERAL

1.1. Escalamiento del transistor MOSFET

Desde que el transistor MOSFET fue incorporado a los circuitos integrados en la década de los 70, sus dimensiones continúan reduciéndose y su complejidad duplicándose cada año, tal como se explicita en la ley de Moore: “El número de transistores por chip se duplica cada 18 meses”.

En la industria, este rápido escalamiento ha conducido a la fabricación de dispositivos con dimensiones nanométricas en sus componentes. A estas dimensiones se han encontrado con efectos físicos que menoscaban el comportamiento del dispositivo previéndose que se están alcanzando los límites físicos de óptimo desempeño, tal como lo muestra Frank et al. en su artículo “Optimizing CMOS technology for maximum performance” [1]. Efectos como el tuneleo a través del dieléctrico de la compuerta, generación de electrones calientes en la interfase del drenaje, dispersión en la interfase del dieléctrico y problemas térmicos asociados con las altas densidades de potencia disipadas son algunos de los más relevantes. Con el fin de solucionar estos problemas se ha trabajado en diferentes frentes de acción, desde la búsqueda de dieléctricos con mayores permitividades, cambios en la geometría y estructura del transistor MOS [2] y empleo de nuevas metodologías en los procesos de fabricación [3].

Con el escalamiento de las dimensiones del transistor MOS, la longitud de su compuerta se ha reducido desde $10\ \mu\text{m}$ hasta dimensiones menores $100\ \text{nm}$. Fabricantes como Intel reportaron que, en el año 2000, las longitudes de canal de sus transistores MOSFET ya eran menores a

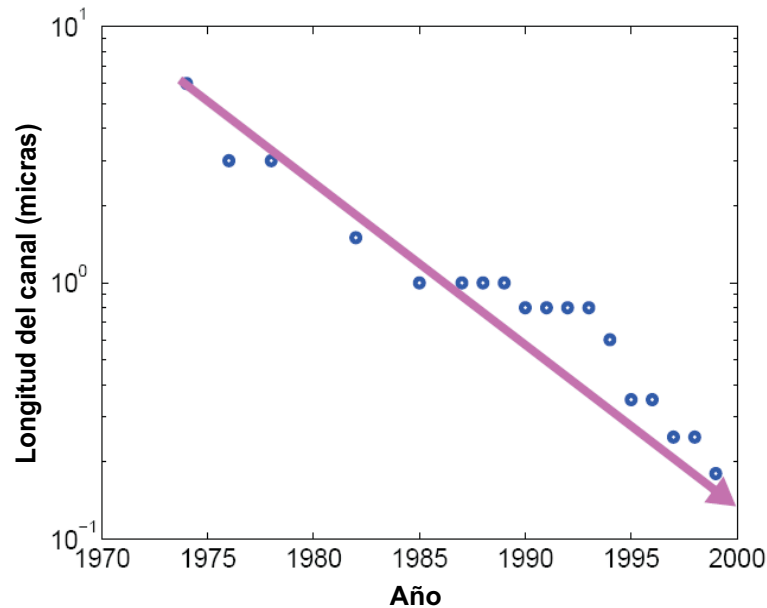


Figura 1.1: Evolución de la longitud del canal debida al escalamiento del transistor MOSFET.

200 nm. En la figura 1.1 se observa como el escalamiento de longitud del canal ha seguido el comportamiento predicho en la ley de Moore.

Como resultado del escalamiento del TMOS se obtienen mejores desempeños, mayor velocidad y menor consumo de potencia. De forma general se ha procurado que todas sus dimensiones, como son la longitud del canal L , su ancho W , el espesor del óxido t_{ox} , la extensión de fuente y drenaje SDE y la profundidad de unión x_j sean escaladas en las mismas proporciones, acorde con las reglas de escalamiento [4]. Las reglas de escalamiento parten de la necesidad de reducir las dimensiones físicas del dispositivo en un factor de $1/K$ (con $K > 1$) y evalúan la necesidad de afectar las variables dimensionales y eléctricas del dispositivo, como se muestra en la tabla 1.1.

En el caso del escalamiento de la profundidad de unión x_j de una región tipo p, la difusión de los átomos ligeros de boro hace que x_j exceda las dimensiones requeridas. Así, el espesor resultante de las regiones de fuente y drenaje S/D, conjugado con la pequeña longitud de la compuerta, hacen que se tenga el efecto de canal corto, el cual se caracteriza por presentar corrientes I_{DS} menores a las esperadas. Como consecuencia, el desempeño del dispositivo se verá fuertemente afectado.

Parámetro	Factor	Si $K = S$
Dimensiones	1/K	1/K
Potencial eléctrico	1/S	1/K
Concentración del dopante	K^2/S	K
Campo eléctrico	K/S	1
C_o	1/K	1/K
Corriente eléctrica	K/S^2	1/K
Potencia (por dispositivo)	K/S^3	$1/K^2$
Potencia total	K^3/S^3	1

Tabla 1.1: Factores de escalamiento de los parámetros dimensionales y eléctricos más importantes del dispositivo MOSFET. El factor K está asociado a los parámetros dimensionales y S a los parámetros eléctricos. $K \approx 1,4 - 1,6$. Información tomada de Maes [5]

Algunos trabajos, como el de la referencia: Thompson S, et al. [6] “MOS Scaling: Transistor Challenges for the 21st Century”, preveían que con la tecnología de $0,13 \mu\text{m}$ se alcanzaban los límites del escalamiento de magnitudes como el espesor del óxido y la profundidad de unión, con valores de $t_{ox} = 2,3 \text{ nm}$ y $x_j = 30 \text{ nm}$. Estos resultados se soportan en estudios de los efectos de corrientes de fuga a través del óxido por efecto túnel y el incremento en las resistencias de las SDE al disminuir x_j .

1.2. Fabricación de las regiones de fuente y drenaje S/D

Actualmente las regiones S/D se fabrican implantando iones con bajas energías (del orden de 60 keV o menores), dosis de 10^{14} a 10^{15} cm^{-2} , y ángulos de incidencia de 7° para evitar el canaleo. Para hacer que los átomos dopantes sean eléctricamente activos y disolver los daños creados con la implantación, las obleas se someten a un proceso térmico, a temperaturas del orden de 1000°C . Pero, simultáneamente con la activación se produce la difusión de los dopantes en el sustrato, misma que se ve aumentada por la presencia de defectos e intersticiales que son secuelas de la implantación, ocasionando el crecimiento excesivo de x_j desde los prime-

ros instantes de la activación. Este fenómeno, el aumento transiente de la difusión (“Transient Enhanced Diffusion” o TED) ha sido objeto de estudio en múltiples ocasiones [7], [8], [9], [10].

En el caso del boro, por ser el dopante más ligero, su coeficiente de difusión en el silicio es mayor que el de otros dopantes, por esta razón, obtener pequeñas profundidades de unión x_j en transistores de canal p es más complejo y requiere de mejores controles del proceso, especialmente en el recocido. Para predecir la magnitud resultante de x_j , se cuenta con las ecuaciones 1.1 y 1.2, éstas se obtienen de las soluciones de la segunda ley de Fick. La primera se emplea cuando el dopante ha sido implantado (fuente finita de dopantes) y la segunda cuando se tiene una película con una alta concentración de átomos dopantes (en tiempos cortos la película se comporta como una fuente infinita). En estas expresiones Q_o corresponde a la dosis implantada, C_{sub} es la concentración base del substrato y C_s la concentración superficial.

$$x_j = 2\sqrt{Dt} \left(\ln \frac{Q_o}{C_{sub}\sqrt{\pi Dt}} \right)^{1/2} \quad (1.1)$$

$$x_j = 2\sqrt{Dt} \operatorname{erfc}^{-1} \left(\frac{C_{sub}}{C_s} \right) \quad (1.2)$$

Nótese que las ecuaciones 1.1 y 1.2 se obtienen al considerar el coeficiente de difusión D independiente de la concentración, por esto, son muy útiles cuando la concentración de impurezas en el sustrato es del orden de 10^{15} o 10^{18} cm^{-3} , no así cuando la concentración es del orden del límite de solubilidad del dopante en el silicio, bajo estas circunstancias, la solución general es compleja y requiere del empleo de métodos numéricos [11].

1.3. Técnicas de fabricación de “shallow junctions”

Para obtener pequeñas x_j (s_j) se ha recurrido a diferentes técnicas de fabricación, como la de amorfizar las regiones de S/D previo a la implantación de iones [12], otras más sofisticadas y costosas no requieren de la implantación, evitando así los daños en el cristal [13], [14]. Aunque con estas técnicas se obtienen los resultados esperados, su complejidad y costos de implementación en las fábricas hacen que sea necesario buscar nuevas alternativas de fabricación de s_j , así mismo, para que éstas sean atractivas a la industria deben ajustarse a la producción masiva

como lo son las técnicas ya existentes. Algunas alternativas podrían ser la implantación de iones más pesados, los cuales tendrían una menor proyección del rango R_p en la implantación y un menor coeficiente de difusión D_o , el empleo de fuentes sólidas de átomos dopantes como el Spin On Dopant (SOD), ambas con recocido en hornos de procesos térmicos rápidos o RTP.

1.4. Propuesta de esta tesis

En este trabajo se propone la fabricación de regiones de S/D mediante la implantación de iones de BF_2 y con el uso de soluciones SOD. Para lograr uniones poco profundas recurrimos a la implantación de iones de BF_2^+ con altas dosis y altas energías para controlar el TED, o en su defecto se depositan películas ricas en átomos de boro SOD. El recocido de las muestras implantadas y la difusión de aquellas con SOD se hace en hornos RTP empleando rampas bajas, de 50°C/s , durante tiempos de 20 a 30 segundos y a temperaturas del orden de 800 a 1000°C .

Un trabajo preliminar fue realizado por Coyotl [15], quien realizó simulaciones de la fabricación de transistores MOS en SUPREM e hizo la caracterización en PISCES, considerando transistores de ancho de canal $W = 1 \mu\text{m}$ y de longitud $L = 0,8 \mu\text{m}$. Fruto de las simulaciones y la caracterización se tienen los parámetros dimensionales y eléctricos que se resumen en la tabla 1.2. Estos parámetros son las magnitudes a considerar para garantizar el óptimo funcionamiento de dispositivos de tecnología de $0.8 \mu\text{m}$.

Ayudados en este trabajo, en el que se cuantifican las dimensiones del transistor MOS para una tecnología de $0.8 \mu\text{m}$, nos proponemos obtener las regiones S/D p^+ con x_j de $0,4 \mu\text{m}$ y resistencia de hoja R_s del orden de $40 \Omega/\text{cuadro}$.

1.5. Objetivos

Este trabajo debe cumplir con los siguientes objetivos:

- Obtener profundidades de unión x_j menores a $0,4 \mu\text{m}$, con una óptima activación de los dopantes implantados o depositados.
- Lograr resistencias de hoja R_s del orden de $40 \Omega/\text{cuadro}$ o menores.

Parámetro	AMS	NMOS	PMOS	Unidades
Dimensiones				
Grosor del óxido de campo	0,55	0,52	0,52	μm
Grosor del óxido de compuerta	16,0	16,0	16,0	nm
Grosor del polisilicio 1	0,38	0,399	0,399	μm
Profundidad de unión S/D n ⁺	0,4	0,4		μm
Profundidad de unión LDD n	0,3	0,3	0,267	μm
Profundidad de unión S/D p ⁺	0,4		0,38	μm
Profundidad de pozo n	0,8	2,0	2,0	μm
Parámetros eléctricos				
Resistencia de pozo n	3,6		1,1	K Ω /cuadro
Resistencia de pozo p		8,3		K Ω /cuadro
Resistencia de difusión n ⁺	23	23		Ω /cuadro
Resistencia de difusión p ⁺	40		49	Ω /cuadro
Resistencia del polisilicio 1 (región n ⁺)	22	10		Ω /cuadro
Resistencia del polisilicio 1 (región p ⁺)	40		44,5	Ω /cuadro
Voltaje de encendido		0,6	-0,59	V
Pendiente de sub-umbral				
Proceso de pozos difundidos		0,097	0,1224	V/dec
Proceso de pozos retrógrados		0,096	0,118	V/dec

Tabla 1.2: Parámetros dimensionales y eléctricos de los dispositivos NMOS y PMOS. Tomados de las simulaciones en SUPREM y PISCES realizadas en [15] para un dispositivo con $W = 1 \mu\text{m}$ y $L = 0,8 \mu\text{m}$

- Obtener concentraciones superficiales del dopante superiores a 10^{19} cm^{-3} para disminuir la resistencia de contacto.

1.6. Objetivos específicos

Cumplir los objetivos planteados requiere que se satisfagan los siguientes objetivos específicos:

- Caracterizar la óptima energía de implantación de los iones de BF_2^+ , de tal forma que se obtenga la R_p requerida para disminuir el TED.
- Ajustar la dosis de implantación, procurando que la superficie del sustrato no exceda los límites de niveles de daños permitidos.
- Definir el grado de dilución de la solución del dopante SOD que se aplicará sobre las obleas. También se precisa la velocidad de giro y tiempo de aplicación.
- Optimizar el uso del SOD en aplicación de alta concentración y x_j bajo.
- Definir el procedimiento para la activación/difusión de los dopantes en el horno RTP.
- Especificar el tiempo y temperatura de recocido en el horno RTP.
- Describir el procedimiento de limpieza posterior a la activación/difusión de las muestras implantadas/depositadas.
- Optimizar el empleo del óxido de silicio como enmascarante e inhibidora de la difusión con películas SOD.

REFERENCIAS

- [1] Frank D. J., Haensch W, Shahidi G. y Dokumaci O. H. “Optimizing CMOS technology for maximum performance”. IBM J. Res. and Dev., Vol. 50, No. 4/5, July/September 2006, pág. 419.
- [2] Gili E., Uchino T., Al Hakim M. M., de Groot C. H., Buiu O., Hall S., y Ashburn P. “Shallow Junctions on Pillar Sidewalls for Sub-100-nm Vertical MOSFETs”, IEEE Elec. Dev. Lett., vol. 27, No. 8, August 2006, pág. 692-5.
- [3] Timans P. J., Lerch W., Paul S., Niess J., Huelsmann T., y Schmid P. “USJ formation: Annealing beyond 90 nm”, Solid State Technology, May 2004.
- [4] Tsvetkov Y. Operation and Modeling of The MOS Transistor, 2a edición, Oxford, 2004, pág. 294.
- [5] Maes H. “CMOS Overview and Evolution” Silicon Technology and Device Integration (STDI) IMEC (2000), pág 17.
- [6] Thompson S., Packan P. y Bohr M. “MOS Scaling: Transistor Challenges for the 21st Century”, Intel Technology Journal Q3’98, pág. 1-4.
- [7] Jain S.C., Stolk P. A., Decoutere S., Willander M. y Maes H. E. “Transient enhanced diffusion of boron in Si”. J. Appl. Phys. Vol 91, No. 11, Jun 2002, pág. 8919.
- [8] Eaglesham D. J., Stolk P. A., Gossman H.-J. y Poate J. M. “Implantation and transient B diffusion in Si: The source of the interstitials”. Appl. Phys. Lett. Vol 65, No. 18, Oct. 1994, pág. 2305.
- [9] Jones K. S., Zhang L. H., Krishnamoorthy V., Law M., Simons D. S., Chi P., Rubin L., y Elliman R. G. “Diffusion of ion implanted boron in preamorphized silicon”. Appl. Phys. Lett. Vol 68, No. 19, May 1996, pág. 2672.

-
- [10] Mannino G., Cowern N. E. B., Roozeboom F. y van Berkum J. G. M. "Role of self- and boron-interstitial clusters in transient enhanced diffusion in silicon". *Appl. Phys. Lett.* Vol 76, No. 7, Feb 2000, pág. 855.
- [11] Wolf S., Tauber R. N. *Silicon Processing For The VLSI Era: Volumen 1 Process Technology*. 2a ed. Lattice Press. Pág. 326-31.
- [12] Kim S. D., Park Ch. M. y Woo J. C. S. "Formation and control of box-shaped ultra shallow junction using laser annealing and pre-amorphization implantation". *Solid State Elect.* 49, 2005, pág. 131-135.
- [13] Uchino T., Ashburn P., Kiyota Y., y Shiba T. "A CMOS-Compatible Rapid Vapor-Phase Doping Process for CMOS Scaling", *IEEE Trans. on Elect. Dev.* Vol.51 No. 1, jan 2004, pp 14-19.
- [14] Crosby R. T., Jones K. S., Law M. E., Radic L., Thompson P. E., y Liu J. "Dislocation loops in silicon-germanium alloys: The source of interstitials". *Appl. Phys. Lett.* 87, 192111 (2005).
- [15] Coyotl F. "Desarrollo de una tecnología de fabricación CMOS con dimensión mínima de 0.8 μm ". Tesis Doctoral, INAOE, 2006.

2

FABRICACIÓN DE FUENTE Y DRENAJE EN CIS DE PROCESOS SUBMICROMÉTRICOS

La técnica de fabricación de fuente y drenaje de los TMOS más difundida es la implantación de los iones del dopante requerido. Con la miniaturización del transistor es imprescindible la revisión de los parámetros de implantación o la búsqueda de nuevas técnicas, debido a la necesidad de obtener menores dimensiones, como ocurre con la profundidad de unión, pues para disminuir los efectos de canal corto se requiere de la fabricación de regiones de S/D con x_j cada vez menos profundas.

2.1. El escalamiento del transistor MOS

A pesar del escalamiento realizado sobre el transistor MOS durante estos últimos 30 años, este dispositivo aún conserva su estructura con la que fue concebido. Así, los transistores MOS-FET de las nuevas tecnologías tienen comportamientos que se describen con la relación del transistor de canal grande, es decir, la corriente de drenaje I_{DS} está definida por la ecuación 2.1, sujeta a la adición de parámetros que ajustan la función a los nuevos resultados.

$$I_{DS} = \frac{W \mu_n \varepsilon_{ox}}{2L t_{ox}} [2(V_{GS} - V_T)V_{DS} - V_{DS}^2] \quad (2.1)$$

Con el objetivo de cancelar o atenuar los efectos anómalos resultantes al disminuir sus dimensiones, al transistor se le han adicionado elementos como la estructura LDD, implantaciones

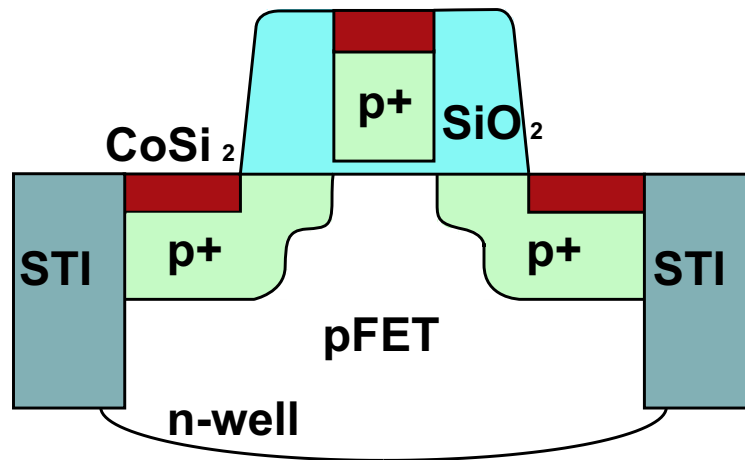


Figura 2.1: Diagrama de un CMOS p⁺ convencional. En él se detalla el empleo de las trincheras aislantes STI y los contactos de CoSi₂ en S/D y compuerta.

HALO, trincheras aislantes STI, etc. Actualmente presenta la estructura que se muestra en la figura 2.1. Las estructuras LDD son usadas para disminuir la generación de electrones calientes en la interfase del drenaje; las implantaciones HALO atenúan el efecto de canal corto SCE y las trincheras STI se emplean en el aislamiento de los transistores.

De acuerdo a las proyecciones citadas en la Guía de Ruta “International Technology Roadmap For Semiconductors (2003)” ITRS’03, se espera que para el 2016 se tenga un MOSFET de alto desempeño con $L = 9$ nm. Sin embargo, para ello, es necesario disponer de nuevos materiales aislantes de compuerta con alta constante dieléctrica [1], el uso de nuevos semiconductores con electrones y huecos de movilidades más altas [2] y el desarrollo de nuevas estructuras que faciliten el escalamiento [3]. Bien se sabe que con el escalamiento las dificultades son cada vez mayores, por ejemplo se requiere de materiales con mayores movilidades en sus portadores de carga, pero al disminuir la longitud del canal y el espesor del óxido, el efecto conocido como “movilidad en la superficie” afecta drásticamente la movilidad de los electrones y huecos [4]. Así, las resistencias de S/D propuestas en el ITRS’03 [5] son un reto en el que ha de trabajarse arduamente.

Tal como lo planteó Dennard en 1974 [6], un escalamiento apropiado del transistor debe ceñirse a los principios básicos de escalamiento, garantizando que el campo eléctrico en el

dispositivo escalado sea igual al de un dispositivo de canal largo, acorde con el escalamiento a campo constante [7]. En los transistores sus 3 dimensiones (largo, ancho y profundidad) se escalarán en factores de $1/K$, el dopado en K y los voltajes en $1/K$. Esto implica que para tecnologías de 70 nm proyectadas para el año 2008, las profundidades de unión en las extensiones de S/D deben ser del orden de 20 nm.

