

**UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID**

**FACULTAD DE CC. FÍSICAS**  
**Departamento de Física Aplicada III**



**REALIZACIÓN DE TRANSISTORES MISFET SOBRE  
SEMICONDUCTORES COMPUESTOS DEL GRUPO III-V**

**MEMORIA PRESENTADA PARA OPTAR AL GRADO DE  
DOCTOR POR Estefanía Redondo Romero**

Bajo la dirección del Doctor:  
Germán González Díaz

**Madrid, 2001**

**ISBN: 84-669-1756-X**

DEPARTAMENTO DE FÍSICA APLICADA III  
FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS  
UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID



# **REALIZACIÓN DE TRANSISTORES MISFET SOBRE SEMICONDUCTORES COMPUESTOS DEL GRUPO III-V**

Memoria que presenta

**Estefanía Redondo Romero**

para optar al grado de

**DOCTOR EN CIENCIAS FÍSICAS**

Director: D. Germán González Díaz



Ciencias Físicas

Madrid, 2001

*A mis padres, Isabel y Juan  
Manuel.*

*A mis hermanos, Gemma y Juancho.*

*A Víctor.*



## *Agradecimientos*

*Me gustaría expresar mi agradecimiento a todas aquellas personas que han contribuido a que se realizara este trabajo.*

*En primer lugar, a mi director, Dr. Germán González Díaz, por ofrecerme la oportunidad de hacer esta tesis, darme total libertad a la hora de enfocarla y por su disponibilidad para formularle cualquier duda.*

*Al Dr. Ignacio Mártil de la Plaza, por su apoyo, sus ideas, comentarios y críticas; y las innumerables sugerencias que han hecho posible esta memoria.*

*A los Drs. Helena Castán y Salvador Dueñas, de la ETSI de Telecomunicaciones de Valladolid, por su disposición y entusiasmo para realizar las medidas de DLTS y transitorios de conductancia presentados en este trabajo; así como la discusión de resultados de ellos obtenidos. Quisiera agradecer también la ayuda de la Dra. Rosa Peláez, dispuesta siempre a caracterizar todas las muestras que le he enviado.*

*Al Dr. Enrique Iborra, de la ETSI de Telecomunicaciones de la UPM, por sus sugerencias para realizar los transistores de efecto de campo, y estar siempre dispuesto a permitirme utilizar el sistema RIE, clave para la fabricación de estos dispositivos.*

*A la Dra. Mercedes Fernández del Instituto de Ciencia de Materiales del C.S.I.C de Madrid, por las caracterizaciones en composición de las láminas mediante espectroscopía Auger, mostradas en este trabajo.*

*Al Dr. José Antonio Garrido, por su ayuda en la realización de las primeras medidas de los transistores. En general, a todos los miembros del departamento de Ingeniería Electrónica de la ETSI de Telecomunicaciones (UPM), que han prestado apoyo científico y técnico para la realización de esta tesis.*

*A la Dra. M<sup>a</sup> Luisa Lucía Mulas, por disponer siempre de un ratito para hablar conmigo, cualquiera que fuese el tema, y por su apoyo en estos años.*

*A la Dra. M<sup>a</sup> Ángeles Navacerrada, por su ayuda en muchos aspectos personales y de trabajo, y especialmente por su amistad, mostrada tantas veces a lo largo de estos últimos años.*

*A Rosa Cimas, por la ayuda en la preparación de muchas muestras de esta memoria como técnico del CAI, y por su amistad.*

*A Pablo y Fernando, técnicos del CAI y del departamento respectivamente, por estar detrás del arreglo de cada equipo de trabajo, y siempre dispuestos a atender mis inagotables peticiones.*

*Al resto de mis compañeros de laboratorio: Álvaro, Enrique, Nieves, M. Ángel y Félix, por compartir los buenos momentos, y los no tan buenos, de estos años.*

*A Ana Mercedes, Almudena y Jorge, por atreveros a preguntarme por mi tesis a sabiendas de los discursos que os esperaban. Por seguir abí, a pesar de lo poco que nos hemos visto estos años.*