2.2. Estado del arte del transistor MOSFET

Actualmente en un transistor MOSFET convencional se destacan las siguientes características tecnológicas:

- Las compuertas se fabrican con polisilicio dopado con iones tipo n y p, según el tipo de canal y el V_T requerido. En la fabricación de los contactos se emplean siliciuros metálicos, con el fin de disminuir sus resistencias.
- Se emplean técnicas de sobregrabado para reducir la geometría hasta en un 50 % de la mascarilla.
- Para fabricar un dieléctrico de compuerta de alto desempeño se recurre a materiales de altas constantes dieléctricas, superiores a las del SiO_2 , por ejemplo, oxinitruro de silicio [8]. Materiales de constante k mayor permiten la construcción de dieléctricos más gruesos, hecho que disminuye la probabilidad de tuneo hacia la compuerta. Trabajos realizados con óxidos como el de hafnio muestran que un óxido de hafnio (HfO_2) de 3,0 nm de espesor es equivalente a un óxido de silicio de 1,7 nm, con menores corrientes de fuga y desempeños equivalentes [9]. La SIA NTRS [10] especifica que para tecnologías de 100 nm el espesor de óxido de compuerta equivalente EOT será de 1,5 a 2 nm y menor a 1,5 nm para tecnología de 70 nm.
- Los FETs se separan mediante trincheras aislantes “shallow trench isolation” STI. Aunque la fabricación de las trincheras requiera de un área en la superficie del semiconductor, estas permiten incrementar aún más la densidad de circuitos puesto que aíslan eléctrica-

mente la región de cada dispositivo activo. Este aislamiento permite separaciones mínimas entre dispositivos.

- En la fabricación de S/D se emplean iones implantados con energías menores a 40 keV para obtener las SDE. Su empleo hace que se reduzcan los SCE, previniendo así, la degradación del dieléctrico por la generación de los electrones calientes.
- El canal debe ser dopado para ajustar el V_T , puesto que este sufre corrimientos con el escalamiento. El dopado del canal mediante pozos retrógrados mejora el desempeño del dispositivo, pues disminuye los SCE e incrementa la movilidad superficial.

Aunque se ha hablado indistintamente de los transistores de canal n y p (nMOSFET y pMOSFET), existen características que deben tenerse en cuenta durante el diseño y fabricación de los dispositivos, pues esto hace que los métodos de fabricación empleados en cada uno de ellos sean diferentes, por ejemplo:

- La movilidad de los electrones es mayor que la de los huecos, por lo tanto, tenemos que para geometrías idénticas las corrientes de fuente y drenaje I_{DS} son diferentes. Así, $I_{DSnMOSFET} > I_{DSpMOSFET}$.
- Las cargas atrapadas en la interfase SiO_2/Si hacen que el V_T de ambos tipos de transistores sufran desplazamientos hacia la izquierda; estos desplazamientos son corregidos mediante ligeros dopados del canal. Debido a esta asimetría, la producción de transistores de canal p requiere de un mayor número de pasos que los de canal n.
- La fabricación de los dispositivos incluye la metalización para hacer los contactos. Un buen contacto debe tener una baja resistencia y ésta depende de la concentración del dopado y la altura de la barrera. Los contactos realizados sobre regiones dopadas tienen valores de resistencias más altos en las regiones tipo p.
- La elaboración de regiones de S/D requiere de iones de difusión lenta, para obtener pequeñas profundidades de unión. En el caso de la región tipo p, el dopante con excelentes características eléctricas es el boro, pero este átomo tiene una alta difusividad en el silicio, razón por la cual la fabricación de s_j tipo p tiene un mayor grado de dificultad.

Conforme los dispositivos se han ido miniaturizando, las densidades de corriente a través del dispositivo usualmente se incrementan, razón por la cual se requieren mejores controles del canal, óxidos de mejores calidades, contactos óhmicos de baja resistencia y regiones de S/D de alta conductividad y pequeño x_j . Cumplir con estas características hará que se tenga un dispositivo de óptimo desempeño, pero, por todo lo anteriormente visto, esta tarea es más difícil de realizar en un transistor de canal p que en uno de canal n.

2.3. Efectos del escalamiento del transistor

La ecuación 2.1, que describe a I_{DS} , tiene validez bajo las suposiciones de que la longitud y el ancho del canal son lo suficientemente grandes como para despreciar los efectos de bordes en toda su geometría. Por ello, se suponen las siguientes hipótesis:

- Los campos eléctricos a lo largo del canal son perfectamente verticales y se deben exclusivamente al potencial de la compuerta V_{GB} .
- Las resistencias de S/D son mucho menores a la resistencia del canal.
- La formación de la región de agotamiento a lo largo del canal es debida solamente al voltaje de compuerta.

Estas suposiciones pierden importancia con base en que las dimensiones de los transistores se hacen cada vez más pequeñas, pero cobran importancia los efectos no deseados. Por lo tanto, el adelgazamiento del óxido hará que la compuerta tenga un mejor control sobre el canal, pero, por otra parte, también actuará sobre las regiones vecinas, fuente y drenaje. Esta incidencia hace que las resistencias de las SDE sean moduladas por el voltaje de compuerta, efecto que es más notorio con la disminución de la longitud del canal. Así pues, es necesario revisar los efectos del escalamiento del transistor y, especialmente, en nuestro caso, el efecto de canal corto.

2.3.1. Efecto del canal corto:

Al considerar transistores con canales de grandes longitudes (L), el potencial a lo largo del canal es constante (en un espacio de longitud L') y gradualmente cambia en las cercanías de

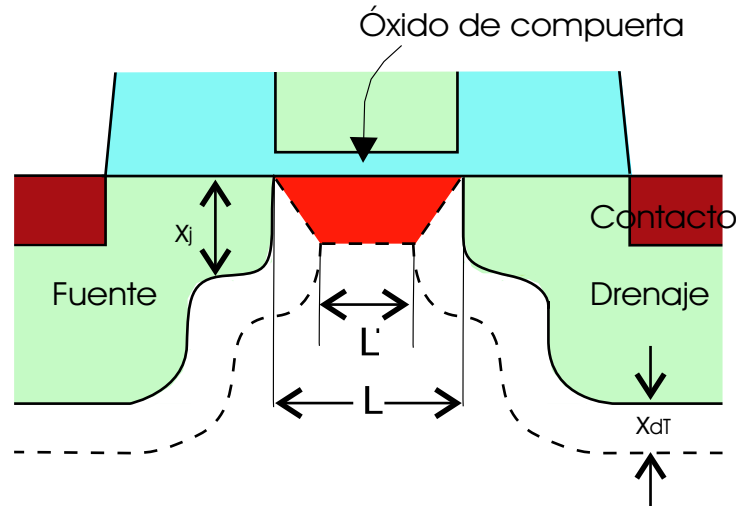


Figura 2.2: Con el efecto de canal corto la región de carga controlada por compuerta tiene la forma de un paralelepípedo de área $(L+L')x_{dT}/2$ que es menor al área de la región de carga espacial cuando el SCE es despreciable.

S/D en una región de longitud mucho menor a L , es decir $L' \approx L$. Cuando el canal es corto, los efectos de frontera en S/D hacen que la longitud del canal con potencial constante L' sea mucho menor que L (véase la figura 2.2), y por lo tanto, la carga del canal no es totalmente controlada por la compuerta, presentándose un corrimiento en el V_T , de magnitud ΔV_T .

Evaluando la geometría del MOSFET se obtiene el corrimiento en V_T , descrito por la ecuación 2.2, dicho corrimiento es función de la longitud del canal L , la concentración del sustrato N_a , del ancho de la región de carga x_{dT} , y de la profundidad de unión de S/D (x_j).

$$\Delta V_T = \left[\frac{eN_a x_{dT}}{C_{ox}} \right] \left[\left(\frac{x_j}{L} \right) \left(\sqrt{1 + \frac{2x_{dT}}{x_j}} - 1 \right) \right] \quad (2.2)$$

En la ecuación 2.2 se observa que con el escalamiento, ΔV_T aumenta conforme L disminuye. Como ΔV_T debe ser tan pequeño como sea posible, es importante revisar los demás parámetros presentes en la ecuación: C_{ox} , N_a , x_{dT} y x_j . Cuando el dopado es alto, C_{ox} es proporcional a $N_a^{1/2}$ y x_{dT} es proporcional a $N_a^{-1/2}$, así, la dependencia de ΔV_T de C_{ox} , x_{dT} y N_a tiende a cancelarse. Ahora bien, según las nuevas tendencias, x_{dT} puede ser hasta 50 veces ma-

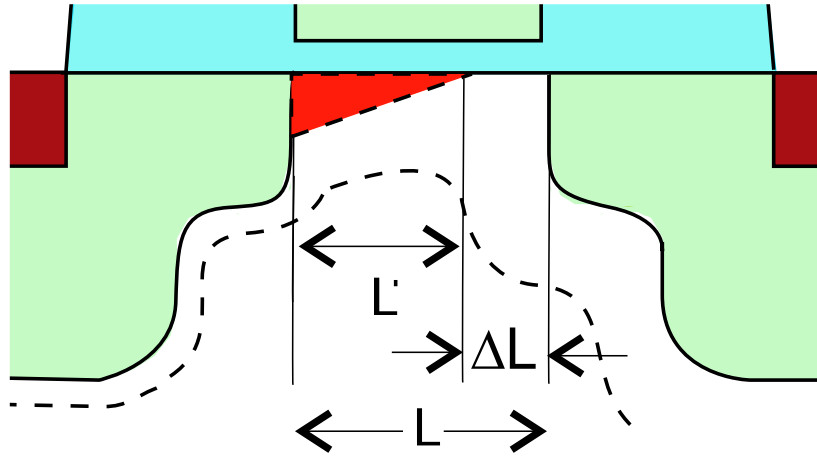


Figura 2.3: Por el efecto de la modulación de la longitud del canal, el canal tiene una longitud efectiva L' menor que L .

yor a x_j , por lo tanto, del radical obtenemos un factor del orden de 10 o menor. Queda presente la relación x_j/L , de la cual concluimos que si queremos obtener un ΔV_T mínimo, con regiones de S/D altamente dopadas, es necesario hacer x_j tan pequeño como sea posible.

2.3.2. Modulación de la longitud del canal:

Se ha considerado que el transistor posee un canal de longitud constante L , pero, cuando se polariza S/D en la región de saturación, la región de agotamiento del drenaje hace que el canal se desplace, disminuyendo su longitud efectiva [11]. Puesto que la corriente es dependiente de la longitud del canal, ésta se afectará y se obtendrá una corriente real I'_{DS} que es dependiente de ΔL , como se muestra en la ecuación 2.3 (ver Figura 2.3).

$$I'_{DS} = I_D \left(\frac{L}{L - \Delta L} \right) \quad (2.3)$$

Este efecto se hace más notorio a medida que se fabrican transistores con L cada vez más pequeños, especialmente cuando las longitudes de canal son del mismo orden del ancho de la región de agotamiento.

2.3.3. “Punchthrough”:

El “punchthrough” ocurre cuando la región de carga del drenaje es tan grande que cubre todo el canal, traslapándose con la región de carga de la fuente y eliminando así la barrera de potencial entre S/D. Bajo esta condición no se tiene control sobre I_{DS} , por lo tanto I_{DS} crece rápidamente con V_{DS} . Cuando L es grande, la barrera de potencial no se afecta con altos voltajes de V_{DS} , sin embargo, para transistores de L cortos, la barrera se reduce con el incremento de V_{DS} , causando una mayor corriente de sub-umbral y menores V_T . Este efecto es conocido como “Drain Induced Barrier Lowering” DIBL.

Una alternativa para la reducción de los efectos de canal corto es la reducción de x_j en S/D. Esta reducción, más conocida como s_j , también disminuye la inyección de electrones calientes en el drenaje y minimiza la capacitancia del traslape entre S/D y la compuerta. Sin embargo, debido al pequeño espesor de la región conductora, las s_j presentan las mayores resistencias (ver la figura 2.4). Éstas están asociadas con:

- El paso de las cargas a través de una región de acumulación R_{acum} .
- La dispersión de las cargas al entrar o salir del canal desde o hacia las regiones de S/D, R_{dis} .
- La resistencia de hoja existente entre el canal y el contacto R_{sh} . Esta se incrementa a medida que x_j se hace más pequeña.
- La resistencia de la unión con el contacto metálico R_{cmet} . Se ha desarrollado toda una tecnología en la cual se hace una silicidación auto alineada a la compuerta (salicidación) que adicionalmente minimiza R_{sh} . En esta técnica se deposita un metal sobre el silicio y se hacen reaccionar mediante un proceso térmico a baja temperatura ($\approx 450^\circ\text{C}$) [9]. El metal y el silicio forman un silisuro de baja resistencia en las regiones de S/D.

Así pues, una forma de obviar las altas R_S es incrementando la concentración del dopante, de tal manera que la resistividad ρ sea menor a $300 \Omega\text{-}\mu\text{m}$ (para tecnologías de $0,7 \mu\text{m}$ [13]).

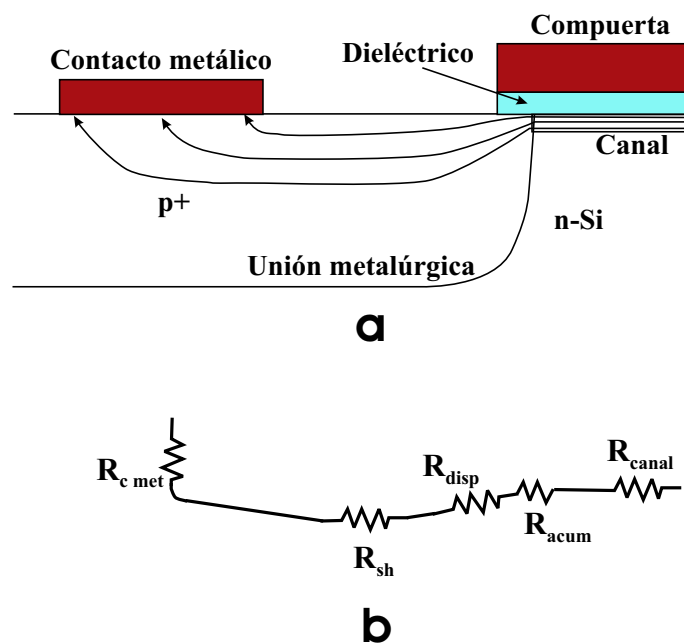


Figura 2.4: Detalle de las resistencias parásitas presentes en las regiones de S/D. a) Diagrama de las líneas de corriente. b) Resistencias de cada subregión. En su orden: resistencia del canal R_{canal} , resistencia de acumulación R_{acum} , resistencia de dispersión de las cargas R_{dis} , resistencia de hoja a lo largo de la fuente o el drenaje R_{sh} y la resistencia de unión entre el semiconductor y el metal R_{cmet} .

Es claro que el incremento en la concentración también incrementa las probabilidades de inyección de electrones calientes y la del efecto de punchthrough. Existe un compromiso con la concentración y es necesario determinar su valor máximo.

2.4. Fabricación de “shallow junctions” (sj)

Se han experimentado, con excelentes resultados, diversos métodos para lograr pequeñas profundidades de unión con dopantes activos en la superficie del sustrato; algunos se soportan en el uso de técnicas convencionales como la amorfización del material antes de la implantación [14], [15]; otras recurren a novedosos sistemas de dopado, por ejemplo con dopantes inmersos en fase gaseosa [16], [17], o disminuyendo la profundidad de penetración en la implantación R_p implantando a través de películas de diferentes materiales [18]. Aunque sus resultados son muy buenos, el costo, complejidad o efectos colaterales demeritan el empleo de estas técnicas, pues la relación costo-beneficio hace de su implementación algo cuestionable. A continuación se describen brevemente los trabajos presentados por Wu I-W. et al. [14], Uchino T. et al. [16] y Rubin L. et al. [18] y los resultados de interés por ellos obtenidos.

2.4.1. “Optimization of BF_2^+ implanted and rapidly annealed junctions in silicon” [14]

- Descripción: Los autores emplean obleas tipo p y en ellas crean pozos tipo n implantando y activando fósforo ($E_{ii}= 120\text{keV} - Q= 3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$, $T= 1141^\circ\text{C} - t= 16 \text{ h}$). A través de un óxido de 31 nm implantaron iones de $^{29}\text{Si}^+$ con dos energías, así: $E_{ii}= 190\text{keV} - Q= 2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ y $E_{ii}= 50\text{keV} - Q= 2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$. Seguidamente implantaron iones de BF_2^+ con $E_{ii}= 49\text{keV} - Q= 2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ y activaron en un RTP con rangos de temperaturas de 900°C a 1100°C y tiempos de 10 a 20 s.
- Resultados: Obtuvieron x_j desde 150 a 200 nm, con R_s de 90 a 200 Ω/cuadro y concentraciones máximas de $1 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$.
- Comentarios: Mediante la preimplantación de Si^+ obtienen perfiles más abruptos, sin

colas, aunque R_s no muestra un cambio significativo. Este método tiene las desventajas de que con la preamorfización se incrementan las corrientes de fuga en los dispositivos y a nivel de proceso significa un paso adicional.

2.4.2. “A CMOS-Compatible Rapid Vapor-Phase Doping Process for CMOS Scaling” [16]

- Descripción: Mediante dos técnicas obtienen las regiones de S/D del transistor CMOS: dopando con fuente gaseosa la región pMOSFET y con fuente sólida la región nMOSFET. Emplearon varias concentraciones del gas B_2H_6 como fuente gaseosa en procesos térmicos rápidos a 900°C con tiempos hasta de 40 s. La región n la formaron depositando un vidrio de fosfosilicato y difundiendo a 1000°C durante 10 s.
- Resultados: En la región p obtuvieron concentraciones superficiales altas, superiores a $3 \times 10^{21} \text{ cm}^{-3}$, con perfiles abruptos de $x_j < 40 \text{ nm}$ y R_s hasta de $630 \Omega/\text{cuadro}$.
- Comentarios: Esta es una técnica sencilla, altamente compatible con la tecnología CMOS. Los resultados muestran que es posible obtener x_j y R_s de 400 nm y $40 \Omega/\text{cuadro}$, dando mayores tiempos de difusión en el RTP.

2.4.3. “Shallow-junction diode formation by implantation of arsenic and boron through titanium-silicide films and rapid thermal annealing” [18]

- Descripción: Se fabricaron diodos p^+-n y n^+-p . Las uniones p^+-n las fabricaron sobre obleas (100) tipo n de 8 a $12 \Omega\text{-cm}$. Previo a la implantación se depositó una película de Ti en rangos de 40 nm a 80 nm . La silicidación se hizo en un horno RTP a 750°C durante 15 s y ambiente de nitrógeno. Se implantó boro a través de la película del siliciuro. Después de la implantación, cada oblea fue recocida a 850°C durante 30 s en ambiente de N_2 , en un horno RTP. Este segundo recocido tiene por objetivo activar los iones en el cristal y completar la reacción en la fase Ti-Si, formando el $TiSi_2$.

- Resultados: En las uniones $p^+ - n$ resultantes se obtuvieron x_j desde 290 nm hasta 350 nm, con R_s en el rango de 56 Ω /cuadro a 126 Ω /cuadro. En una de sus gráficas presentadas (página 188) se observa una concentración máxima de $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ con boro implantado en las condiciones de $E_{ii} = 28 \text{ keV}$ y $3 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$.
- Comentarios: Los autores muestran que implantando los dopantes a través de la película formada con la silicidación del titanio se tiene un óptimo comportamiento de la unión, pero, solamente una pequeña fracción del dopante llega hasta el cristal y es activado. Este porcentaje es dependiente del espesor de la película, lo que traerá como consecuencia que las R_s de las regiones de S/D serán más altas al igual que las resistencias de contacto.

En general, las s_j se fabrican mediante controles finos en el proceso térmico, de tal forma que se alcance un buen control del aumento del transiente de la difusión (TED), fenómeno que se discute en 2.8. Los métodos para reducir el TED se apoyan en implantaciones de bajas energías, preamorfización del sustrato y ciclos de recocido de corta duración.

En nuestra propuesta, las s_j se obtendrán empleando equipos de uso frecuente en el proceso de fabricación de transistores MOS, de tal manera que los procedimientos adicionales sean compatibles con los estándares de fabricación y su nivel de complejidad no exceda a los ya empleados en estos procesos.

2.5. Implantación de altas concentraciones de iones

El dopado de sustratos mediante la técnica de implantación ha tenido una gran aceptación en la industria de la microelectrónica gracias a que ofrece ventajas que no se pueden obtener con otros métodos, por ejemplo, permite un control muy preciso sobre las impurezas implantadas en el semiconductor, facilita la formación de capas de diferentes tipos de impurezas e incluso la manufactura de capas enterradas [19].

Por ejemplo, para un proceso de fabricación con $L = 0,8 \mu\text{m}$, las regiones S/D deben tener bajas resistividades, menores a $300 \Omega \cdot \mu\text{m}$. Para obtener estos resultados es necesario implantar altas dosis de iones, superiores $10^{15} \text{ iones/cm}^2$ y la profundidad de unión no debe exceder de $0,4 \mu\text{m}$. Bajo estas circunstancias se deben tener en cuenta los siguientes inconvenientes:

- La mayor dificultad se tiene cuando se requiere fabricar una región p^+ , pues el ión con mejores resultados de activación es el boro y éste es un ión muy ligero. Por lo tanto, los perfiles de concentración de implantaciones de boro presentan una gran proyección del rango R_p y una alta dispersión de la proyección del rango ΔR_p .
- Cuando el sustrato es $\langle 100 \rangle$ es más severo el efecto de canaleo, especialmente con los iones de boro. Una consecuencia de este efecto es que los perfiles de implantación presentan colas, por ello se sugiere hacer incidir los iones con un ángulo de 7° con respecto a la muestra o depositar una película delgada sobre la superficie para implantar a través de ella.
- Implantar dosis superiores a 10^{15} iones/cm² hace que la superficie tenga una alta concentración de defectos puntuales y daños estructurales. Si se excede la dosis crítica, al finalizar la implantación se tiene una superficie totalmente amorfa [4].
- Obtener x_j menores a $0,5 \mu\text{m}$ implica implantar iones con energías tales que R_p sea menor a 200 nm. En el caso del boro dicha energía no será mayor a 60 keV.

La densidad umbral de daños “threshold damage density” TDD es función de la energía y de la dosis de implantación [4], por lo tanto, al considerar los valores de energía y dosis sugeridas para el boro, se tendrá una región amorfa entre la superficie y la región denominada End Of Range (EOR), con presencia de defectos tipo V, defectos tipo I y lazos de dislocaciones. Los picos de concentración de estos defectos se distribuyen así: Las vacancias más cerca de la superficie, los intersticiales a mayor profundidad en el sustrato y los lazos de dislocaciones en el EOR.

Puesto que las impurezas deben ser eléctricamente activas, se recurre a un proceso térmico que disuelva los defectos y lazos de dislocaciones, recristalice la región amorfa por epitaxia en fase sólida y haga que las impurezas ocupen lugares sustitucionales en el cristal. Este proceso de recocido se hace a altas temperaturas, del orden de 1000°C durante algunas decenas de minutos en un horno convencional; o durante algunos segundos en un horno RTP.

A partir de la ecuación 2.2, se llega a la conclusión que para disminuir los SCE, las regiones de S/D deben construirse con el menor x_j posible, es decir, se sugiere la fabricación de s_j .

Los procesos empleados en la fabricación de sj se presentan en las secciones 1.3 y 2.4, en donde se observa que los métodos convencionales emplean implantaciones de bajas energías y/o preamorfización del material. Pero, tal como se plantea en la sección 2.5, existen dificultades que deben sobrellevarse, especialmente con el átomo de boro, pues el proceso de implantación deja las superficies saturadas de defectos y estos, como se verá en la sección 2.8, facilitan el aumento transiente de la difusión o TED. Más aún, para obtener bajas resistividades, las dosis a implantar deben ser altas, excediéndose la densidad umbral de daños TDD, es decir, la superficie quedará completamente amorfa. En este caso, durante el proceso de recocido se debe recristalizar la superficie y se deben disolver los defectos, para ello es necesario que el proceso térmico se haga a mayores temperaturas y durante largos períodos de tiempo. Así pues, es inevitable la presencia del TED durante las activaciones, y como consecuencia, la obtención de sj de óptimas características será posible bajo controles muy precisos del tiempo y de la temperatura del proceso de activación.

2.6. Simulación de la implantación de altas concentraciones de iones con SUPREM

Los simuladores de procesos de implantación de iones implementan métodos analíticos y/o estadísticos para dar una descripción del estado final de la muestra. STRIM y SUPREM son ejemplos de simuladores, el primero implementa modelos estadísticos de Monte Carlo y el segundo permite que el usuario seleccione el modelo a utilizar, puede escoger un modelo analítico como Gauss y Pearson, o estadísticos como Monte Carlo.

2.6.1. Métodos analíticos:

Los métodos analíticos se basan en la reconstrucción de los perfiles de implantación de las distribuciones medidas o calculadas. Los métodos analíticos utilizados en la simulación del proceso de implantación evalúan funciones como Gauss y Pearson. La función Gaussiana representa muy bien las implantaciones de alta dosis de iones pesados, la solución está dada por

la ecuación 2.4, la cual depende de parámetros como la dosis implantada ϕ , la proyección del rango R_p y la desviación estándar de la proyección del rango ΔR_p .

$$C(x) = \frac{\phi}{\sqrt{2\pi\Delta R_p}} \left\{ \exp \left[\frac{-(x - R_p)^2}{2\Delta R_p^2} \right] \right\} \quad (2.4)$$

La ecuación 2.4 es una función simétrica y en la mayoría de los casos las implantaciones son asimétricas, por esta razón se recurre a la función de Pearson, que resulta de resolver la ecuación diferencial implícita de primer orden, descrita en la ecuación 2.5. La solución es una familia de curvas de distribución que depende de las constantes a, b_0 , b_1 y b_2 .

$$\frac{df(x)}{dx} = \frac{(x - a)f(x)}{b_0 + b_1x + b_2x^2} \quad (2.5)$$

Cuando se simula una implantación empleando el método analítico de Pearson, deben definirse sus momentos, los cuales están relacionados con el proceso y estos a su vez se relacionan con las constantes a, b_0 , b_1 y b_2 [11].

- El primer momento se relaciona con la proyección del rango del ión $\mu_1=R_p$.
- El segundo momento es el cuadrado de la desviación de la proyección del rango $\mu_2=\Delta R_p^2$.
- El tercer y cuarto momento están relacionados con los parámetros llamados “skewness” y “kurtosis” respectivamente. Con ellos se definen la abrupticidad (tercer momento) y la asimetría del perfil (cuarto momento).

Con este método se obtiene como resultado el perfil de concentraciones y permite definir un perfil de daños en la estructura. El modelo de Pearson ha mostrado que es una herramienta apropiada para muchas combinaciones de ión/substrato/energía/dosis. Sin embargo existen muchas situaciones donde este modelo resulta inadecuado, es el caso del efecto de canaleo de los iones de boro.

2.6.2. Métodos estadísticos:

La flexibilidad de las técnicas estadísticas permite calcular los perfiles de implantación en estructuras arbitrarias, con exactitudes mejores a las de los modelos analíticos. Así, los modelos

de Monte Carlo, basados en la aproximación de colisión binaria (Binary Collision Approximation BCA), simulan implantaciones de iones en condiciones no contempladas en la base de datos de SUPREM.

Para simular implantaciones con un modelo de Monte Carlo deben definirse los siguientes parámetros:

- Características físicas del sustrato: por cada película o región de diferente fase debe definirse su espesor, densidad y tipo de moléculas que lo conforman.
- Características del ión a implantar: se define la masa y energía del ión, así como el número de iones a implantar.

Como resultado se entrega una matriz con la distribución espacial de los iones y el nivel de daños en la estructura.

2.7. Activación de iones implantados a altas dosis y altas energías

Debido a la implantación de iones a altas dosis y altas energías en obleas de silicio, la superficie del cristal queda con alto grado de amorfización, con defectos tipo V cerca de la superficie, los defectos tipo I en regiones más profundas y los lazos de dislocaciones en la región del EOR. Así pues, como es necesario disolver los defectos y recristalizar el sustrato, se requiere de altas temperaturas y largos tiempos de recocido en hornos convencionales. Todos estos factores -alta concentración de iones, superficie del sustrato completamente amorfa, alta temperatura y tiempos largos de recocido- hacen que la difusión de los iones en el material sea bastante alta, resultando en coeficientes de difusión de más de 2 o 3 órdenes de magnitud superior al coeficiente de difusión intrínseca. Estos coeficientes de difusión tan altos hacen que la profundidad de unión x_j exceda los valores deseados.

Una alternativa para disminuir x_j es reducir el tiempo de recocido, esto se logra empleando hornos RTP, con los cuales los tiempos se reducen de 30 o 60 minutos a unas decenas de

segundos. Aún así, en los primeros instantes de la activación, por efecto de tener una alta concentración de intersticiales y la presencia de defectos {311} en el EOR, se manifiesta el efecto conocido como “Transient Enhanced Difusión” (TED) y como consecuencia el rápido crecimiento de x_j desde los primeros instantes de la activación.

2.7.1. Recocido de los defectos tipo I y los lazos de dislocaciones

Para que las impurezas ocupen lugares sustitucionales en el cristal es necesario el recocido de todos los defectos y lazos de dislocaciones, de esta manera, con un proceso térmico se disuelven los daños estructurales y se recrystalizan las regiones amorfas mediante epitaxia en fase sólida. La recrystalización se inicia en la interfase amorfo/cristal y evoluciona hacia la superficie. El tiempo requerido para este proceso es de algunas decenas de minutos con un proceso en equilibrio térmico, o solamente de algunos segundos en un proceso térmico rápido (RTP). Ambos procesos son lentos si el recocido es a baja temperatura, pero esta debe ser mayor a 500°C. Si la temperatura es del orden de 800°C, las vacancias se recombinan con los auto-intersticiales vecinos, pero los lazos de dislocaciones permanecen sin disolver en el EOR. Para disolver los lazos de dislocaciones se requieren temperaturas de 900°C a 1000°C [22].

2.7.2. Evolución del recocido de los auto-intersticiales

Tanto la disolución de los defectos como la recrystalización del sustrato son función de la temperatura y el tiempo de recocido, se sabe que a temperaturas más altas, los tiempos requeridos son menores. Teniendo en cuenta que la concentración de átomos de silicio auto-intersticiales es una medida del grado de activación del dopante, se considera su evolución para determinar la completa activación. Cowern et al [23] muestran en su trabajo, que la concentración de auto-intersticiales decae en 2 órdenes de magnitud en tiempos de 10 horas a 670°C o en 100 segundos a 815°C. Por consiguiente, si las temperaturas de recocido son superiores a 815°C, se requerirán tiempos tan cortos como algunas decenas de segundos para alcanzar el nivel de activación requerido.

2.8. El efecto “Transient Enhanced Diffusion” TED

Durante la activación de los iones implantados, se observa una anomalía en la difusión llamada aumento en la difusión transiente “Transient Enhanced Diffusion” TED. El TED presenta las siguientes particularidades:

- Al inicio del proceso, la difusión es aumentada durante un corto tiempo, pero después regresa a la normalidad.
- El TED se presenta cuando el dopante es introducido al cristal de silicio mediante la implantación de iones. No ocurre cuando el dopante es introducido químicamente.
- También se observa en los rangos de temperatura donde la difusión es mínima (670°C – 900°C).
- La duración del transiente es fuertemente dependiente de la temperatura de recocido, a 670°C es de aproximadamente 5 horas; mientras que a 815°C es de escasos 10 minutos. Su duración es mayor a bajas temperaturas.
- Se observa que al implantar iones de boro y fósforo el TED es alto; al implantar arsénico el TED es ligero y con antimonio no se presenta [24].
- Es proporcional a la dosis implantada, por lo tanto producirá grandes profundidades de unión en sustratos con implantaciones de altas dosis de dopantes.

En la literatura, el TED se explica suponiendo que átomos intersticiales de silicio son inyectados desde la región de daños hacia el sustrato. Esta inyección de intersticiales ocurre a bajas temperaturas durante un tiempo corto. Una vez en el sustrato, los intersticiales incrementan la difusión de dopantes como el boro y fósforo. Se ha establecido que la fuente de estos intersticiales son los defectos {311}. Los defectos {311} se describen como cilindros delgados orientados en la dirección $\langle 110 \rangle$ y se forman durante la implantación. Estos defectos empiezan a disolverse durante el recocido y durante su disolución emiten los intersticiales hacia el silicio [22].

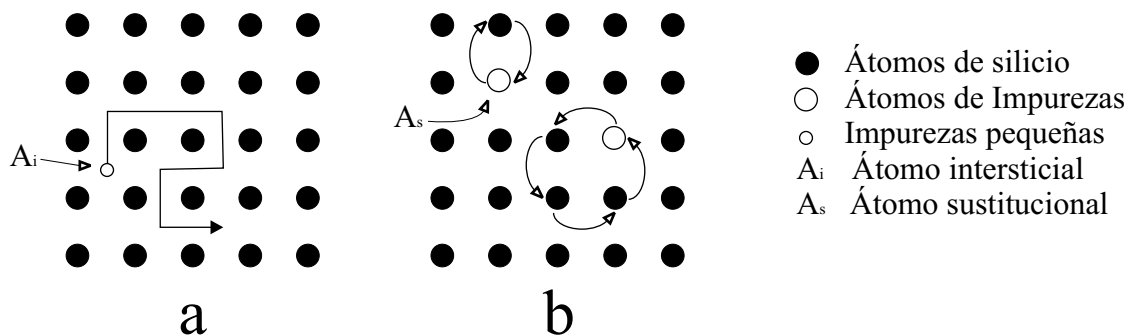


Figura 2.5: Representación bidimensional de la difusión directa de átomos. (a) Menores que el átomo de silicio. (b) Aproximadamente iguales o mayores.

Autores como Cho et al [25] mostraron que átomos de boro tanto sustitucionales como intersticiales sufren el TED. Este aumento en la difusión es suscitado por los defectos puntuales creados durante la implantación.

Notemos que la difusión de los átomos dopantes se realiza básicamente mediante dos tipos de mecanismos: difusión directa y difusión indirecta.

2.8.1. Difusión directa de dopantes en el silicio:

Átomos pequeños como el hidrógeno y elementos de transición ocupan sitios intersticiales en el cristal y se difunden intersticialmente, como se muestra en la figura 2.5.a. Estos pequeños átomos tienen coeficientes de difusión muy altos, de 10^{-6} a 10^{-3} cm^2/s en el rango de temperaturas de 700 a 1400°C. Obsérvese que el boro y el fósforo tienen coeficientes de difusión varios órdenes de magnitud menores, de 10^{-9} a 10^{-16} cm^2/s . Aunque los átomos de boro y el fósforo son más pequeños que los de silicio, su difusión no es de este tipo, pues estos dopantes caen en sitios sustitucionales y la probabilidad de ocurrencia de difusión directa sustitucional (Figura 2.5.b) es bastante baja debido a que requiere de altas energías de activación. Así pues, el boro y el fósforo no presentan una difusión directa significativa [26].

2.8.2. Difusión indirecta de dopantes en el silicio:

Normalmente, la difusión de átomos dopantes sustitucionales ocurre con la ayuda de los defectos puntuales. Se consideran 4 posibles reacciones:

- $A_s + V \rightleftharpoons AV$: Un átomo dopante sustitucional A_s y una vacancia V forman la pareja átomo sustitucional-vacancia AV (Figura 2.6.a).
- $A_s + I \rightleftharpoons AI$: Un dopante sustitucional y un silicio intersticial I migran para formar la pareja átomo-intersticial AI (Figura 2.6.b).
- $A_s + I \rightleftharpoons A_i$: Un dopante sustitucional y un intersticial evolucionan hacia un dopante intersticial A_i . Este mecanismo es más conocido como “kick out” (Figura 2.6.c).
- $A_s \rightleftharpoons A_i + V$: Un dopante sustitucional migra creando una vacancia y ocupará un intersticio de la red (Figura 2.6.d). Esta reacción es la disociación de un átomo sustitucional y es conocido como mecanismo de Frank Turnbull.

La difusión de átomos de boro y fósforo, que ocupan sitios sustitucionales, es asistida por átomos de silicio auto intersticiales. El mecanismo de difusión predominante en la difusión del boro es el mecanismo conocido como “kick-out” [23], en el cual un átomo dopante sustitucional es reemplazado por un silicio auto intersticial, promoviendo la formación de un dopante intersticial móvil.

Así pues, el principal mecanismo de difusión del boro es una difusión indirecta, asistida por auto intersticiales, por lo tanto, el boro experimentará un incremento en su difusión en regiones con una alta concentración de átomos de silicio intersticiales.

2.8.3. Precipitados de Boro(s)-Intersticial(es) BIC (Boron Interstitial Clusters):

Con la implantación de iones de boro se observó la presencia de picos de alta concentración de átomos de boro que permanecen inmóviles durante el recocido. Esto hace pensar que algunos

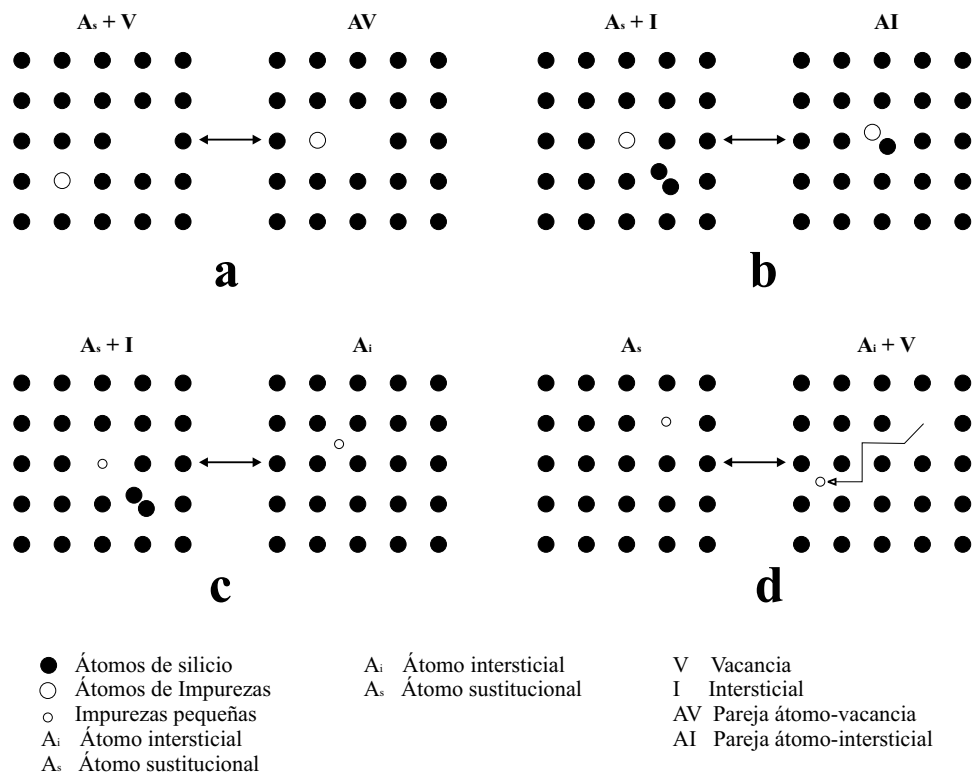


Figura 2.6: Representación bidimensional de los mecanismos de difusión indirecta de átomos dopantes (a), (b) Átomos mayores que el átomo de silicio. (c), (d) Átomos menores que el átomo de silicio.

átomos de boro forman grupos de átomos enlazados, de la forma B_mI_n , que contienen átomos boro B y átomos de silicio intersticial I. En esta expresión m y n son números enteros pequeños.

Estudios de resonancia paramagnética electrónica y de infrarrojo sugieren la existencia de lo que parecen ser parejas B_sB_I y B_mI_n . Autores como Luo y Clancy [27] empleando modelos teóricos de dinámica molecular (MD) encontraron que los BICs alcanzaban un tamaño máximo de B_4I_4 , es decir, los BICs contienen como máximo 4 boros asociados hasta con 4 átomos de silicio intersticiales. En este mismo trabajo se reportó que las energías de enlace de los precipitados B_2I , B_3I y B_4I son del orden de 2 eV. Estos resultados son consistentes con las evidencias experimentales encontradas por Pelaz et al [28], ellos reportaron la existencia de los grupos B_3I y B_4I después de recocer las muestras durante 35 minutos a 800°C . Se comprueba de esta forma el alto grado de estabilidad de los BICs.

Aunque los BICs no son visibles, aún con TEM de alta resolución, los perfiles de difusión muestran que el boro permanece inmóvil donde este está presente en altas concentraciones.

En su trabajo experimental, Pelaz et al [29] definieron las siguientes características de los BICs:

- Se forman al iniciarse el recocido, cuando existe una alta concentración de vacancias e intersticiales y su crecimiento se soporta en la adición de nuevos boros intersticiales.
- Con el recocido la supersaturación de los BICs decrece y los átomos de silicio intersticial son liberados y emitidos hacia el sustrato. Son estables cuando tienen un mayor número de átomos de boro que de átomos de silicio intersticiales, en proporción de 4 de boro por uno de silicio intersticial. Los más estables subsisten por un tiempo mayor que los defectos extendidos $\{311\}$.
- La disolución de los BICs más estables ocurre a partir de la captura de un silicio intersticial generado térmicamente, en condiciones de quasi-equilibrio.

Así pues, se requieren tiempos largos o temperaturas altas de recocido para disolver los BICs y activar completamente los átomos de boro. Autores como Mannino et al [30] sugieren que en ausencia de los defectos $\{311\}$ el TED es primariamente sustentado por el recocido de los

aglomerados de silicios intersticiales, y los BICs actúan como atenuadores de la supersaturación de los silicios intersticiales.

2.8.4. Defectos extendidos: Los defectos {311}

Durante el recocido de muestras implantadas con boro o fósforo se observó que el TED permanece constante durante un corto tiempo, después de éste tiempo la difusión cae a su valor de equilibrio [31]. Se sabe que la difusión en equilibrio es varios órdenes de magnitud menor. Durante el lapso que dura el TED, debe existir una fuente de intersticiales que los va liberando paulatinamente, como si fuera un depósito que provee y mantiene la concentración de exceso de intersticiales fija.

Para dilucidar este fenómeno, Eaglesham et al [32] creó daños en el cristal de silicio implantando átomos de silicio en dosis de 5×10^{12} a $5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ y energías de 40 keV. Después del recocido se observó en las muestras la presencia de defectos conformados por 5 o 7 anillos de intersticiales, llamados defectos {311} o “rodlike”. Este arreglo atómico tiene la particularidad de insertar planos de intersticiales sin enlaces, lo que les da su alta estabilidad. Experimentos de diversos autores [32], [33], muestran que:

- El número de intersticiales emitidos por los defectos {311} durante el transiente coincide muy bien con el flujo neto de intersticiales.
- El tiempo requerido para la disolución de los defectos {311} concuerda con la duración del TED.
- La densidad superficial de intersticiales contenidos en los {311} decae exponencialmente en el tiempo, con una energía de activación de 3,6 eV.
- Durante el recocido los defectos {311} aumentan de tamaño al tiempo que disminuye su concentración. Este crecimiento a expensas de la cantidad se explica con base en el efecto conocido como Ostwald ripening. En este proceso los defectos pueden alcanzar longitudes hasta de $1 \mu\text{m}$ y posteriormente se disuelven.
- Con el aumento de tamaño, estos defectos se hacen más estables.