*Un agradecimiento muy especial a mi familia. A mis padres, porque los estudios de sus hijos han sido su fuente de satisfacción y sacrificios. Por animarme tantas veces a continuar y haberme apoyado siempre. A mis hermanos, por aguantarme día a día; Gemma, gracias por ayudarme a corregir la memoria. A vosotros os ha tocado lo más duro, mis cambios de humor, mis malas caras y mi cansancio. No hubiera sido capaz de llegar hasta aquí sin teneros a mi lado.*

*A Víctor, por su infinita paciencia conmigo. Por ser capaz de escuchar mis rollos durante estos años y haber conseguido saber un poquito de transistores. Por estar siempre a mi lado, gracias.*

Fanny

*Parece que he sido como un niño que jugara en la playa,  
y que me divertiera cuando hallaba alguna piedrecita  
pulida o una concha más bonita que las comunes,  
mientras que el gran océano de la verdad  
permanecía ante mí totalmente desconocido*

## **I. Newton**

# ÍNDICE

## CAPÍTULO 1

### Introducción.

1.1. Introducción.....	1
1.2. Propiedades físicas del InP .....	3
1.2.1. Estructura cristalina y constante de red .....	3
1.2.2. Estructura superficial.....	4
1.2.3. Estructura de bandas .....	5
1.2.4. Propiedades térmicas.....	6
1.2.5. Propiedades eléctricas.....	7
1.3. SiN <sub>x</sub> :H: propiedades físicas y estructura.....	9
1.4. SiO <sub>x</sub> N <sub>y</sub> :H: propiedades físicas y estructura .....	11
1.5. Estructuras MIS sobre InP .....	12
Tratamiento de la superficie del semiconductor .....	13
Mejora del aislante.....	15
1.6. Objetivos de esta tesis .....	16
1.7. Referencias .....	18

## CAPÍTULO 2

### Técnicas experimentales de depósito y fabricación de estructuras MIS.

2.1. Introducción.....	23
2.2. Principios de operación de un plasma ECR .....	24
2.3. Sistema ECR-CVD utilizado y condiciones de depósito.....	27
2.4. Sistema RTA.....	30
2.4.1. Introducción .....	30
2.4.2. Sistema utilizado .....	31
2.5. Contactos Óhmicos .....	35
2.5.1. Materiales y procesos de aleado.....	35
2.5.2. Materiales y sistema utilizados .....	37
2.6. Fabricación de estructuras MIS .....	37
Substratos.....	38
Limpiezas químicas.....	38
Metalización y Aleado .....	39
2.7. Referencias .....	40

## CAPÍTULO 3

### Técnicas experimentales de caracterización de estructuras MIS.

3.1. Introducción.....	43
3.2. Espectroscopía de electrones Auger (AES).....	45
3.2.1. La técnica .....	45
3.2.2. Sistema experimental empleado.....	46
3.3. Caracterización CV de las estructuras MIS.....	47



3.3.1. Teoría.....	48
3.3.2. Sistema utilizado .....	59
3.3.3. Método de medida .....	61
3.4. Caracterización IV de las estructuras MIS.....	65
3.4.1. Teoría.....	65
Óhmico .....	66
Poole-Frenkel.....	67
Schottky.....	68
Emisión de campo o efecto Folwer-Nordheim.....	69
3.4.2. Sistema utilizado. ....	71
3.5. Espectroscopía de transitorios de niveles profundos (DLTS).....	73
3.5.1. Teoría.....	73
3.5.2. Sistema utilizado .....	76
3.6. Transitorios de conductancia.....	77
3.6.1. Teoría.....	77
3.6.2. Sistema utilizado .....	79
3.7. Referencias .....	81

## CAPÍTULO 4

### Influencia de la composición, del espesor del aislante y de los tratamientos térmicos, sobre las propiedades de las estructuras MIS SiN<sub>x</sub>:H/InP.