- Los defectos {311} se describen como cilindros delgados orientados en la dirección $\langle 110 \rangle$. Son precipitados en los planos {311} como una monocapa hexagonal de silicio.

La correspondencia entre el tiempo de disolución de los defectos {311} y la duración del TED hacen ver que los defectos extendidos {311} son la fuente de los intersticiales que promueven el TED.

2.9. Simulación de la activación de iones implantados con altas energías y altas dosis

Puesto que la activación de los iones en el material semiconductor se logra mediante un proceso térmico, y en virtud de las altas temperaturas empleadas en este proceso, los iones se difunden en el sustrato, redistribuyéndose según el comportamiento descrito por la segunda ley de Fick.

2.9.1. Primera y segunda ley de Fick:

La primera ley propuesta por Fick establece que se presentará un flujo de materia cuando en una región exista un gradiente de concentración. El flujo es proporcional al gradiente de concentración y la constante de proporcionalidad se define como difusividad D . Esta ley se representa matemáticamente con la ecuación 2.6:

$$J = -D \frac{\partial C(x, t)}{\partial x} \quad (2.6)$$

La segunda ley de Fick describe la evolución de la concentración en el tiempo considerando la existencia del flujo causado por el gradiente de concentración. La segunda ley está representada en su forma más general por la ecuación 2.7 :

$$\frac{\partial C(x, t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (2.7)$$

Un caso particular ocurre cuando el coeficiente es independiente de la posición, lo que implica que también es independiente de la concentración. Este criterio es válido a concentraciones

	Si	B	In	As	Sb	P
$D_o(\text{cm}^2\text{s}^{-1})$	560	0,76	1,2	9,17	4,58	4,7
$E_A(\text{eV})$	4,76	3,46	3,5	3,99	3,88	3,68

Tabla 2.1: Difusividades intrínsecas en silicio cristalino de: silicio (autodifusión) y de sus dopantes más comunes [13].

menores a 10^{17} cm^{-3} (se tienen como referencia los valores de $n_i(700^\circ\text{C}) = 1,2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ y $n_i(1100^\circ\text{C}) = 1,5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$), en este caso se dice que la difusión es intrínseca.

Bajo estas condiciones el coeficiente depende exponencialmente de la temperatura y tiene la forma:

$$D = D_o \exp\left(\frac{-E_A}{kT}\right) \tag{2.8}$$

En 2.8 E_A es la energía de activación, k es la constante de Boltzman y T es la temperatura en grados Kelvin.

Los dopantes más comunes tienen energías de activación de 3,46 a 4,76 eV, en el caso del boro $E_A = 3,46 \text{ eV}$. Así, el coeficiente de difusión intrínseco del boro tiene la difusividad más alta de todos los dopantes, pues su energía de activación E_A es la menor, como puede verse en la Tabla 2.1. Su coeficiente está descrito por la ecuación 2.9 y representado en la figura 2.7.

$$D = 0,76 \exp\left(\frac{-3,46\text{eV}}{kT}\right) \tag{2.9}$$

Se ha observado que a concentraciones que exceden la concentración intrínseca del material, a la temperatura de difusión, el coeficiente de difusión D es función de la concentración, por lo tanto la solución analítica es más compleja y debe recurrirse a soluciones numéricas. A esta difusión se le ha llamado difusión extrínseca.

2.9.2. Modelos de difusión:

Los simuladores describen cómo los dopantes y defectos introducidos en el material mediante la implantación o los dopantes existentes en películas depositadas en la superficie, se

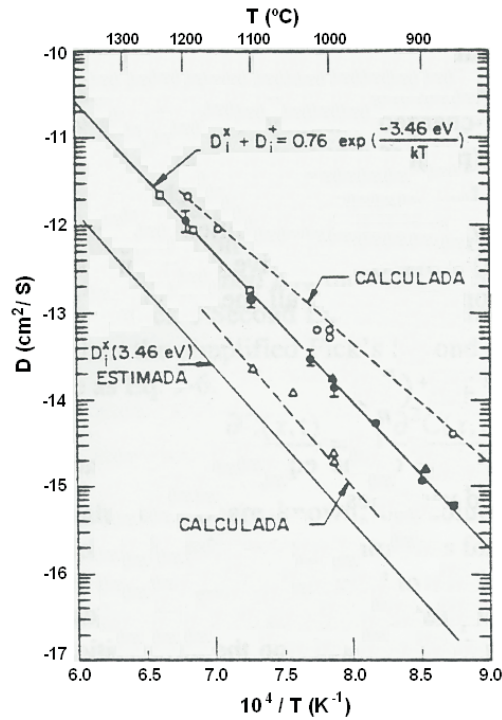


Figura 2.7: Coeficiente de difusión intrínseca del boro. Gráfica tomada de [22], página 342.

redistribuyen durante el tratamiento térmico o recocido debido al gradiente de concentración y a campos eléctricos internos. La difusión de los dopantes es función de su concentración y del tiempo de recocido, pero la difusividad depende de la temperatura, la concentración de dopantes, la concentración de defectos y de la naturaleza tanto del sustrato como del dopante. La influencia de estas variables dificulta la obtención de la solución exacta, por lo que se recurre a métodos numéricos que emplean modelos como el de Fermi. Este modelo y los que se nombran a continuación se implementan en el simulador SUPREM [11].

Conceptualmente se dice que un átomo dopante requiere de un silicio auto intersticial o de una vacancia en la red para su difusión. En el modelo de Fermi cada tipo de dopante A obedece una ecuación de continuidad de la forma:

$$\frac{\partial C_A}{\partial t} = \nabla \cdot \left[(D_{AV} + D_{AI})C_A + \nabla \ln \left(C_A \frac{n}{n_i} \right)^Z \right] \quad (2.10)$$

Donde D_{AV} y D_{AI} son los coeficientes de difusión de los pares dopante-vacancia y dopante-

intersticial. Cada uno de estos coeficientes tiene un comportamiento exponencial con la temperatura y sus respectivas energías de activación. Este comportamiento se describe con la ecuación 2.7.

En este modelo se supone que la concentración de defectos puntuales está en equilibrio termodinámico.

En otros modelos como el “2-Dimensional” la concentración de defectos puntuales evoluciona en el tiempo y en el modelo de “Difusión Totalmente Acoplada” la difusión de los defectos está influenciada por la difusión de los dopantes, además cuenta con una herramienta que considera la alta concentración de dopantes, que incluye altos órdenes de defectos, defectos/dopantes apareados y otros mecanismos de recombinación de defectos puntuales. El modelo “2-Dimensional” y el de “Difusión Totalmente Acoplada” tienen la desventaja de requerir de un mayor tiempo de procesamiento.

Se debe tener cuidado en la implementación de estos modelos, especialmente con los modelos definidos para simular una activación con TED en un horno RTP, ya que éstos recurren a los mecanismos de recombinación, que a su vez son sensibles a las concentraciones y coeficientes de difusión tanto del dopante como de los defectos puntuales. Bajo determinadas circunstancias es posible obtener resultados contradictorios como el que se muestra en la figura 2.8. En esta simulación se consideraron altas concentraciones de intersticiales, que debido a su mayor coeficiente de difusión rápidamente se difundirán en el sustrato, disminuyéndose la probabilidad de recombinación con los dopantes.

2.10. Fracción activada del dopante

Durante el proceso de implantación se inyecta al sustrato una gran cantidad de iones, cuantificada con la dosis implantada. De esta dosis no se activa el 100 %, existen pérdidas por los siguientes motivos [35], [36]:

- Una fracción de los iones se implanta en el óxido. Esta cantidad es relativamente baja dado que se tiene un óxido delgado y las implantaciones se hacen con altas energías.
- Durante el recocido, no todos los iones implantados en el silicio son activados. Este caso

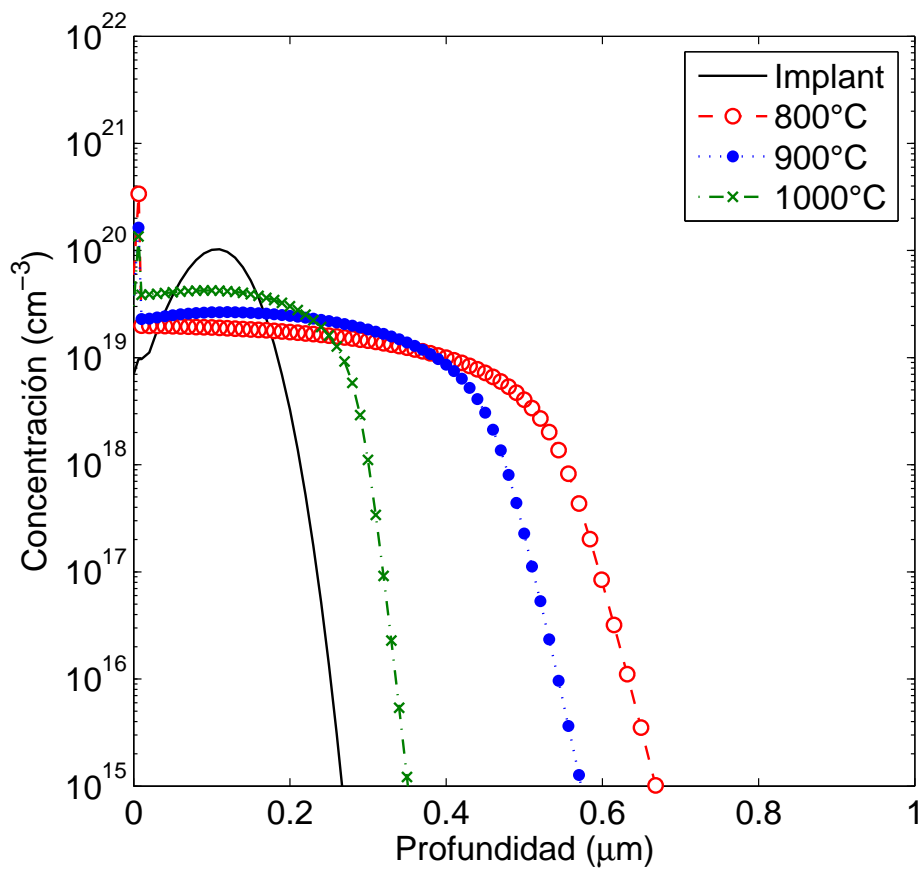


Figura 2.8: Simulación de una activación con TED en un horno RTP. Para idénticas condiciones de implantación y activación se obtiene contradictoriamente una mayor difusión a 800°C que a 1000°C .

es más notorio cuando las concentraciones de dopantes excede el límite de solubilidad en el sólido, muchos átomos permanecen sin activar conformando los BICs [29]. Estos autores encontraron que al implantar una $Q = 2 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ con $E_{ii} = 40 \text{ keV}$ con activación a 800°C durante 10 s, solamente un 25 % de los átomos de boro son eléctricamente activos.

- Kasnavi et al [36] hallaron que el boro implantado, se segregaba principalmente hacia el óxido durante el recocido. Con la implantación de altas dosis de BF_2 , una cantidad significativa de átomos de boro se apilan en la interface del Si/SiO₂. Estos átomos son eliminados con el grabado del óxido. Las pérdidas por estos 2 factores pueden ser tan altas como el 20 %.

2.11. Conclusiones

A lo largo de este capítulo “Fabricación de fuente y drenaje en CIs de procesos submicro-métricos” se han resaltado los siguientes aspectos:

- Como resultado del escalamiento, las x_j de las regiones de S/D de las nuevas tecnologías deben tener dimensiones nanométricas, del orden de 400 nm o menores, para garantizar el buen funcionamiento y óptimo desempeño del TMOS.
- En el estado del arte del TMOS se hizo énfasis en las dificultades tecnológicas que se presentan durante su fabricación, especialmente en la manufactura del pMOSFET.
- Los efectos anómalos que los transistores presentan con el escalamiento, disminuyen si las regiones de S/D son s_j .
- El éxito en la obtención de s_j radica en los controles en las dosis y energías de implantación y un especial cuidado en el control del tiempo y de la temperatura del recocido.
- Los simuladores que mejor se ajustan a los datos experimentales de implantaciones de altas dosis emplean el modelo estadístico de Monte Carlo.
- Emplear hornos RTP en el recocido es una alternativa para disminuir x_j .

- Cuando las muestras han sido implantadas con altas dosis y altas energías, durante el proceso de recocido siempre se presenta el TED, debido a que las superficies tienen altas concentraciones de daños estructurales y de defectos.
- Los simuladores carecen de modelos que representen fielmente la difusión cuando el dopante excede el límite de solubilidad en el silicio.

REFERENCIAS

- [1] Thompson S., Packan P. y Bohr M. “MOS Scaling: Transistor Challenges for the 21st Century”, Intel Technology Journal Q3'98, pág. 1-4.
- [2] Antoniadis D. A., Aberg I., Ní Chléirigh C., Nayfeh O. M., Khakifirooz A. y Hoyt J. L. “Continuous MOSFET performance increase with device scaling: The role of strain and channel material innovations”. IBM J. Res. and Dev., Vol. 50, No. 4/5, July/Sept. 2006.
- [3] Oda S. y Ferry D. “Silicon Nanoelectronics”. Taylor and Francis Group, 2006.
- [4] Park J. S., Lee J. Y., Lee S. y Shin H. “A Unified Mobility Model for Quantum Mechanical Simulation of MOSFETs”. J. of the Korean Physical Society, Vol. 45, No. 5, November 2004, pág. 1332-7.
- [5] International Technology Roadmap for Semiconductors 2003 Edition: Process Integration, Devices, and Structures. Pág. 11,15,17.
- [6] Dennard R. H., Gaensslen, F. H., Yu H. N., Rideout V. L., Bassous E. y LeBlanc A. R. “Design of ion implanted MOSFET's with very small physical dimensions”. J. Solid St. Circuits, SC-9, 256-68, 1974.
- [7] Tsividis Y. Operation and Modeling of The MOS Transistor, 2^a edición, Oxford, 2004, pág. 290-6.
- [8] Hwang H., Ting W., Maiti B., Kwong D. L. y Lee J. “Electrical characteristics of ultrathin oxynitride gate dielectric prepared by rapid thermal oxidation of Si in NO”. Applied Physics Letters 57, 1010 (1990).
- [9] Müller M., Duguay S., Guillaumot B., Garros X., Leroux C., Travel B., Martin F., Rivoire M., Delille D., Baeuf F., Deleonibus S. y Skotnicki T. “Towards a better EOT Mobility trade off in high k oxide / Metal Gate CMOS devices”, Phillips Semiconductors.
- [10] “National Technology Roadmap for Semiconductors” SIA, 1997.

- [11] Neamen D. A. "Semiconductor Physics and Devices. Basic Principles". Third edition, McGraw Hill, New York, 2003.
- [12] Sze S. M., Ng K. K. "Physics of semiconductor devices" 3a. ed., Wiley Interscience, (2007).
- [13] Alvarez A. R. "BiCMOS Technology and Applications". Second edition, Kluwer Academic Publishers, Boston, 1993, pág. 30-1.
- [14] Wu I-W., Fulks R. T. y Kikkelsen J. C. Jr. "Optimization of BF_2^+ implanted and rapidly annealed junctions in silicon". J. Appl. Phys. 60(7), Oct 1986.
- [15] Tanaka A., Yamaji T., Uchiyama A., Haytashi T., Iwabuchi T., y Nishikawa S. "Optimization of amorphous layer thickness and junction depth on the pre-amorphization method for forming shallow-junction in silicon". International Electron Devices Meeting, 1989. Technical Digest., Dec 1989, Pág: 785 – 788.
- [16] Uchino T., Ashburn P., Kiyota Y., y Shiba T. "A CMOS-Compatible Rapid Vapor-Phase Doping Process for CMOS Scaling", IEEE Trans. on Elect. Devices. Vol 51, No. 1, Jan 2004, pág 14-9.
- [17] Carey P.G., Weiner K.H., Sigmon T.W., "A shallow junction submicrometer PMOS process without high temperature anneals", Electron Device Letters IEEE, Vol 9, Issue 10, Oct 1988, pág. 542-544.
- [18] Rubin L., Hoffman D., Ma D. y Herbots N. "Shallow-junction diode formation by implantation of arsenic and boron through titanium-silicide films and rapid thermal annealing". IEEE Transactions on Electron Devices, Vol 37, No. 1, Jan 01, 1990.
- [19] Torres A., Zuñiga C. "Implantación de iones en el sistema MPB 202 del INAOE", Reporte Técnico No. 51, Laboratorio de microelectrónica, INAOE.
- [20] Prussin S., Margolese D. I., and Tauber R. N. J. "Formation of amorphous layers by ion implantation." Appl. Phys., Vol. 57, No. 2, 15 January 1985. pág 180-5.

- [21] Athena user's manual: 2D process simulation software. Silvaco International 1998.
- [22] Wolf S., Tauber R. N. Silicon Processing For The VLSI Era: Volumen 1 Process Technology. 2a ed. Lattice Press.
- [23] Cowern N. y Rafferty C. "Special issue on defects and diffusion in silicon technology" MRS Bull. 25, 39 (2000).
- [24] Angelucci R., Negrini P. y Solmi S. "Transient Enhanced Diffusion of dopants in silicon induced by implantation damage". Appl. Phys. Lett. 49(21). 1468 (1986).
- [25] Cho K., Numan M., Finstad T. G., Chu W. K., Liu J. y Wortma J. J. "Transient enhanced diffusion during rapid thermal annealing of boron implanted silicon". Appl. Phys. Lett. 47, 1321 (1985).
- [26] Fahey P. M., Griffin P. B. y Plummer J. D. "Point defects and dopant diffusion in silicon" Rev. Mod. Phys. 61, 289 (1989).
- [27] Luo W. y Clancy P. "Identification of stable boron clusters in c-Si using tight-binding statics". J. Apply. Phys. 89, 1596(2001).
- [28] Pelaz L., Gilmer G. H., Gossmann H. J., Rafferty C. S., Jaraiz M. y Barbolla J. "B cluster formation and dissolution in Si: A scenario based on atomistic modeling". Appl. Phys. Lett. 74. 3657 (1999).
- [29] Pelaz L., Venezia V. C., Gossmann H. J., Gilmer G. H., Fiory A. T., Rafferty C. S., Jaraiz M. y Barbolla J. "Activation and deactivation of implanted B in Si". Appl. Phys. Lett. 75, No. 5, 662-4 (1999).
- [30] Mannino G., Cowern N. E. B., Roozeboom F. y van Berkum J. G. M. "Role of self- and boron-interstitial clusters in transient enhanced diffusion in silicon". Appl. Phys. Lett., Vol. 76, No. 7, 855-7 (2000).

- [31] Angelucci R., Cembali F., Negrini P., Servidori M. y Solmi S. "Temperature and time dependence of dopant enhanced diffusion in self ion implanted silicon". J. Electrochem. Soc. 134(12), 3130 (1987).
- [32] Eaglesham D. J., Stolk P. A., Gossmann H. J. y Poate J. M. "Implantation and transient B diffusion in Si: The source of the interstitials". Appl. Phys. Lett. 65 (18), 2305 (1994).
- [33] Takeda S. Jpn. J. Appl. Phys., part 2 30, L639 (1991).
- [34] Plummer J. D., Deal M. D. y Griffin P. B. "Silicon VLSI Technology: Fundamentals, Practice and Modeling". Prentice Hall, pag. 386-8 (2000).
- [35] Frühauf J., Lindsay R., Bergmaier A., Vandervorst W., Tempel G., Maex K., Dollinger G. y Koch F. "Electrical activity of B and As segregated at the Si-SiO₂ interface". Materials Research Society, Paper No. C3.4.
- [36] Kasnavi R., Griffin P. B. y Plummer J. D. "A comparative study of dose loss and diffusion for B¹¹ and BF₂⁺ implants". Mat. Res. Soc. Symp. Vol. 610 (2000).

3

PROPUESTA DE FABRICACIÓN DE S/D CON $x_j < 400nm$

En este capítulo se describen las propuestas de este trabajo, cuyo objetivo principal es la obtención de uniones muy poco profundas con alta concentración de impurezas activas. En primer lugar se propone el empleo de iones implantados con altas energías y en segundo lugar, el uso de soluciones SOD. Mediante el uso de simuladores se determinan las condiciones del proceso que conduzcan al objetivo planteado.

3.1. Requerimientos básicos de la propuesta

La propuesta de fabricación de estas regiones debe cumplir con tres requerimientos básicos:

- Se fabricarán las regiones S/D para transistores de canal p.
- La resistencia de hoja de la región R_s será menor a $40 \Omega / \text{cuadro}$.
- La profundidad de unión x_j no excederá de 400 nm.
- La concentración superficial del dopante será superior a 10^{19} cm^{-3}

En el proceso de manufactura de los MOSFETs, previo a la fabricación de las regiones de S/D ya existe la compuerta y su respectivo óxido. En nuestro caso es necesario crecer el óxido de compuerta sobre el sustrato. Este óxido de silicio servirá como película protectora para aislar la superficie del silicio de contaminantes físicos y químicos durante el proceso. En la

implantación de los iones hará las veces de película dispersora que minimizará el canleo de los átomos dopantes y en el caso de la fuente de dopantes sólida facilitará la adherencia del SOD al sustrato.