4.1. Introducción.....	85
4.2. Influencia de la composición de las láminas SiN <sub>x</sub> :H.....	87
4.2.1. Caracterización C-V .....	89
Estudio de las curvas C-V.....	89
Estudio de la densidad de estados en la intercara .....	95
4.2.2. Caracterización I-V .....	100
4.2.3. Caracterización por DLTS y espectroscopía de conductancias.....	108
4.3. Influencia del espesor de las láminas de SiN <sub>x</sub> :H.....	113
4.3.1. Caracterización C-V .....	113
Estudio de las curvas C-V.....	113
Estudio de la densidad de estados interfaciales.....	116
4.3.2. Caracterización I-V .....	117
4.4. Influencia de los procesos de recocido térmico rápido (RTA) .....	119
4.4.1. Caracterización C-V .....	120
Estudio de las curvas C-V.....	120
Estudio de la densidad de estados en la intercara .....	122
4.4.2. Caracterización I-V .....	126
4.4.3. Caracterización por DLTS y espectroscopía de conductancias.....	130
4.5. Referencias .....	135

## CAPÍTULO 5

### Estudio del efecto de la limpieza del sustrato previa al depósito del aislante: Limpieza por plasma.

5.1. Introducción.....	141
5.2. Procesos de limpieza analizados.....	143
5.2.1. Limpieza química.....	143
5.2.2. Plasma de N <sub>2</sub> previo al depósito.....	145
5.2.3. Plasma de O <sub>2</sub> previo al depósito.....	147
5.3. Influencia de las variables del plasma de limpieza de N <sub>2</sub> .....	149
5.3.1. Caracterización C-V e I-V.....	149
5.3.2. Caracterización por DLTS.....	157
5.4. Referencias.....	161

## CAPÍTULO 6

### Estudio de estructuras MIS con aislantes compuestos de doble y triple capa.

6.1. Introducción.....	163
6.2. Estructuras MIS con aislante compuesto por dos capas de distinta composición de nitruros (bicapas).....	164
6.2.1. Influencia de la composición de los integrantes de la bicapa.....	166
6.2.1.1- Caracterización CV.....	167
6.2.1.2- Caracterización IV.....	169
6.2.2. Influencia del espesor de la bicapa.....	171
6.2.2.1- Caracterización CV.....	171
6.2.2.2- Caracterización IV.....	173
6.2.3. Influencia del proceso de recocido sobre de las estructuras SiN <sub>x1</sub> :H/SiN <sub>x2</sub> :H/InP.....	174
6.2.3.1- Caracterización CV.....	174
6.2.3.2- Caracterización IV.....	178
6.2.3.3- Caracterización DLTS.....	180
6.3. Estructuras MIS con aislante compuesto SiN <sub>x</sub> O <sub>y</sub> :H/SiN <sub>x</sub> :H/InP (bicapas) o SiN <sub>x</sub> :H/SiN <sub>x</sub> O <sub>y</sub> :H/ SiN <sub>x</sub> :H/InP (tricapas).....	183
6.3.1. Influencia de la composición de las capas de la bicapa o tricapa.....	186
6.3.1.1- Bicapas oxinitruro/nitruro.....	186
6.3.1.2- Tricapas nitruro/oxinitruro/nitruro.....	191
6.3.2. Influencia del proceso de recocido.....	194
6.3.2.1- Caracterización CV.....	194
6.3.2.2- Caracterización IV.....	197
6.4. Referencias.....	198

## CAPÍTULO 7

### Fabricación y caracterización de transistores de efecto campo MISFET.

7.1. Introducción. MISFET: Características generales y aplicaciones.....	201
7.2. Caracterización en continua de los transistores de efecto campo MISFET.....	204
7.2.1. Teoría.....	204
7.2.1.1. Análisis de parámetros.....	207
Tensión Umbral, V <sub>th</sub> .....	207

Conductancia ( $g_D$ ) y transconductancia ( $g_m$ ) .....	209
Movilidad en un MISFET .....	210
7.2.2. Sistema experimental de medida .....	212
7.3. Técnicas experimentales de fabricación de estructuras MISFET .....	214
Substratos.....	214
Litografía.....	214
Procesos de comido seco. RIE .....	215
Metalización .....	215
Pasos de la fabricación .....	215
7.4. Referencias. ....	215

## CAPÍTULO 8

### Resultados de transistores de efecto de campo MISFET

8.1. Introducción .....	229
8.2. Resultados de MISFET con contactos difundidos .....	231
8.3. Resultados de MISFET con contactos implantados.....	236
8.3.1. Resultados en función de la composición del aislante .....	237
Efectos del atrapamiento de carga .....	243
8.3.2. Resultados con diversos procesos de optimización del aislante de puerta.	
.....	246
Procesos de RTA .....	246
Limpieza con plasma .....	247
Aislantes de bicapa.....	248
8.4. Referencias .....	251

CONCLUSIONES Y FUTUROS TRABAJOS.....	255
--------------------------------------	-----

# Capítulo 1

---

## Introducción

### 1.1. Introducción

Los circuitos integrados (IC) que se basan en transistores MOSFET (*metal-oxide-semiconductor-field-effect-transistor*) han pasado a ser la tecnología dominante de la industria de los semiconductores. En la actualidad, hay infinidad de tipos de circuitos con transistor MOS en producción, que van desde puertas lógicas más bien simples, utilizadas en el procesamiento de señales digitales, hasta diseños adaptados a funciones tanto de lógica como de memoria en el mismo dispositivo.

El sistema aislante/semiconductor utilizado comercialmente, casi en exclusiva, por la industria en la actualidad, es el formado por  $\text{SiO}_2/\text{Si}$ . Este óxido, crecido térmicamente, presenta la mejor calidad dieléctrica, no comparable aún a ningún otro aislante<sup>[1]</sup>. No obstante, las demandas de los circuitos integrados requieren transistores MOSFET de dimensiones cada vez menores, llegándose actualmente a valores de tamaño de puerta inferiores a  $0.15\mu\text{m}$ <sup>[2]</sup>. La reducción del tamaño de puerta lleva consigo un “escalado” general que afecta a otros parámetros del transistor, como son el espesor de aislante o la profundidad de las implantaciones de drenador y fuente. El parámetro crítico en este momento es el espesor de aislante, que para el tamaño de puerta mencionado ronda los 3-5nm. Mayores reducciones del espesor de aislante producen grandes aumentos en las corrientes de fuga por túnel a través de la puerta del transistor. Este hecho hace

necesaria la búsqueda de otros materiales aislantes de mayor permitividad (que permitan aumentar el espesor del aislante sin aumentar la capacidad) o de mayores valores de campo de ruptura. Entre los aislantes más atractivos para sustituir al  $\text{SiO}_2$  que se han propuesto están el  $\text{SiN}_x\text{:H}$  y el  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$ , cuyas características se describirán más adelante en este Capítulo.

Por otro lado, la demanda del mercado precisa de dispositivos cada vez más rápidos. Este requerimiento ha hecho que en los últimos 20 años se haya centrado la investigación en materiales semiconductores III-V como alternativa al Si. La principal ventaja de estos materiales para aplicaciones de microelectrónica es su elevada movilidad electrónica. Entre estos materiales se encuentra el InP, apreciado por su alta movilidad ( $\sim 3500\text{cm}^2/\text{Vs}$ ) y por poseer una mayor capacidad para disipar potencia que otros semiconductores III-V, propiedad esta de especial interés si se tiene en cuenta la gran densidad de integración que se está alcanzando actualmente en los IC.