La elaboración del óxido cumplirá las exigencias propias del proceso de fabricación del óxido de compuerta de tal forma que se garantice su alta calidad, baja concentración de cargas y un espesor acorde con las dimensiones de las tecnologías nanométricas. Un método de fabricación de óxidos de compuerta que cumple con estos requerimientos es el propuesto por Sánchez [1], este óxido se crece en un ambiente de O_2 / tricloroetileno, a una temperatura de 850°C durante 2 horas. Finalmente se obtiene un óxido de 16 nm de espesor.

Así pues, las regiones de S/D se fabricarán sobre sustratos tipo n con resistividades de 4 a $10\ \Omega\text{-cm}$. Esta resistividad es equivalente a una concentración intrínseca de fósforo de $1 \times 10^{15}\ \text{cm}^{-3}$. Un óxido de alta calidad se crecerá en la superficie de la oblea y será fabricado con la técnica anteriormente descrita.

Como se vio en las secciones 1.3 y 2.4, la manufactura de sj tiene un alto grado de dificultad, pues la implantación de los dopantes, método con el que se logra un óptimo control sobre la concentración y un mínimo de contaminantes, crea daños en el cristal y favorece la presencia de los intersticiales, haciendo que la difusión tenga el comportamiento anómalo TED. Se propone desarrollar un método, controlado y repetitivo para la obtención de uniones con $x_j \leq 0,4\ \mu\text{m}$, con la más alta concentración de impurezas eléctricamente activas.

Entre las posibles alternativas se han seleccionado dos métodos: la implantación de iones de BF_2^+ con activación en un horno RTP y el dopado con películas SOD con difusión en el RTP.

3.2. Implantación de iones de BF_2^+ y activación en un horno RTP

Se ha observado que los perfiles de concentración de la implantación de iones ligeros como el boro presentan grandes R_p y colas bastante significativas cuando los iones se implantan con bajas energías. Por esta razón, se propone un método para la fabricación de sj mediante la implantación de iones de BF_2^+ , los cuales, por ser más pesados presentan menores R_p y ΔR_p

[2].

Los iones de BF_2^+ tienen una masa 5 veces mayor que la del boro y un radio efectivo mucho mayor. Esto hace que la probabilidad de choque de los iones incidentes con los átomos reticulares del cristal sea más alta y como consecuencia, las trayectorias de los iones tienen una mayor dispersión [3], razón por la que el canaleo de los iones se atenúa. Pero, también es cierto que por ser más pesados, estos iones generan una gran cantidad de daños de todo tipo, vacancias, intersticiales, lazos de dislocaciones, etc., y por tratarse de altas dosis y altas energías de implantación, con buena probabilidad se excederá el TDD para el BF_2^+ [4], [2], teniendo como resultado una superficie amorfa.

Los iones de BF_2^+ se han de implantar con energías de implantación E_{ii} de cientos de keV, pero el átomo de boro de este ión tendrá una energía efectiva E_{efB} 5 veces menor. La E_{efB} del átomo de boro es aproximadamente el 22 % de la E_{ii} del ión de BF_2^+ . De esta manera se logran implantar átomos ligeros como el boro, con bajas E_{efB} , sin la presencia de colas en los perfiles de concentración.

En forma general, la fabricación de sj por este método se compone de 2 etapas básicas:

- Implantación de los iones de BF_2^+ .
- Proceso térmico para la recristalización y la activación de los iones.

3.2.1. Implantación de los iones de BF_2^+

La implantación de los iones de BF_2^+ se realiza en un sistema MPB 202 de mediana potencia. En este equipo el ángulo de incidencia de los iones es de 7° . Para este proceso deben definirse 2 parámetros: la energía E_{ii} y la dosis de implantación Q.

Para obtener el valor de referencia de la E_{ii} se toma la E_{efB} necesaria para obtener un $R_p < 100$ nm, esta información se obtiene del gráfico de R_p vs. E_{ii} , como puede verse en la Figura 3.1, E_{efB} será menor a 30 keV.

El valor de referencia de la dosis Q se obtiene simulando la implantación con el programa SRIM/TRIM [7], a este programa se transfieren datos como el tipo de ión, energía de implantación, ángulo de incidencia y existencia de películas sobre el sustrato.

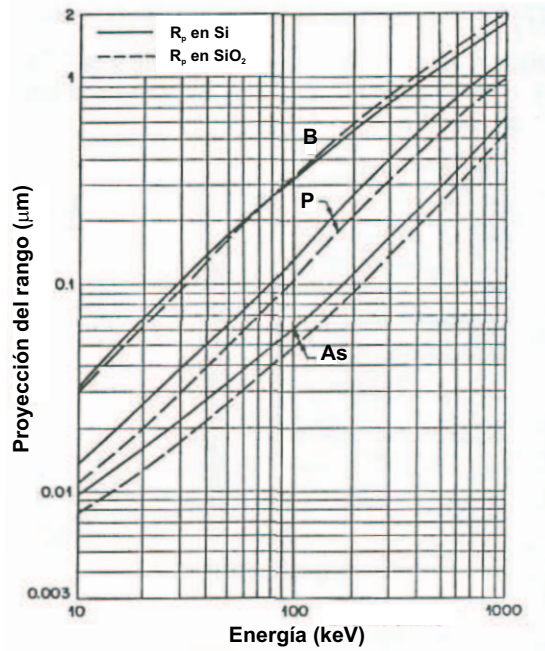


Figura 3.1: Proyección del rango como función de la energía de implantación, de los dopantes más comunes del silicio. Tomada de Wolf S. y Tauber R. N. [6].

Evaluando la correspondencia entre E_{efB} y E_{ii} se deducen las E_{ii} . Dos posibles valores son 60 keV y 120 keV, que corresponden a las E_{efB} de 13,2 keV y 26,4 keV respectivamente. Así, la simulación se ejecuta empleando los datos descritos en la tabla 3.1.

Debido a que el simulador SRIM no tiene definido el ión BF_2^+ , la simulación se realiza con átomos de boro implantados con energías iguales a la E_{efB} .

Como resultado se obtienen el perfil de concentraciones y los momentos que definen la distribución. En la figura 3.2 se observan los perfiles resultantes de las simulaciones de las implantaciones con energías E_{efB} de 13,2 keV y 26,4 keV, correspondientes a las E_{ii} de 60 keV y 120 keV respectivamente. Se debe tener en cuenta que las unidades del eje Y de la figura 3.2 son de densidad longitudinal de iones igual a C_{dop} / Q . En dicha figura se aprecia que al implantar iones de BF_2^+ con E_{ii} iguales a 60 y 120 keV, los máximos de concentración se ubican en 55 nm y 104 nm y los átomos dopantes no penetran más allá de 250 nm. Los momentos de los perfiles de estas figuras se detallan en la tabla 3.2.

Con base en los máximos de la figura 3.2 se estiman las dosis a implantar Q a partir de la

Tipo de cálculos:	Distribución de iones y cálculo de daños
	Distribución de iones con retroceso proyectados en el plano Y
Ión:	BF_2^+ (B)
Energías E_{ii} :	60 keV y 120 keV ($E_{efB} = 13,2$ keV y 26,4 keV)
Ángulo de incidencia:	7°
Capas:	SiO_2 de 16,0 nm
	Silicio de 1 000 nm
Número de iones:	20 000

Tabla 3.1: Requerimientos mínimos para la simulación en SRIM de la implantación de iones de boro sobre un sustrato de silicio con una película de óxido en su superficie.

E_{efB} (keV)	R_p (nm)	ΔR_p (nm)	Skewness	Kurtosis
13,2	55	24	0,0305	2,55
26,4	104	39	-0,209	2,67

Tabla 3.2: Valores de los momentos de los perfiles de concentración, correspondientes a las implantaciones de BF_2^+ de la figura 3.2.

ecuación 3.1 ($\lambda_{max-a} = 15 \times 10^4 \text{ cm}^{-1}$ y $\lambda_{max-b} = 10 \times 10^4 \text{ cm}^{-1}$):

$$Q_{dop} = \frac{C_{dop}}{\lambda_{max}} \quad (3.1)$$

La concentración del dopante C_{dop} se obtiene a partir de la ecuación de la resistividad combinada con la relación de como función de R_s y x_j . Así, C_{dop} es:

$$C_{dop} = \frac{1}{e\mu_p R_s x_j} \quad (3.2)$$

Los valores de R_s y x_j son requerimientos de la fabricación y fueron establecidos en los objetivos básicos, $R_s = 40 \Omega / \text{cuadro}$ y $x_j = 4,0 \times 10^{-5} \text{ cm}$ (400 nm). Se estipula una movilidad baja porque es función de la concentración y se supone una concentración alta, además, en la interfase se ve afectada por la rugosidad de la superficie, haciendo que esta sea menor a la

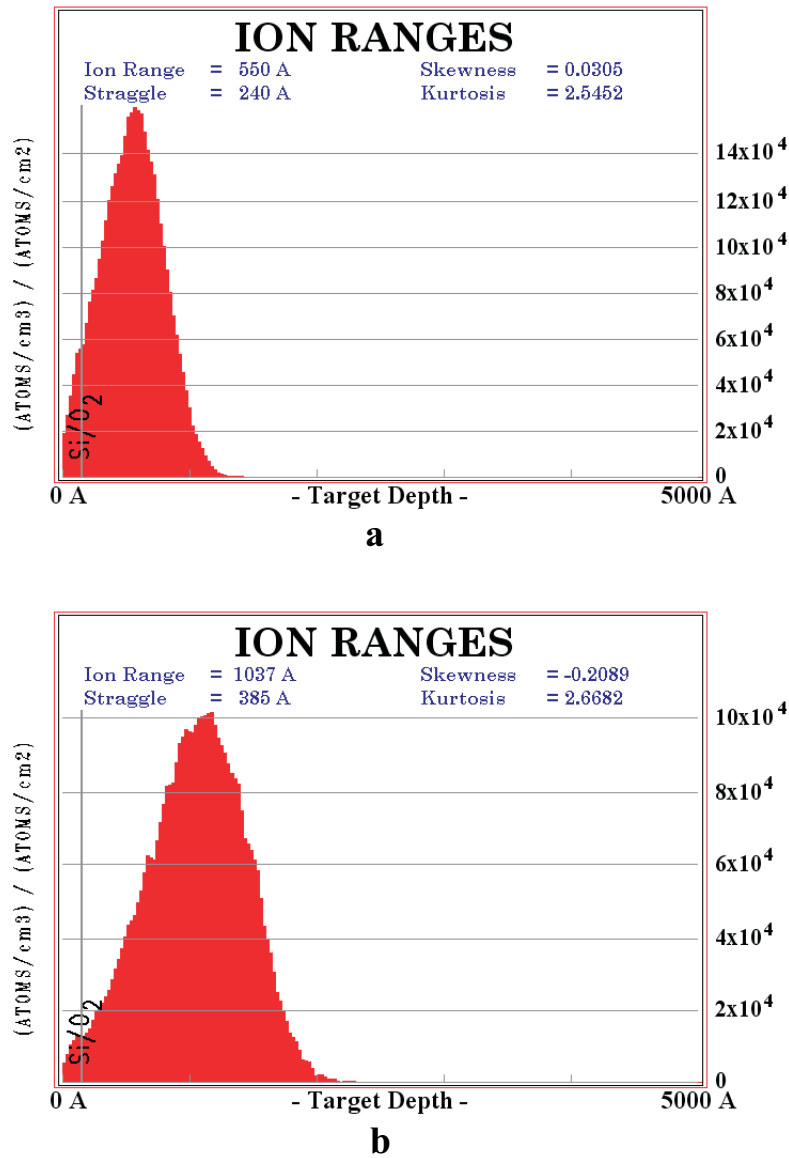


Figura 3.2: Resultados de las simulaciones de la implantación de iones de BF_2^+ sobre sustratos de silicio con una película de SiO_2 en su superficie. Las energías de incidencia de los átomos de boro son: a) $E_{\text{eff}B} = 13.2$ keV y b) $E_{\text{eff}B} = 26.4$ keV. Estos perfiles de concentración se obtienen con el simulador SRIM.

movilidad en el cristal [8]. Un estimado de la movilidad es $\mu_p \approx 60 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ [9].

Al reemplazar estos valores en la ecuación 3.2, la concentración de las regiones de S/D será $C_{dop} = 6,5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ y reemplazando este valor en la ecuación 3.1, las dosis a implantar serán $Q = 4,3 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ y $6,5 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ para cada energía respectivamente.

Si consideramos pérdidas en las dosis por la presencia de iones en el óxido, apilamiento en la interfase [10], y no activación de algunos iones, las dosis a implantar serán $Q \approx 2,2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ y $3,3 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ para cada E_{ii} respectivamente.

Como conclusión:

- Las energías de implantación del BF_2^+ serán $E_{ii} = 60$ y 120 keV .
- La dosis Q serán aproximadamente de $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ y $4 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ para cada E_{ii} .

3.2.2. Proceso térmico para la recristalización y la activación de los iones

El estado final del sustrato es obtenido mediante otra herramienta de simulación, SUPREM IV, programa con el cual se simula el recocido del sustrato. Aunque con esta herramienta también se simula la implantación, se considera que el modelo Monte Carlo da mejores resultados, así pues, los momentos obtenidos con SRIM son transferidos a SUPREM para que éste reproduzca los perfiles de la implantación y sean el punto de partida del proceso térmico.

En la sección anterior se llegó a la conclusión de que con la implantación, la superficie del sustrato queda con una alta concentración de defectos y daños que deben ser reparados. SUPREM contiene todos los modelos necesarios para que de manera razonablemente cercana a la realidad se puedan visualizar el comportamiento de los defectos y daños en función del tratamiento térmico. Entre estos se cuentan los modelos de acoplamiento total (full.cpl), alta concentración (high.conc), perfilado de daños (cluster.dam) y lazos de dislocaciones actuando como sumideros de defectos puntuales (i.loop.sink) [11]. La activación de estos modelos en conjunto son los requeridos para la simulación del recocido de altas concentraciones de dopantes en hornos RTP.

Estos modelos requieren de parámetros que describen el estado del sustrato posterior a la implantación, como:

- MIN.CLUSTER y MAX.CLUSTER: Limitan la región donde se localizan los daños y se formarán los defectos {311}. Estos comandos están asociados con la concentración del dopante. Concentraciones del dopante superiores a max.cluster causará la amorfización del sustrato.
- CLUST.FAC: Determina la cantidad de sectores de intersticiales con respecto a la concentración del dopante implantado.
- D.0 y D.E: Corresponden al coeficiente de difusión de los intersticiales y a su energía de activación, respectivamente.
- CSTAR.0 y CSTAR.E: Definen la concentración total de intersticiales en equilibrio, bajo una condición de dopado intrínseco.
- DAMALPHA: Especifica la velocidad de recombinación de los defectos en la región de los lazos de dislocaciones.

La simulación da como resultado una representación gráfica de la concentración, la cual nos ayuda en la descripción de las variaciones de la concentración del dopante y de x_j como función de la temperatura y el tiempo de activación.

Cuando en la simulación se definen cluster.fact=10, d.0=5e-7, d.e=0, cstar.0=4e13 y cstar.e=0, valores que se justifican en la gran cantidad de daños en el cristal ocasionados por la implantación del BF_2^+ , los resultados de las simulaciones de difusiones a 800, 900 y 1000°C en tiempos de 5, 10, 20 y 60 segundos se muestran en las figuras 3.3 y 3.4. Como referencia se muestra en la figura 3.4.d la difusión para las mismas condiciones de implantación, sin los modelos de TED activados. Note que a 1000°C los resultados de las simulaciones son muy parecidos, esto se debe a que a esta temperatura el TED tiene una corta duración.

Como conclusión:

- El recocido de las muestras en hornos RTP debe hacerse a temperaturas menores a 900°C, en tiempos tan cortos como 5 segundos. Podrá darse un tiempo mayor si el recocido es aproximadamente a 800°C.

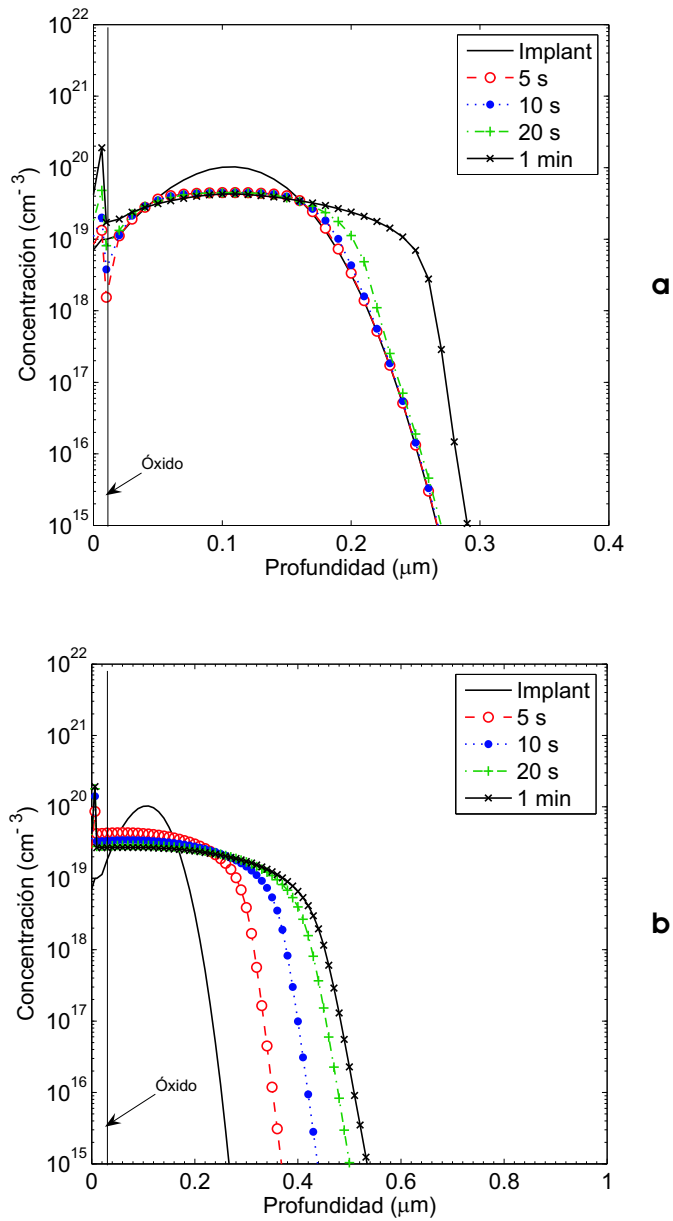


Figura 3.3: Simulación del recocido de muestras implantadas con $E_{ii} = 120$ keV y $Q = 1 \times 10^{15}$ cm^{-2} . Se emplearon tiempos de 5, 10, 20 y 60 segundos con temperaturas de: a) 800°C . b) 900°C .

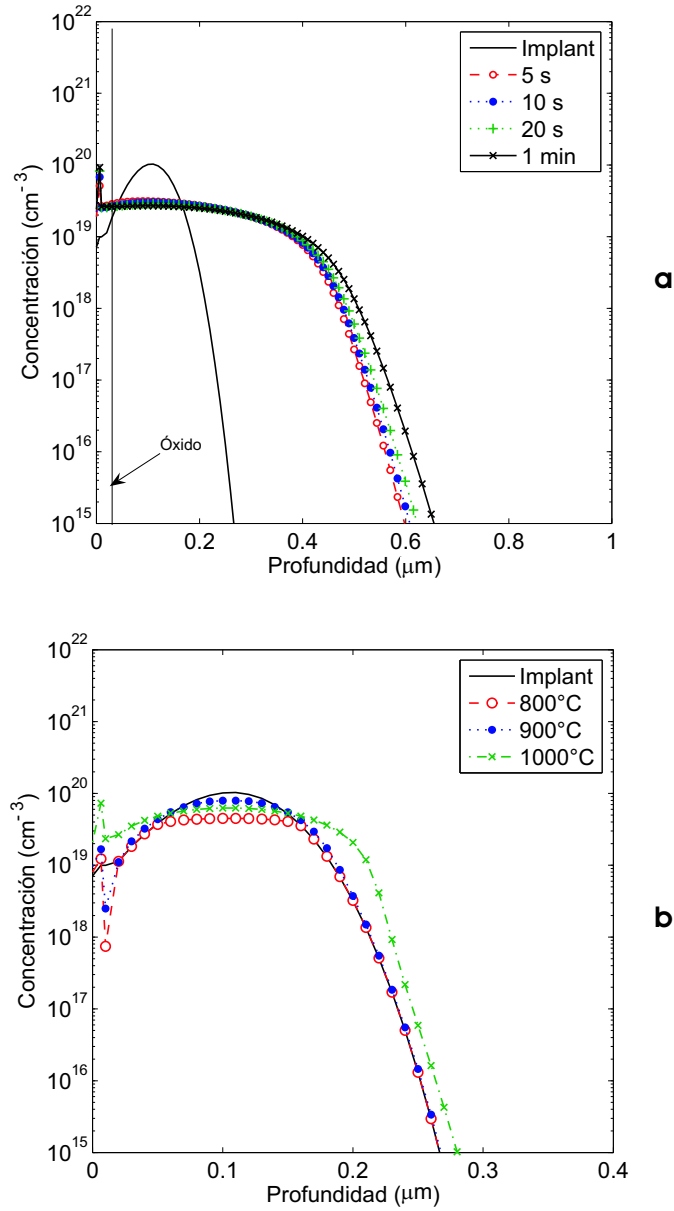


Figura 3.4: Simulación del recocido de muestras implantadas con $E_{ii} = 120 keV$ y $Q = 1 \times 10^{15} cm^{-2}$. Se emplearon tiempos de 5, 10, 20 y 60 segundos. a) simulación a 1000°C y b) simulación de la activación a 800, 900 y 1000°C durante 1 minuto sin activar los módulos requeridos en el RTP.

- Si se consideran temperaturas del orden de 1000°C el proceso térmico debe ser muy rápido, con tiempos de 1 segundo o fracciones. Es importante tener en cuenta esta temperatura, dado que las muestras tienen un grado de amorfización alto y se requieren altas temperaturas para lograr una completa disolución de daños y reparación del cristal.

3.3. Dopado con películas SOD y difusión en el RTP

El dopado de sustratos mediante el depósito de películas ricas en átomos dopantes SOD ha sido de poco interés debido al pobre control que se tiene sobre la dosis difundida y sobre la magnitud de la profundidad de unión x_j . No obstante, también es cierto que ésta es una técnica en la que el sustrato permanece libre de defectos, característica deseable en la fabricación de dispositivos electrónicos, pues los daños y defectos del cristal son los principales responsables de las corrientes de fuga. Es importante destacar que el dopado con SOD es una técnica bastante sencilla que no requiere de equipos sofisticados.

Las bondades de esta técnica justifican su empleo si se mejora el control sobre la dosis difundida y especialmente el control sobre x_j . Teniendo en cuenta que el sustrato no presenta daños estructurales, la activación puede ser a temperaturas menores a 1000°C y en cortos períodos de tiempo. Con certeza se tendrá éxito si la difusión se efectúa en hornos RTP.

La fabricación de x_j con esta técnica se compone de 2 etapas básicas:

- El depósito de la película SOD.
- El proceso térmico para difusión de los átomos dopantes.

3.3.1. Depósito de la película SOD

Las soluciones SOD proveen una fuente de impurezas mediante la aplicación de una solución homogénea en el sustrato. Esta solución debe tener una alta concentración del dopante con un mínimo de contaminantes. Las SOD se aplican sobre el sustrato y por centrifugación de la oblea se logra su esparcimiento y homogeneidad. Con la velocidad de giro y el tiempo de rotación se le da a la película el espesor deseado. En algunos casos se sugiere diluir la solu-

ción para disminuir la concentración del dopante, esto se ve reflejado en el menor espesor de la película.

La industria de fabricación de soluciones SOD provee de tres clases de estas soluciones: los compuestos basados en silicio, los formados por materiales orgánicos y silicio y los de materiales orgánicos y el dopante. Estos últimos se caracterizan por no ser higroscópicos y por no requerir del secado previo a la difusión.

Después de depositar y esparcir la SOD sobre el sustrato, los solventes se evaporan y sobre la superficie queda el dopante conformando el compuesto B_2O_3 [12]. Se sugiere un secado de la película a $110^\circ C$ durante 15 minutos.

3.3.2. Difusión de los átomos dopantes

Con el proceso térmico, las moléculas de B_2O_3 en contacto con los átomos de silicio tienen la siguiente reacción:



En la superficie del semiconductor se forma un óxido y los átomos de boro libres se difunden en el sustrato. La concentración del boro en la superficie está limitada por la solubilidad en el cristal. La máxima concentración corresponde al límite de solubilidad del boro en el silicio, magnitud que depende de la temperatura de difusión, como se muestra en la Figura 3.5.

Cuando hay átomos de boro en exceso, en la superficie tiene lugar otra reacción, los átomos de silicio reaccionan con el boro formando las especies SiB_x . Este borosilicato es difícil de remover químicamente, para ello es necesario oxidar el silicio que está bajo esta capa y así, óxido y borosilicato son eliminados al grabar el óxido con HF [14].

La simulación de este proceso se realiza completamente en SUPREM, activando los modelos de difusión de acoplamiento total y alta concentración (full.cpl y high.conc). La película de SOD se simula con el depósito de óxido altamente dopado, su espesor es de $0.3 \mu m$ o menos y se usan concentraciones del orden de $1 \times 10^{23} \text{ cm}^{-3}$ o superiores. Como el dopante se difunde desde la película hacia el sustrato, es necesario activar el modelo de impurezas, en este caso la

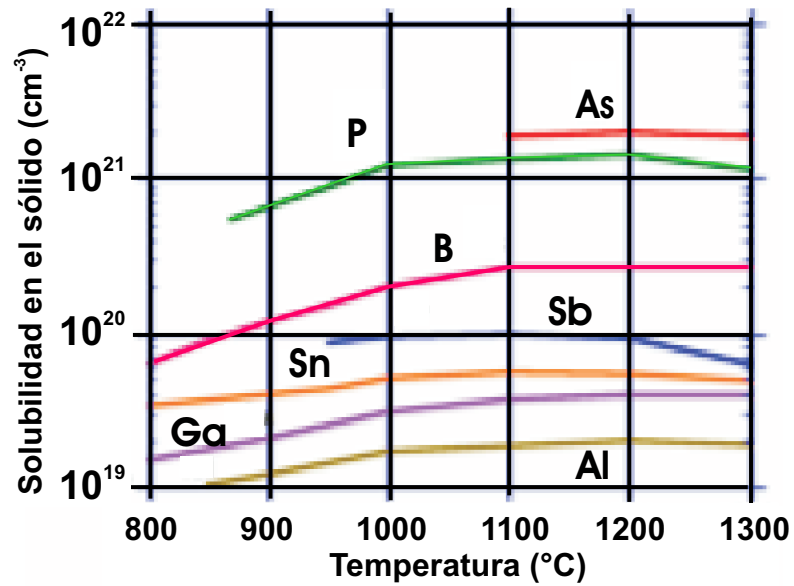


Figura 3.5: Gráfico del límite de solubilidad en el sólido de algunos dopantes del silicio. Tomado de Plummer et al [13].

del boro (i.boron), especificando que las impurezas van del óxido hacia el silicio. Los comandos empleados en la simulación son:

- OXIDE /SILICON: Declara la interfase óxido-silicio. Los comandos de segregación y coeficientes de transporte se especifican para el segundo material.
- SOL.SOLIB: Activa las tablas con los datos de temperatura y concentración límite de solubilidad en el sólido para la impureza definida.
- SS.CLEAR, SS.TEMP y SS.CONC: Son los parámetros para la solubilidad en el sólido. Clear borra todos los datos existentes de solubilidad en el sólido, CONC especifica la concentración del límite de solubilidad en el sólido a la temperatura TEMP.
- SEG.0 y SEG:E: Definen los coeficientes de las concentraciones de segregación en equilibrio, relativos al primer material. Corresponden al pre-exponencial y a la energía de activación, respectivamente.

- DIX.0 y DIX.E: Especifican los coeficientes de difusión de las impurezas, corresponden al pre-exponencial y a la energía de activación, respectivamente.

Los resultados de las simulaciones en el rango de temperaturas de 800°C a 1100°C y tiempos de 5, 10, 20 y 60 segundos se muestran en las figuras 3.6 y 3.7.

Como conclusión:

- Activando las muestras con SOD a temperaturas del orden de 1100°C se obtienen máximos de concentración superficial del orden de 10^{20} cm^{-3} y $x_j \approx 400 \text{ nm}$ si la duración de la activación es de 1 minuto.
- A temperaturas tan bajas como 800°C los resultados de las simulaciones no son buenos, la concentración superficial máxima es menor a 10^{18} cm^{-3} y x_j es menor a 15 nm.

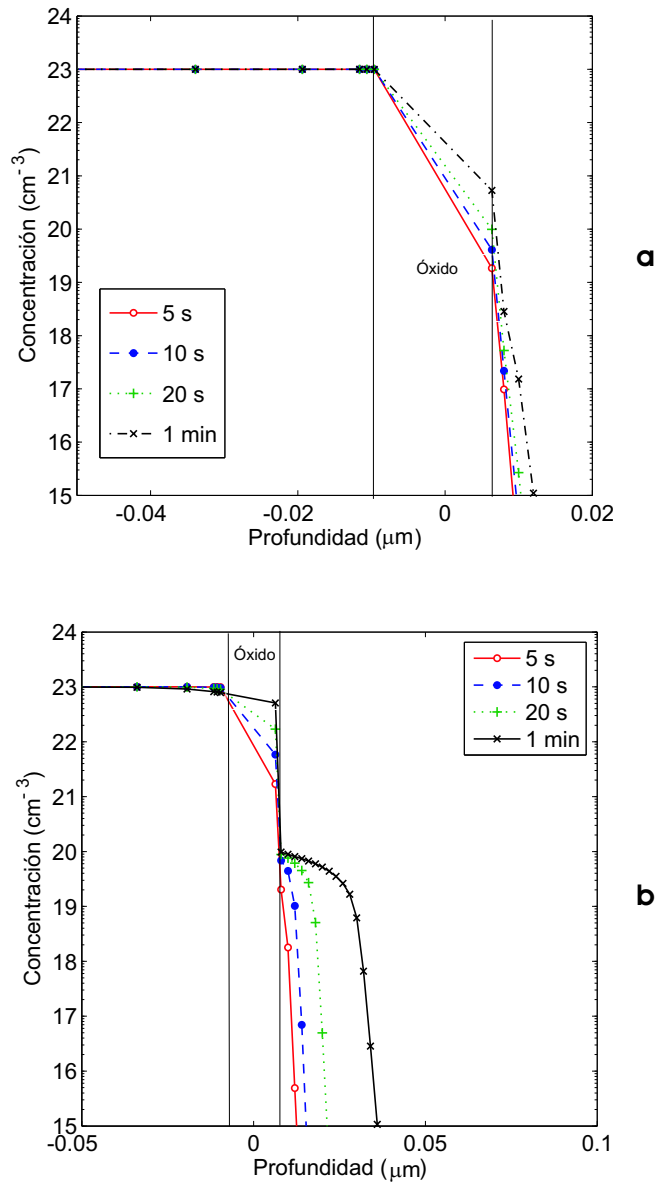


Figura 3.6: Simulación de la difusión de los átomos de boro depositados en la película de SOD. Simulaciones realizadas con tiempos de 5, 10, 20 y 60 segundos, a temperaturas de: a) 800°C y b) 900°C .

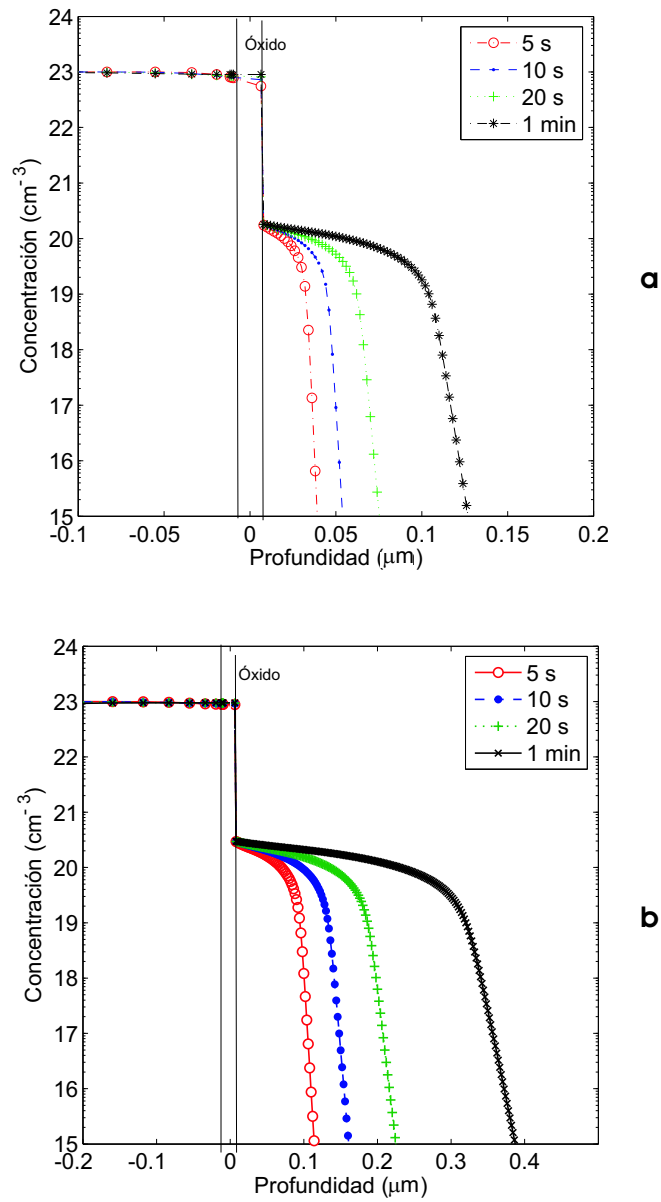


Figura 3.7: Simulación de la difusión de los átomos de boro depositados en la película de SOD. Simulaciones realizadas con tiempos de 5, 10, 20 y 60 segundos, a temperaturas de: a) $1000^{\circ}C$ y b) $1100^{\circ}C$.

REFERENCIAS

- [1] Sánchez L. “Oxidación de silicio en el régimen de óxidos delgados”. Tesis realizada en el INAOE, (2003), pág. 69.
- [2] Wu I-W., Fulks R. T. y Mikkelsen J. C. Jr. “Optimization of BF_2^+ implanted and rapidly annealed junctions in silicon”. *J. Appl. Phys.* 60(70), 1 Octubre (1986).
- [3] Yang S. -H., Snell C. M., Morris S. J., Tian S., Parab K., Obradovich B., Morris M. y Tasch A. F. “A monte Carlo binary collision model for BF_2^+ implants into (100) singly crystal silicon”. *J. Electrochem. Soc.*, Vol. 143, No. 11, Nov. (1996), pág. 3784.
- [4] Prussin S., D. I. Margolese, and R. N. Tauber, *J. Appl. Phys.*, Vol. 57, No. 2, 15 January 1985.
- [5] Plaza J. y Torres A. “ P^+ Shallow Junctions With High Energy And High Concentration Of B Or BF_2^+ Ion Implants” *RMF* (2007).
- [6] Wolf S., Tauber R. N. *Silicon Processing For The VLSI Era: Volumen 1 Process Technology*. 2a ed. Lattice Press. Pag. 380.
- [7] “Special Applications of TRIM”, *SRIM Special - Using TRIM DAT for TRIM Control* (2005).
- [8] Tsvividis Y. “Operation and modeling of the MOS transistor”, 2a ed., N. York, Oxford (2004), pág. 181.
- [9] Sze S. M. “Physics of semiconductor devices”, 3a ed., USA, John Wiley (2006), pág. 29.
- [10] Kaabi L., Gontrand C., Lemiti M., Remaki B., Balland B., Meddeb J. y Marty O. “Investigation of BF_2^+ implants in silicon through SiO_2 films Redistribution of fluorine and boron under rapid thermal annealing”, Elsevier, *NIM B* 120 (1996) 68-73.
- [11] Athena user’s manual: 2D process simulation software. Silvaco International 1998.

- [12] Toan N. N. “Spin On Glass Materials and Applications in Advanced IC Technologies”. Tesis de grado. Universidad de Twente, Hanoi (Vietnam), 1999.
- [13] Plummer J. D., Deal M. D. y Griffin P. B. “Silicon VLSI Technology. Fundamentals, practice and modeling”. Prentice Hall (2000), pág. 376.
- [14] Filmtronics Semiconductor Process Materials. “Spin-On Diffusants”. 2004.

4

X_j PEQUEÑAS A PARTIR DE: IONES DE BF₂⁺ IMPLANTADOS Y DE PELÍCULAS SOD

En el capítulo anterior se mostraron los resultados de las simulaciones de las propuestas para la obtención de las regiones S/D con $x_j < 400$ nm y $R_s < 40$ Ω /cuadro. Estos resultados son tomados como valores de referencia en la materialización de cada una de ellas. Las propuestas se desarrollan partiendo de un sustrato sobre el cual se ha crecido un óxido que posteriormente será el dieléctrico de la compuerta. A continuación se describe el equipo empleado en los procesos.

4.1. Descripción del equipo requerido:

Durante los procesos de implantación, dopado con SOD y activación/difusión, se emplearon los equipos que se describen a continuación:

- **Implantador:** El INAOE cuenta con un implantador MPB 202 de mediana potencia, con capacidad para implantar átomos como el boro, fósforo y otros dopantes. La selección del ión a implantar se hace mediante un electroimán separador de masas y para su aceleración se emplean electrodos aceleradores. El rango de energías de trabajo de este equipo es de 20 a 200 keV y los iones se implantan sobre las muestras con un ángulo de 7°.
- **Spinner:** Este equipo se emplea para el depósito de películas mediante centrifugación, consta esencialmente de una base giratoria de 2" de diámetro sobre la que descansa la

oblea. Este equipo tiene un sistema electrónico de control de la velocidad de giro y del tiempo, en él se seleccionan los valores de estos parámetros. Requiere de un sistema de vacío para fijar las muestras al soporte rotor.

- **Horno RTP:** En los hornos RTP, los substratos de silicio se calientan haciéndoles incidir la radiación generada por lámparas de tungsteno. El AG pulse cuenta con dos bancos de lámparas ubicadas en la parte superior e inferior de la cámara de cuarzo, dentro de la cual se pone la oblea. El control del encendido e intensidad de iluminación de cada banco se puede hacer manual o automáticamente. A la cámara está conectado un sistema que inyecta N_2 (o el gas deseado) a presión atmosférica. El sistema cuenta con un pirómetro con el que se mide la temperatura de la oblea, éste está ubicado por fuera de la cámara, en la parte inferior. La oblea se pone sobre soportes de cuarzo que se fijan a la puerta de la cámara. Así, al cerrar la cámara, la muestra queda dentro de ella, elevada y sin contacto físico. A la puerta de la cámara se fijaron dos electrodos pasantes, en los cuales se conectan los extremos de un termopar tipo J que se emplea para medir la temperatura de la oblea en los procesos de calibración del pirómetro.
- **Hornos convencionales:** Son tubos de cuarzo recubiertos con un material que soporta las resistencias metálicas. Estas resistencias envuelven al tubo y lo calientan por contacto físico. El equipo cuenta con un control de temperatura y un sistema de inyección de gases a presión atmosférica.
- **Equipo de 4 puntas:** Equipo con el que se mide la R_s evaluando la relación entre la caída de potencial y la corriente. Consta de un arreglo de 4 electrodos, con iguales distancias de separación. Los 2 externos se conectan a una fuente de corriente y en los electrodos internos se mide la caída de potencial en la muestra. Mediante el selector se obtienen corrientes de 45 mA, 4,5 mA y 0,45 mA.
- **Perfilador electroquímico:** Equipo de medición de la concentración de átomos activos en substratos semiconductores. El funcionamiento del CVP21 se basa en la formación de un contacto Schottky mediante un electrolito en contacto con la superficie. Las mediciones

se hacen empleando la técnica CV y se graba la superficie del semiconductor polarizando en forma inversa (para regiones tipo p) o iluminando la interfase con luz ultravioleta (regiones tipo n). Este equipo, totalmente automatizado, entrega información de la concentración del portador mayoritario, profundidad grabada y profundidad de la región de carga espacial de cada medición.

4.2. Selección y preparación de los substratos

Las regiones de fuente y drenaje de un transistor MOSFET de canal p se hacen sobre obleas tipo n, de orientación $\langle 100 \rangle$ y dopadas con fósforo con concentraciones de $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, por lo que su resistividad es del orden de 4 a $10 \Omega\text{-cm}$. La preparación incluye el óxido de compuerta fabricado con las condiciones especificadas en [1]. En su trabajo encontrarán todos los detalles, aquí se presentan los más generales:

- **Desengrasado:** Las obleas se ponen durante 10 minutos en un baño de tricloroetileno y durante 10 minutos en acetona, siempre dentro del vibrador.
- **Limpieza de RCAs:** Consisten en “baños” que se hacen durante 15 minutos cada uno, a una temperatura de 85°C y en soluciones de H_2O , NH_4OH y H_2O_2 (RCA-I) y de H_2O , H_2O_2 y HCl (RCA-II).
- **Grabado del óxido nativo:** Se realiza en una solución de H_2O y HF , en proporción de 20:1. Las obleas se sumergen en esta solución hasta que se vuelven completamente hidrofóbicas. Posteriormente se sumergen en el baño de agua desionizada, llamado Super Q, durante 15 minutos. Este paso termina con el secado en la centrífuga.
- **Oxidación térmica:** Después de 2 horas que tarda la limpieza del horno a 1000°C con flujos de oxígeno y tricloroetileno, se suspende el tricloroetileno y se espera hasta que la temperatura del horno llegue a 850°C , se introducen las obleas y se dejan en este ambiente durante 5 minutos, después se habilita de nuevo el paso de tricloroetileno y se continúa hasta completar dos horas de oxidación.

- Aleación post-oxidación: Se sube la temperatura a 1000°C y se suspende el paso de oxígeno y de tricloroetileno. Ahora se deja fluir nitrógeno durante los 30 minutos que tarda este proceso.

Con este método se obtienen óxidos de óptimas características eléctricas, es decir, con bajas densidades de: cargas iónicas móviles, cargas fijas en el óxido y carga atrapada en la interfase. El óxido crecido con estas relaciones de temperatura, tiempo y flujo de gases tiene un espesor aproximado de 16 nm; espesor que se comprueba mediante mediciones de elipsometría.

Ya con el dieléctrico en la superficie, las muestras están listas para el proceso siguiente: la implantación de los iones o el depósito de la película SOD.

4.3. Implantación de iones de BF_2^+ y su activación en un horno convencional

A manera de prueba, para tener datos experimentales de referencia, se implantaron iones de BF_2^+ con energías de 120 keV, en dosis de 1×10^{14} a $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ y su activación se hizo a 1000°C durante 30 y 90 minutos. El rango de las dosis implantadas incluye las dosis propuestas como resultado de las simulaciones y, en cuanto a la energía, se tomó el valor máximo sugerido.