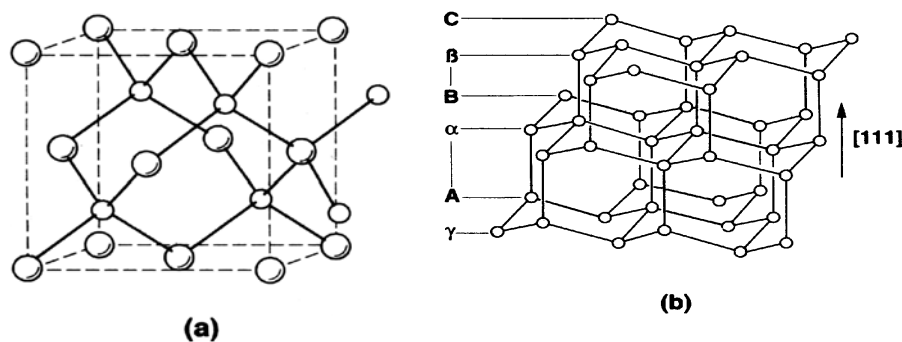
El sistema formado por  $\text{SiN}_x\text{:H}/\text{InP}$  es la principal estructura de puerta de los transistores MISFET que estudiaremos a lo largo de esta memoria. Este sistema presenta una desventaja muy importante, y es la alta densidad de estados presentes en la intercara aislante-semiconductor. Estos estados influyen en las propiedades eléctricas y en la estabilidad del transistor, puesto que atrapan a los electrones del canal inducidos en la superficie del semiconductor, lo que hace disminuir la corriente de drenador. A lo largo de toda esta tesis se proponen distintos métodos para reducir esa densidad como son, entre otros: variar la composición de las películas aislantes depositadas por plasma ECR-CVD, usar dobles películas de aislante, someter al sistema  $\text{SiN}_x\text{:H}/\text{InP}$  a procesos de recocido térmico rápido, o incluso combinar este aislante con otros como es el caso de los oxinitruros,  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$ , intentando mejorar no sólo las propiedades de la intercara sino también de la estructura aislante.

Este Capítulo de introducción lo dedicaremos a la descripción de las principales propiedades estructurales y físicas de los distintos materiales que se van a utilizar en esta memoria: InP,  $\text{SiN}_x\text{:H}$  y  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$ . Además se hará una revisión del estado de la investigación reciente de las estructuras MIS  $\text{SiN}_x\text{:H}/\text{InP}$  recopilando las mejoras propuestas sobre el aislante y la intercara aislante/semiconductor. Por último se expondrán los objetivos de esta tesis.

## 1.2. Propiedades físicas del InP

### 1.2.1. Estructura cristalina y constante de red

El InP es un semiconductor binario formado por un elemento de la columna III de la tabla periódica (In) y otro de la columna V (P). Cristaliza con la estructura zinc-blenda<sup>[3]</sup>; este tipo de cristales son los más simples y carecen de simetría central, siendo capaces de presentar propiedades piezoeléctricas y efectos relacionados con la simetría polar.



*Figura 1.1. (a) Estructura atómica del InP (esferalita), (b) esquema de los planos (111) en la estructura esferalita.*

La estructura atómica del InP se presenta en la Figura 1.1. Como se aprecia, cada átomo de In (P) está enlazado con 4 átomos de P (In) a una distancia de  $\sqrt{3}a_0/4$  en las esquinas de un tetraedro regular (siendo  $a_0$  la constante de red y tiene un valor de  $5.8682 \text{ \AA}$ ). El espaciado entre dos átomos de In-In (ó P-P) vecinos es igual a  $a_0/\sqrt{2}$ . La estructura tetraédrica resulta de la hibridación  $sp^3$  en la molécula de InP al compartirse los ocho electrones de valencia. Aunque deberíamos esperar enlaces covalentes entre el In y el P, puesto que ambos tienen cuatro electrones para enlazar, la diferencia de electronegatividades entre ambos átomos hace que formen enlaces con alto contenido iónico (42%)<sup>[4]</sup>. Este hecho se manifiesta en algunas propiedades macroscópicas tales como la fragilidad y la facilidad de cortado.

## 1.2.2. Estructura superficial

En la Figura 1.2 se presentan las configuraciones atómicas de las direcciones cristalinas más usuales en el InP. El corte superficial se marca como una línea discontinua. Como se aprecia, la configuración (100) será la más inestable puesto que quedan dos enlaces no saturados, mientras que en las otras dos configuraciones sólo queda uno.