Las mediciones del perfil de concentraciones de dopantes activos y de la resistencia de hoja R_s se hacen con el perfilador electroquímico CVP 21 y con el equipo de 4 puntas respectivamente.

Los perfiles de los iones activos se muestran en las figuras 4.1 y 4.2. Los resultados de las mediciones están en las tablas 4.1 y 4.2.

Los resultados muestran que mediante este método no se cumple con los requerimientos básicos, puesto que no se alcanza el valor de R_s sugerido. Los altos valores de R_s se justifican en la baja activación, pues en el mejor de los casos se tiene solamente un 30 %. Para mejorar el porcentaje de activación se debe dar un tiempo mayor en el horno, pero esto hace que x_j crezca aún más.

En las figuras 4.1 y 4.2 se observa que los máximos de concentración están muy cerca de la superficie, con valores superiores a 10^{19} cm^{-3} cuando la dosis implantada es del orden de

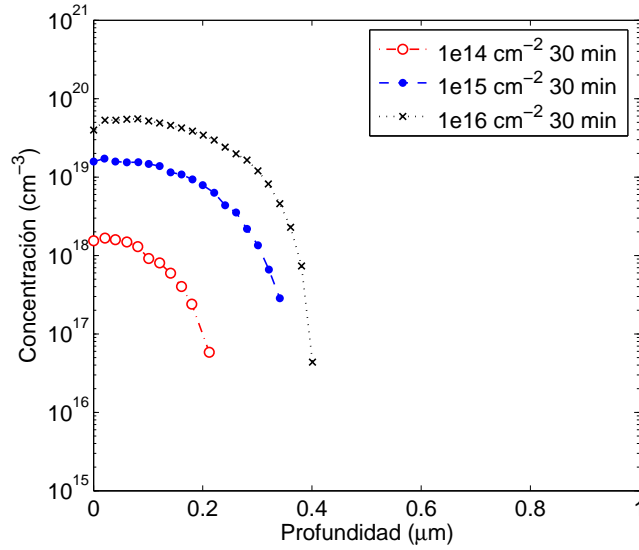


Figura 4.1: Concentración de dopantes activos, resultado de la implantación de iones de BF_2^+ con $E_{ii} = 120 \text{ keV}$ y $Q = 1 \times 10^{14}$ a $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, con activación en un horno convencional durante 30 minutos.

Q (cm^{-2})	C_{max} (cm^{-3})	x_j (nm)	R_s (Ω/cuadro)	D (cm^2/s)	% activado
1×10^{14}	1.7×10^{18}	212	1850	2.4×10^{-14}	18 %
1×10^{15}	1.7×10^{19}	341	249	5.5×10^{-14}	30 %
1×10^{16}	5.5×10^{19}	401	78	3.7×10^{-14}	12 %

Tabla 4.1: Resultados de las activaciones de las muestras implantadas con BF_2^+ en dosis de 1×10^{14} a $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ a 120 keV y activadas en un horno convencional a 1000°C durante 30 minutos.

t (min)	C_{max} (cm^{-3})	x_j (nm)	R_s (Ω/cuadro)	D (cm^2/s)	% activado
30	5.5×10^{19}	401	78	3.7×10^{-14}	12 %
60	5.7×10^{19}	541	69	5.7×10^{-14}	16 %
90	4.5×10^{19}	630	67	4.3×10^{-14}	15 %

Tabla 4.2: Resultados de las activaciones de las muestras implantadas con BF_2^+ en dosis de $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ a 120 keV y activadas en un horno convencional a 1000°C durante tiempos de 30, 60 y 90 minutos.

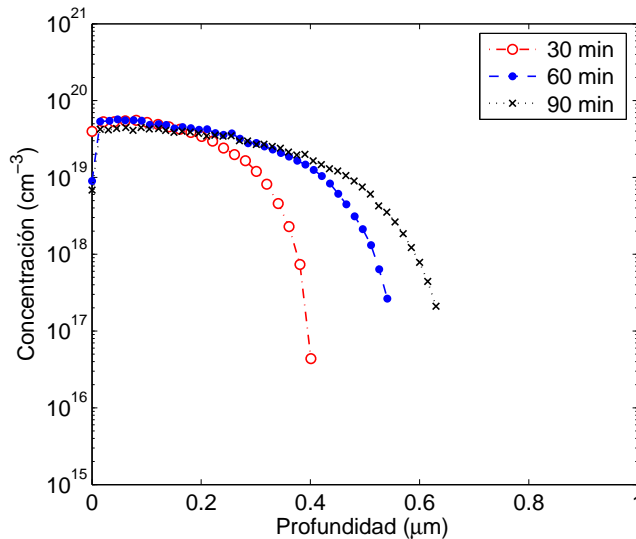


Figura 4.2: Concentración de dopantes activos, resultado de la implantación de iones de BF_2^+ con $E_{ii} = 120 \text{ keV}$ y $Q = 1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, con activación en un horno convencional en tiempos de 30, 60 y 90 minutos..

10^{16} cm^{-2} , pese a que la mejor activación es solo del 16%. Este porcentaje y la evaluación de la relación $x_j R_s$ nos indican que para alcanzar los objetivos propuestos se requiere de dosis de implantación del orden de 10^{16} cm^{-2} .

4.4. Implantación de iones de BF_2^+ y su activación en un horno RTP

4.4.1. Detalles experimentales

La información resultante de las simulaciones junto con los resultados de los experimentos del BF_2^+ activado en un horno convencional, nos da las pautas necesarias para programar los experimentos. Esperamos los mejores resultados con las implantaciones de dosis de 10^{16} cm^{-2} .

Se implantaron en las muestras dosis de 1×10^{14} a $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ con energías de 120 keV. Las activaciones se hicieron a temperaturas que van desde 700°C hasta 1050°C y los tiempos en el RTP fueron desde 20 s hasta 300 s.

4.4.2. Resultados obtenidos con la muestra de $Q= 1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$

Estas muestras requirieron de tiempos grandes en el RTP para lograr una activación apreciable de tal manera que se pudiera medir en el perfilador electroquímico. Los resultados se muestran en la figura 4.3 y en la tabla 4.3. A continuación se detallan los aspectos más significativos de estos resultados:

- Las activaciones hechas a temperaturas del orden de 800°C o menores son muy deficientes debido a que la energía térmica no excede la energía de activación del dopante, esto se manifiesta en su baja difusividad y pobre activación. Como ejemplo, en la figura 4.3 se comparan muestras activadas así: $700^\circ\text{C} - 300 \text{ s}$, $800^\circ\text{C} - 100 \text{ s}$ y $900^\circ\text{C} - 40 \text{ s}$.
- Con base en los resultados registrados en la tabla 4.3 se expresa que se tendrán buenas activaciones con temperaturas del orden de 900°C o superiores, pero, debe tenerse en cuenta que a estas temperaturas x_j crece rápidamente debido a que la difusividad se incrementa en 1 o 2 órdenes de magnitud: $D= 10^{-14} \text{ cm}^2/\text{s}$ a 700°C y $D= 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$ a 900°C .
- Se muestra que aunque a 700°C el coeficiente de difusión tiene su valor experimental más bajo, éste es mayor que el coeficiente de difusión intrínseca a 700°C , en más de 2 órdenes de magnitud (En la figura 2.7 se muestra que $D_i(900^\circ\text{C})= 1 \times 10^{-15} \text{ cm}^2/\text{s}$). El mayor valor en D obtenido a 700°C se justifica en la alta concentración del dopante ($C_{max} \approx 7 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) y la existencia del TED.

Se destaca el hecho de que estos perfiles resultaron abruptos.

4.4.3. Resultados obtenidos con la muestra de $Q= 1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$

A partir de esta dosis, y a temperaturas más altas, se forma en la superficie de la muestra un borosilicato, o vidrio de boro. Para eliminarlo es necesario oxidar el silicio inmediatamente abajo del vidrio y grabarlo con una solución de HF. Este proceso afecta el valor de R_s debido a que junto con el vidrio y el óxido se eliminan átomos dopantes, incrementándose las pérdidas

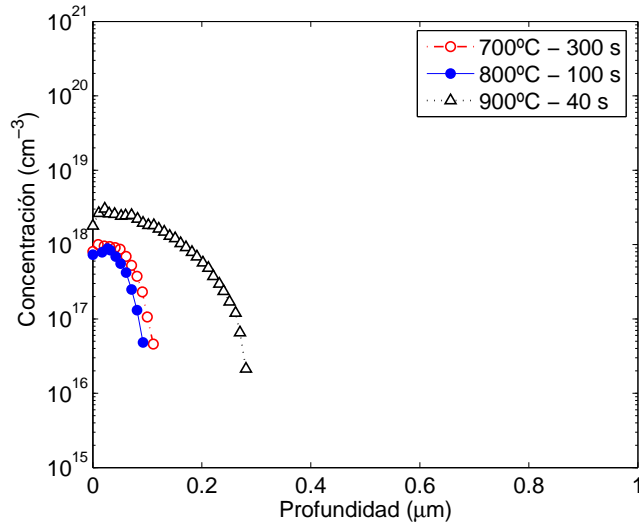


Figura 4.3: Perfiles de concentración de boro activo, obtenidos con la implantación de BF_2^+ en dosis de $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ a 120 keV y activados a 700°C - 300 s, 800°C - 100 s y 900°C. - 40 s.

Parámetros de activación	C_{max} (cm^{-3})	x_j (nm)	R_s (Ω/cuadro)	D (cm^2/s)	% activado
700°C - 300 s	1.0×10^{18}	110	6300	4.4×10^{-14}	6.7 %
800°C - 100 s	8.8×10^{17}	92	6030	5.9×10^{-14}	4.7 %
900°C - 40 s	3.0×10^{18}	280	1020	1.6×10^{-12}	40 %

Tabla 4.3: Resultados de las activaciones de las muestras implantadas con BF_2^+ en dosis de $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ a 120 keV y activados a 700°C - 300 s, 800°C - 100 s y 900°C. - 40 s.

en la dosis implantada. Además, debe considerarse un aumento de x_j debido al proceso de oxidación, éste se hace a 750°C durante 15 minutos en el horno de oxidación húmeda.

El incremento en x_j se valora a partir de los D dados en la tabla 4.2. Reemplazando $D(1000^\circ\text{C})=4 \times 10^{-14} \text{ cm}^2/\text{s}$ y $t=900 \text{ s}$ (15 minutos) en $\Delta x_j = \sqrt{Dt}$, se tiene como resultado un Δx_j de 60 nm. Así, $\Delta x_j(700^\circ\text{C})$ con seguridad es menor a 60 nm.

En la figura 4.4 se muestran los perfiles de las activaciones hechas con tiempos de 20 segundos y los datos se detallan en la tabla 4.4. Los resultados obtenidos son los siguientes:

- A estas temperaturas, de 900°C a 1050°C , se obtienen porcentajes de activación aceptables en tiempos cortos, del orden de 20 segundos.
- Para las temperaturas consideradas se alcanza un mejor porcentaje de activación, hasta un 32 % a la temperatura de 940°C . El menor porcentaje resultante en la muestra activada a 1050°C probablemente se deba a la formación del vidrio de boro.
- Los perfiles de concentración tienen valores máximos menores a $3 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ ubicados aproximadamente a 100 nm de profundidad. Estas dos características hacen que estas condiciones sean poco apropiadas para garantizar bajas resistencias de contacto.
- Igualmente se obtuvieron perfiles con un alto grado de abrupticidad.
- Los valores de x_j son menores que los exigidos en los requerimientos básicos, aunque a 1050°C su valor es muy cercano a los 400 nm.
- En ninguna condición se alcanzó el valor de R_s propuesto, el menor valor, $R_s = 289 \Omega/\text{cuadro}$ logrado a $T = 940^\circ\text{C}$, es un orden de magnitud mayor al requerido. Con esta información se deduce que con esta dosis y energía no se cumplirán simultáneamente los dos requerimientos básicos. Un análisis sencillo de concentración, movilidad, x_j y R_s ($R_s x_j = 1/e\mu_p$), nos muestra que en condiciones de fuente infinita, al reducirse R_s en un orden de magnitud x_j se incrementa en la misma proporción y en este caso, que es una difusión de fuente finita, la situación es menos alentadora.

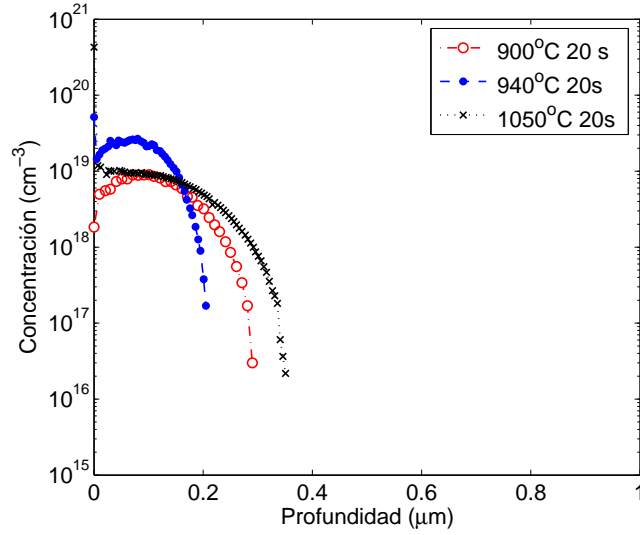


Figura 4.4: Perfiles de concentración de boro activo, obtenidos con la implantación de BF_2^+ en dosis de $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ a 120 keV y activados a 900°C - 20 s, 940 - 20 s y 1050°C - 20 s.

Parámetros de activación	C_{max} (cm^{-3})	x_j (nm)	R_s (Ω/cuadro)	D (cm^2/s)	% activado
900°C - 20 s	9.0×10^{18}	290	415	1.3×10^{-12}	14 %
940°C - 20 s	2.7×10^{19}	205	289	6.4×10^{-13}	32 %
1050°C - 20 s	1.0×10^{19}	351	310	3.7×10^{-12}	20 %

Tabla 4.4: Resultados de las activaciones de las muestras implantadas con BF_2^+ en dosis de $1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ a 120 keV y activados a 900°C - 20 s, 940°C - 20 s y 1050°C - 20 s.

4.4.4. Resultados obtenidos con la muestra de $Q= 1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$

Esta dosis de implantación tiene dos factores que hacen que la difusividad sea grande: la alta concentración del dopante y el efecto del TED. Este último es causado por la gran cantidad de intersticiales que han sido creados con la implantación del BF_2^+ .

Los resultados obtenidos con estas muestras son los siguientes:

- Como se aprecia en la figura 4.5 La concentración máxima de dopantes activos es del orden del límite de solubilidad del boro en el silicio, por lo tanto, es probable que una cantidad apreciable de dopantes estén agrupados conformando los BICs. Un indicio de que los BICs se han disuelto es la disminución en la concentración máxima, como ocurre con el perfil de la activación a 1050°C , cuya C_{max} es menor que la C_{max} del perfil correspondiente a la activación a 940°C .
- Con una mayor dosis de implantación se obtendrán menores R_s al garantizar la completa disolución de los BICs, pero esto hará que x_j exceda el valor máximo estipulado.
- A la temperatura de 1050°C se tiene un buen porcentaje de activación (38 %), por esto, R_s tiene el mejor valor logrado, $29 \Omega/\text{cuadro}$, pero la alta difusión hace que x_j sea mayor a 400 nm (Ver tabla 4.5).
- La muestra activada a 940°C da los resultados esperados, $R_s < 40 \Omega/\text{cuadro}$ y $x_j < 400 \text{ nm}$. Se observa que R_s está en el límite, valor que probablemente se puede mejorar dando unos segundos más en la activación, pues C_{max} es del orden del límite de solubilidad, con probabilidad de que hayan BICs sin disolver. Su disolución mejorará R_s , pero debe cuidarse de que el incremento en x_j esté dentro de lo permitido.
- Como en las dosis de implantación anteriores, los perfiles resultaron abruptos.

4.4.5. Conclusiones

Del proceso de implantación y difusión de las diferentes dosis de iones de BF_2^+ concluimos lo siguiente:

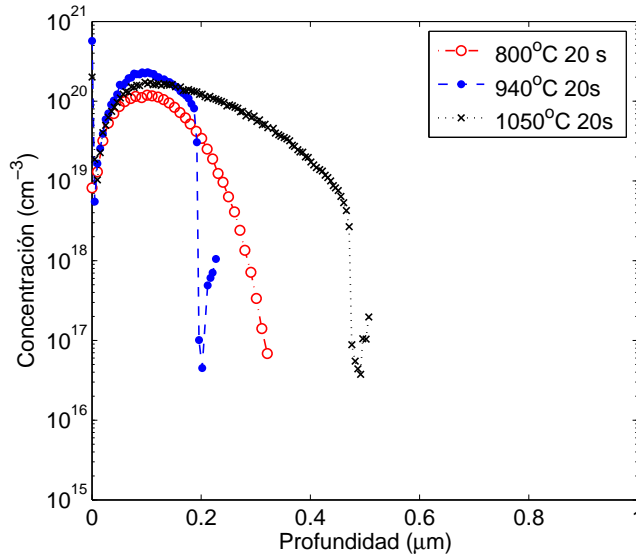


Figura 4.5: Perfiles de concentración de boro activo, obtenidos con la implantación de BF_2^+ en dosis de $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ a 120 keV y activados a 800°C - 20 s, 940°C - 20 s y 1050°C - 20 s.

Parámetros de activación	C_{max} (cm^{-3})	x_j (nm)	R_s (Ω/cuadro)	D (cm^2/s)	% activado
800°C - 20 s	1.2×10^{20}	321	54	9.7×10^{-13}	17 %
940°C - 20 s	2.3×10^{20}	227	40	3.0×10^{-13}	28 %
1050°C - 20 s	1.7×10^{20}	507	29	4.4×10^{-12}	38 %

Tabla 4.5: Resultados de las activaciones de las muestras implantadas con BF_2^+ en dosis de $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ a 120 keV y activados a 800°C - 20 s, 940°C - 20 s y 1050°C - 20 s.

- La temperatura y tiempo sugeridos a partir de las simulaciones hacen ver que los valores del coeficiente de difusión de estos iones, a altas concentraciones, no se ajustan a los resultados obtenidos.
- La abrupticidad de los perfiles muestran que es posible inhibir el TED si se conservan las relaciones de E_{ii} y Q en el límite del TDD, haciendo que el EOR sirva como barrera para la difusión, pues ésta se incrementa tan pronto se re-cristaliza el substrato y se disuelven los daños [2].
- Las condiciones para obtener las s_j que cumplan con los requerimientos básicos, a partir de la implantación de BF_2^+ con activación en un horno RTP, son:

Energía de implantación:	120 keV
Dosis a implantar:	$1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$
Temperatura de activación:	940°C
Tiempo de activación:	20 segundos

Tabla 4.6: Las condiciones para obtener las s_j que cumplan con los requerimientos básicos.

4.5. Depósito de películas SOD y su difusión en un horno RTP

La película de SOD de boro se deposita a partir del SOD ofrecido por el fabricante, diluido hasta en una proporción de 4:1. El depósito se hace a temperatura ambiente, de la siguiente manera:

- Se prepara la solución: 4 partes del solvente (metanol) y una parte del soluto. Esta dilución garantiza una mejor uniformidad en la oblea.
- Se derrama aproximadamente 1 ml de la solución sobre la oblea (de 2") y se hace girar el spinner a 1000 rpm durante 60 segundos.
- Se secan las muestras en un horno a 110°C durante 15 minutos.

Las muestras con la película se someten al tratamiento térmico en el horno RTP. Con base en las simulaciones, se esperan buenos resultados a temperaturas altas, por ejemplo, a 1000°C y con tiempos de difusión entre 20 segundos y 1 minuto. Así, las pruebas preliminares se harán a diferentes temperaturas con tiempos de 20 s.

4.5.1. Difusión del dopante SOD en el horno RTP en tiempos de 20 segundos

Las pruebas preliminares, después de observar que con la dilución y la velocidad del spinner no se obtenían cambios significativos en R_s y x_j , se hicieron a temperaturas de 780 , 860 , 940 y 1050°C , todas con tiempos de 20 segundos. Los perfiles de concentración de los dopantes se muestran en la figura 4.6 y los resultados están en la tabla 4.7. De la evaluación de los perfiles y los resultados, se concluye lo siguiente:

- La difusión es mayor a la esperada. Inicialmente, las muestras son libres de defectos y daños estructurales, por lo tanto no se espera la presencia del TED, sin embargo, se reporta un $D = 7.6 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$ a 1050°C , valor que es mayor a los obtenidos con las muestras implantadas. Este alto coeficiente se debe exclusivamente a la alta concentración superficial, que es mayor a la concentración intrínseca a las temperaturas de trabajo ($n_i(1100^\circ\text{C}) = 1.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$) [3].
- La concentración máxima está en la superficie y su altura está estrechamente relacionada con la temperatura. Se observa que la concentración máxima está restringida al valor del límite de solubilidad del boro en el silicio. Con una concentración máxima uniforme de $1.3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ se obtiene una $R_s < 40 \Omega/\text{cuadro}$ solamente cuando $x_j > 520 \text{ nm}$, es decir, si se difunde a 860°C no se cumplirán los requerimientos básicos, independientemente del tiempo de activación.
- La difusión es fuertemente dependiente de la temperatura, a 1050°C D es tan alto como $7.6 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$. Esta alta difusividad hace que en un tiempo de 20 s x_j crezca más allá del requerimiento básico. Si se quiere $x_j < 400 \text{ nm}$, difundiendo a esta temperatura, debe tenerse un estricto control del tiempo.

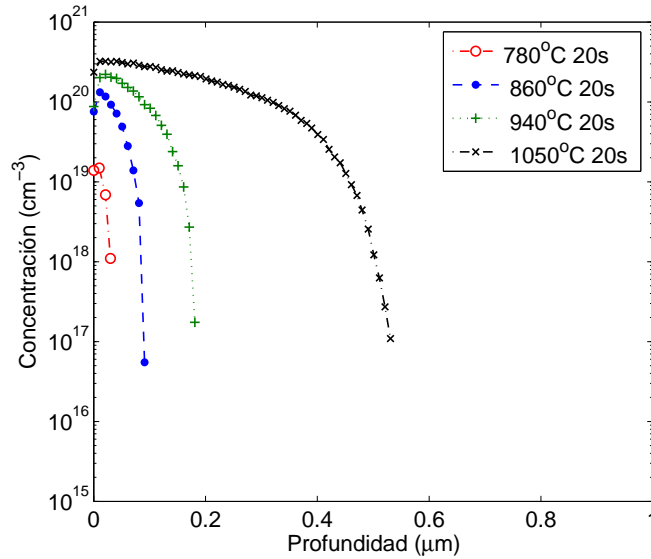


Figura 4.6: Perfiles de concentración de boro activo, obtenidos con la difusión de átomos de boro cuya fuente es una película de SOD. La difusión se hizo en un horno RTP.

T (°C)	C_{max} (cm^{-3})	x_j (nm)	R_s (Ω/cuadro)	D (cm^2/s)
780	1.5×10^{19}	30	3200	3.2×10^{-14}
860	1.3×10^{20}	91	164	1.7×10^{-13}
940	2.2×10^{20}	181	74	8.1×10^{-13}
1050	3.2×10^{20}	531	19	7.6×10^{-12}

Tabla 4.7: Resultados de las difusiones de las muestras con fuente sólida de boro SOD, activadas en un horno RTP.

Los resultados aquí obtenidos muestran que es posible cumplir con los requerimientos básicos si se difunde la película de SOD depositada sobre la oblea bajo las siguientes condiciones:

- La temperatura debe ser mayor a 920°C . A esta temperatura los tiempos serán de 30 a 50 segundos.
- Un proceso a 1050°C garantiza el cumplimiento de la obtención de los requerimientos con el debido cuidado en el control del tiempo, pues éste debe ser tan corto como 5 o 10 segundos.
- Con mayores temperaturas tendremos una mayor concentración del dopante y esto facilita la obtención de $R_s < 40 \Omega/\text{cuadro}$. La dificultad está en el control del tiempo, pues se estiman tiempos del orden de 2 s.

4.5.2. Difusión del dopante SOD a través de óxidos de diferentes espesores

Para evaluar la función del óxido en la difusión del boro, a partir del SOD, se crecieron óxidos de diferentes espesores. Para ello se empleó el método inicialmente propuesto por Sánchez [1]. En este método, para obtener los diferentes espesores del óxido, se modificó el tiempo de oxidación. Después de crecer el óxido se depositó la película de SOD con idénticas especificaciones y la activación se hizo a 1000°C durante 20 s. En la figura 4.7 se muestra la variación de x_j en función del espesor del óxido.

Como resultado se tiene que el óxido actúa como una película enmascarante para la difusión de los iones de boro. Un enmascaramiento completo será función de la temperatura y tiempo del proceso térmico, así como del espesor del óxido. En este caso mostramos que con un óxido de 44 nm de espesor es suficiente para enmascarar la difusión del boro, realizada a 1000°C durante 20 s, a partir de la película de SOD depositada a 1000 rpm y 60 s.

4.5.3. Evaluación de la difusión del boro

El coeficiente de difusión del boro mostró un comportamiento diferente al esperado, según los perfiles de las simulaciones, los coeficientes de difusión debían ser menores. Para evaluarlos se depositó el SOD en muestras sin el óxido y se activó a diferentes temperaturas durante 20 s.

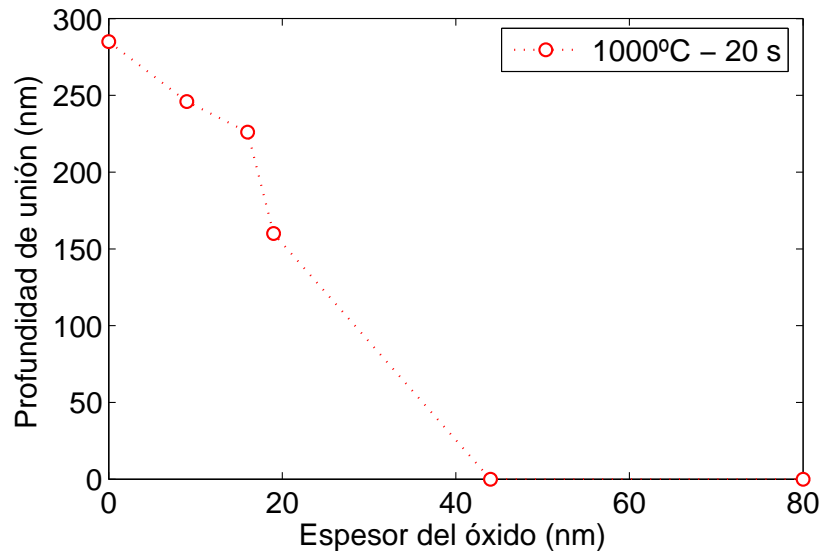


Figura 4.7: Efecto de enmascaramiento de la película de SiO_2 . Se muestra la dependencia de x_j con el espesor del óxido.

Los coeficientes de difusión calculados a partir de los C_{max} y x_j de cada perfil, para diferentes temperaturas, se tabularon en 4.8 y su comportamiento en función de la temperatura se visualiza en la figura 4.8.

En el gráfico de Arrhenius de D vs $1/T$ (figura 4.8) se observa que el coeficiente de difusión es mayor que el coeficiente de difusión intrínseco del boro, en 2 y 3 órdenes de magnitud. Se sabe que las muestras estaban libres de defectos y daños, por lo tanto no debe haber presencia del TED. En las muestras no existen concentraciones significativas de silicios intersticiales, por lo tanto los mecanismos de difusión no son promovidos por ellos.

La difusión está siendo incrementada por la alta concentración del dopante, la cual es del orden del límite de solubilidad del boro en el silicio. La alta concentración se manifiesta en la disminución de la energía de activación E_A , como puede verse en la figura 4.8. Un cálculo de la pendiente nos dice que E_A a temperaturas bajas toma valores tan bajos como 1.2 eV y se incrementa con la temperatura. Este comportamiento se explica considerando que a bajas temperaturas la concentración superficial excede en una magnitud mayor al límite de solubilidad y disminuye conforme T se incrementa. En todos los perfiles se observó un codo cuando la concentración es del orden de 10^{19} , esto da a entender que a concentraciones del dopante superiores

T (°C)	$10^4/T$ (K^{-1})	D (cm^2/s)
760	9.68	3.29×10^{-14}
835	9.03	6.28×10^{-14}
930	8.31	1.64×10^{-13}
980	7.98	3.57×10^{-13}
1010	7.79	4.50×10^{-13}
1045	7.59	1.12×10^{-12}
1090	7.34	4.99×10^{-12}
1120	7.18	6.23×10^{-12}

Tabla 4.8: Coeficientes de difusión del boro en Si dopando a partir de películas SOD

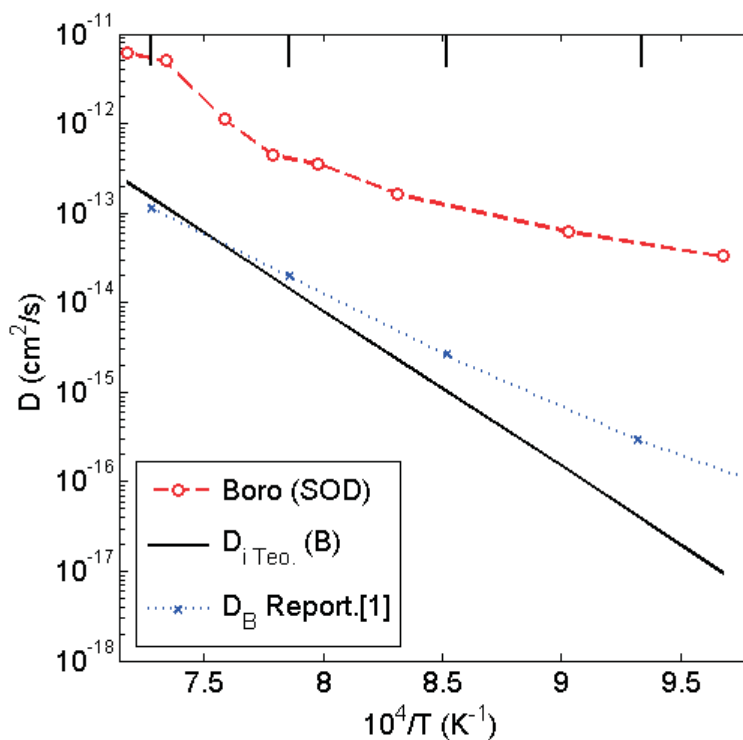


Figura 4.8: Gráfica de Arrhenius del coeficiente de difusión del boro, a altas concentraciones, como función de $1/T$. La línea continua representa el coeficiente de difusión intrínseco del boro en el silicio (D_i) y con el trazo punteado el ajuste a los datos experimentales obtenidos por [4].

a este valor la difusión es alta y el mecanismo de difusión cambia cuando la concentración es menor a este valor.

Este comportamiento se explica físicamente, considerando que las concentraciones son superiores a $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, en la red cristalina se tiene más de un átomo dopante por cada 1000 átomos de silicio, afectando la periodicidad de la red y las energías de interacción.

Las simulaciones que mejor se ajustaron a los datos experimentales fueron hechas en un programa basado en la solución numérica de la ecuación de la segunda ley de Fick, en la que se considera a E_A como función de $C/1 \times 10^{19}$. La solución es de la forma descrita por 4.1, en la cual D_0 y D_1 son parámetros ajustables y E_A es función de la concentración. E_A cambia según la relación 4.2.

$$D = \left[D_0 + D_1 \left(\frac{C}{n_i} \right) \right] \exp \left(\frac{-E_A}{k_B T} \right) \quad (4.1)$$

$$E_A = 3,46 - fac \sqrt{\frac{C}{1 \times 10^{19}}} \quad (4.2)$$

En 4.2 fac es un factor que depende de la temperatura y su comportamiento está descrito por la ecuación 4.3. Para obtener esta ecuación, se ajustó el modelo a cada uno de los perfiles experimentales, resultando en cada caso un valor para fac , y a partir de un gráfico de fac vs T se modeló el comportamiento de $fac(T)$.

$$fac = \frac{T - 840 + \sqrt{(T - 840)^2 + 4900}}{1300} \quad (4.3)$$

En la figura 4.9 se muestra la simulación de la difusión del SOD a 1050°C , efectuada durante 20 s. Para lograr un óptimo ajuste de la simulación, los parámetros tomaron los valores mostrados en la tabla 4.9.

A partir de estos resultados, se concluye que los mecanismos de difusión del boro en el silicio son modulados por la concentración, cuando esta es del orden del límite de solubilidad en el sólido. A medida que la concentración se incrementa, la energía de activación disminuye haciendo que la difusividad sea mayor.

D_o :	$32 \text{ cm}^2/\text{s}$
D_1 :	$0.01 \text{ cm}^2/\text{s}$
ΔX (paso):	$2 \times 10^{-6} \text{ cm}$
C_s :	$3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$

Tabla 4.9: Valores requeridos por el programa de métodos numéricos para obtener los mejores ajustes al perfil experimental.

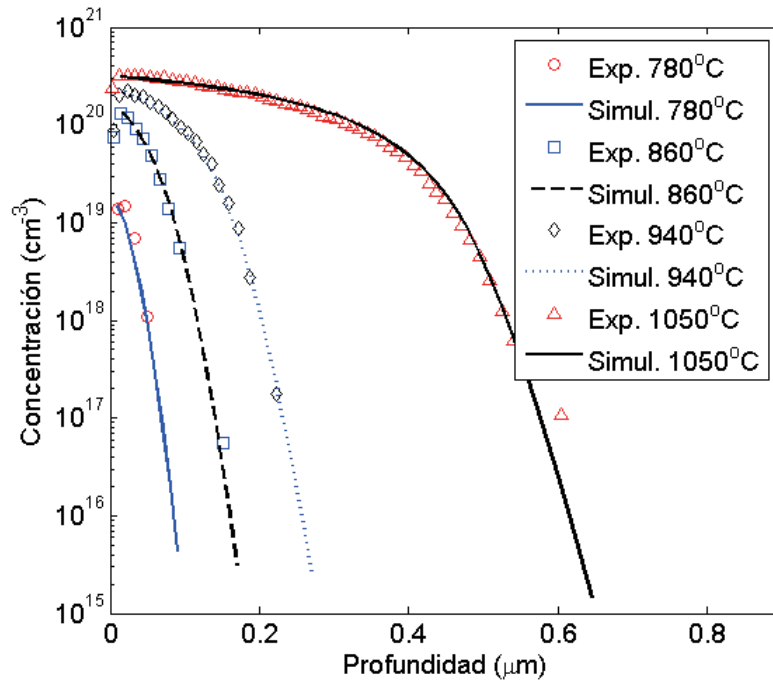


Figura 4.9: Ajustes a las difusiones del boro SOD realizadas en un RTP a 780, 840, 960 y 1050°C durante 20 s.

REFERENCIAS

- [1] Sánchez L. “Oxidación de silicio en el régimen de óxidos delgados”. Tesis realizada en el INAOE, (2003).
- [2] Plaza J. Torres A. “P+ shallow junctions with high energy and high concentration of B or BF₂ ion implants”. RMF (2007).
- [3] Plaza J., Torres A., Malik O. y Torres N. “Very shallow boron junctions in Si by implantation and SOD diffusion obtained by RTP”. *Microelectronics Journal*, 2007.
- [4] Suzuki K. “Model for Transient Enhanced Diffusion of ion-implanted Boron, Arsenic, and Phosphorous over wide range of process conditions”. *Fujitsu Sci. Tech. J.*, 39, 1, pág 138-149 (2003).

5

CONCLUSIONES

Los objetivos planteados en la realización de este trabajo han sido cumplidos. Para esto se propusieron y se demostraron dos métodos que resultan con las características deseadas para la fabricación de uniones poco profundas (s_j) y su aplicación en la fabricación de transistores pMOS de dimensiones submicrométricas.

- Método 1: Se ha demostrado un proceso de implantación de iones que usa el EOR como una barrera que inhibe la difusión anómala del B en Si, sin necesidad de pre-amorfar la superficie del silicio para este propósito. Lo que resulta en un proceso de control de la profundidad de unión más económico, repetible y confiable.
- Método 2: Se ha demostrado un proceso de difusión selectivo con C_s del orden de 10^{20} cm^{-3} , que permite controlar profundidades de unión en el rango 20 - 500 nm usando SOD como fuente y hornos RTP para efectuar el proceso difusivo. Esta propuesta resulta ser un método de fácil implementación, repetible y económico, adecuado para la obtención de regiones de fuente y drenaje de los transistores pMOS en tecnologías submicrométricas.

De manera particular para un proceso de fabricación de CIs con una dimensión mínima de $0.8 \mu\text{m}$ se puede concluir lo siguiente:

- La implantación de BF_2^+ en dosis de $1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ y $E_{ii} = 120 \text{ keV}$ resulta en s_j que cumplen con los requisitos de resistividad y profundidad de unión ($R_s < 40 \Omega/\text{cuadro}$, $x_j < 400 \text{ nm}$) cuando son activadas mediante proceso RTP a 940°C por 20 segundos.

- Los perfiles implantados con BF_2^+ tienen el pico de concentración en R_p , siempre dentro del volumen del Si. El resultado observado es consistente con la observación de que el EOR actúa como una barrera que atenúa la difusión. En este método de dopado resulta una C_s del orden de 10^{18} cm^{-3} , lo que puede impactar en la resistencia de contacto.
- La difusión aumenta fuertemente cuando se han disuelto los daños y cuando se ha recristalizado la región implantada del Si.
- Usando SOD en solución diluida 4:1 en volumen, depositada mediante centrifugación a 1000 rpm durante 60 segundos, y difundiendo a una temperatura de 1050°C , se logran s_j con concentraciones superficiales del orden de 10^{20} cm^{-3} , con lo que se obtienen s_j con las condiciones requeridas para este proceso. El perfil de impurezas es abrupto y resulta, en principio, en una baja resistencia de contacto.
- Para este proceso se demuestra que usando espesores de $\text{SiO}_2 \geq 44 \text{ nm}$ se inhibe el proceso de difusión, por lo que este valor determina el ancho del espaciador que permitirá el auto-alineado de estas difusiones con la compuerta del pMOS.
- Con este método, debido a que se obtiene perfiles casi rectangulares y se asegura un dopado completo de esta región, se puede definir un espesor del polisilicio de compuerta de $0.4 \mu\text{m}$.

De manera general, respecto al proceso de difusión usando SOD como fuente y RTP para efectuar el proceso de difusión, se concluye lo siguiente:

- La alta concentración de impurezas en el SOD hace que el coeficiente de difusión aumente hasta valores de $7.6 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$, a $T = 1050^\circ\text{C}$. Esto que parece ser un problema, resulta en que este efecto de alta concentración hace que los perfiles de difusión obtenidos sean abruptos con la consecuente disminución de la resistencia de las regiones de fuente y drenaje.
- Mediante el análisis de los resultados aquí presentados, se ha encontrado la dependencia de la energía de activación en función de la concentración de B, resultando ser la

siguiente:

$$E_A = 3,46 - fac \sqrt{\frac{C}{1x10^{19}}} \quad (5.1)$$

- Con la dependencia anterior fue posible reproducir, mediante simulación numérica, los perfiles de difusión de boro aquí obtenidos.

5.1. Trabajo Futuro

- En virtud de que se ha trabajado solamente en la obtención de las características principales de las regiones p^+ de un pMOS, hace falta verificar que el proceso de difusión lateral (bajo la compuerta del pMOS) conserva la característica de ser 0.8 de x_j . Esta característica se debe verificar en un proceso de fabricación de transistores.
- Verificar las resistencias de contacto cuando se utilicen diferentes metales o siliciuros en estas regiones.
- Se propone usar SOD para la obtención de las regiones n^+ de los dispositivos nMOS, por ejemplo SOD de As, para contar con un método sencillo, económico y confiable de fabricación de las regiones p^+ , como el que se ha demostrado.

6

ANEXOS

A continuación se describen los pasos a seguir cuando se va a activar/difundir una muestra en el horno RTP.

6.1. Procedimiento de uso del horno RTP AG610

Los procesos realizados en el AG610 se componen de 3 subprocesos básicos: preparación del equipo, proceso térmico y enfriamiento.

6.1.1. Preparación del equipo:

1. Poner en funcionamiento el sistema de enfriamiento del agua que refrigera las paredes del horno una hora antes de iniciar el proceso térmico. El rango óptimo de temperaturas del agua es de 10°C a 18°C.
2. Poner la muestra sobre el soporte y después de cerrar la puerta de la cámara se abre la válvula del nitrógeno y se regula el flujo a 2 ccpm (escala en 2).
3. Verificar que la lectura del manómetro del sistema de aire comprimido sea de 40 psi.
4. Encender el sistema de extracción de gases.
5. Garantizar que se cuenta con dos cronómetros.

6. Definir el tiempo a emplear en la rampa (t_s) y el del proceso a temperatura constante (t_p).
7. De la gráfica de I_{lamp} vs. T obtener el valor de la corriente para la temperatura t_p del proceso.

6.1.2. Proceso térmico:

1. Encender la computadora y ejecutar el programa del RTP. En el programa se selecciona una receta y en el menú principal se pulsa la letra E (de “execute”).
2. Encender el sistema de circulación del agua refrigerada. La llave de paso que permite el flujo del agua a través del RTP debe estar abierta y la llave de paso de retorno al sistema de refrigeración debe estar cerrada.
3. Abrir la válvula del aire comprimido.
4. Cerrar el interruptor de 220 V.
5. Antes de encender el RTP verificar que los interruptores están en la siguiente secuencia: OFF PYRO AUTO.
6. Encender el RTP.
7. Pasar el interruptor de AUTO a MANUAL y simultáneamente iniciar el cronómetro 1 (medición de t_s).
8. Empezar inmediatamente a subir la corriente, subiendo el potenciómetro. Tan pronto se alcance la temperatura deseada (I seleccionada) se deja fijo el potenciómetro y se inicia el cronómetro 2.
9. Cuando la lectura del cronómetro 2 sea igual al valor de t_p se regresa el interruptor de MANUAL a AUTO y se apaga el RTP.
10. Obtener el valor de t_s calculando la diferencia entre las lecturas de los cronómetros 1 y 2.
11. Detener el cronómetro 1.

6.1.3. Enfriamiento:

1. Esperar un tiempo de 5 minutos. Este tiempo se mide con el cronómetro 2.
2. Cumplido el tiempo, se cierran la válvula del aire comprimido y la válvula del control de flujo.
3. Se abre la puerta de la cámara y se saca la muestra.
4. Se cierra la cámara y se deja un flujo de gas de 0.5 a 1 ccpm.
5. Esperar aproximadamente 5 minutos para continuar con la siguiente activación/difusión.
6. En caso de que no requiera de más activaciones/difusiones se procede a apagar completamente el equipo.