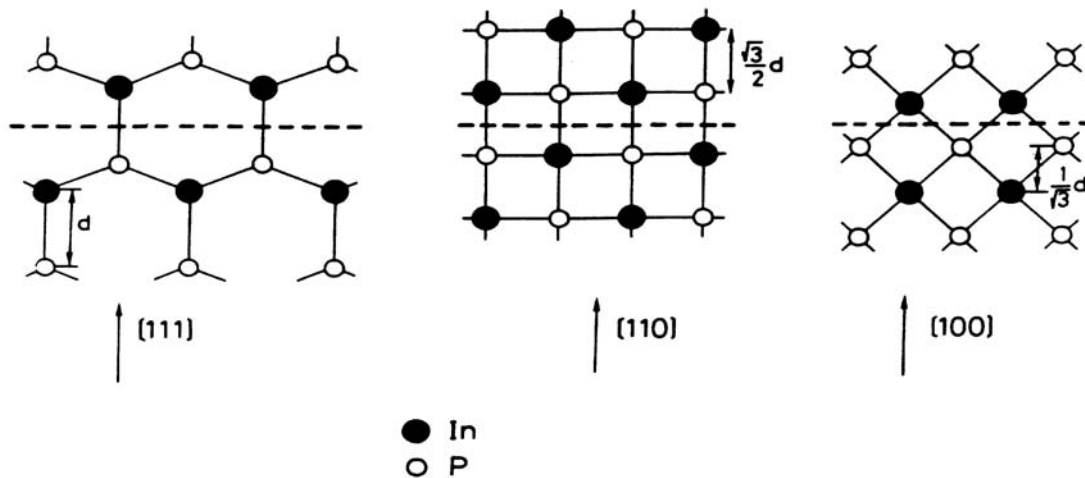


Figura 1.2. Estructura atómica en las direcciones de los planos (111), (110) y (100) del InP.

Es característica la inestabilidad térmica de las superficies de los semiconductores III-V, y en particular la del InP, debido a que el elemento V (P) se evapora de la superficie a unas temperaturas tan bajas como  $350^{\circ}\text{C}$ <sup>[5]</sup>, dejando zonas ricas en elemento III (In). No obstante, la superficie del InP también es químicamente inestable y procesos realizados sobre ella, como el depósito de metales reactivos (Al, Ni, Ti), dejan la superficie *vacía* de In como resultado de un atrapamiento químico del P junto con la difusión al exterior del In<sup>[6]</sup>. La pérdida de uno u otro elemento lleva asociada un bloqueo del nivel de Fermi en superficie en torno a 0.8 - 1 eV de la banda de valencia<sup>[7]</sup>, así como niveles en el gap, justo debajo de la banda de conducción para vacantes de In y cerca de la mitad del gap para vacantes de P<sup>[7]-[10]</sup>, tal y como se muestra en la Figura 1.3.

Debido a este bloqueo del nivel de Fermi en la superficie del InP, la obtención de barreras Schottky en un semiconductor tipo n se complica, obteniéndose valores relativamente bajos, en torno a 0.5eV, frente a 0.85eV que presentan las barreras Schottky sobre GaAs. Esto supone una desventaja del InP

frente al GaAs en aplicaciones de transistores MESFET, puesto que van a presentar mayores conductancias para polarizaciones inversas de puerta.

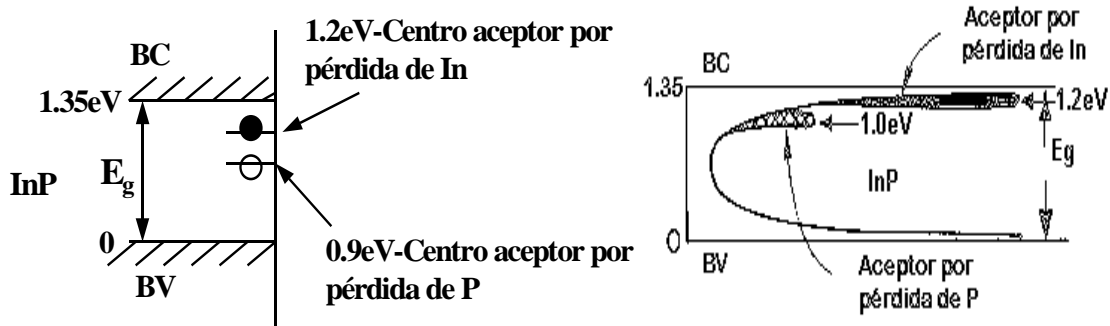


Figura 1.3. Niveles de energía de los defectos inducidos por superficies de InP deficientes en P o en In.

### 1.2.3. Estructura de bandas

El InP tiene un gap directo, donde el máximo de la banda de valencia y el mínimo de la banda de conducción coinciden en  $\mathbf{k}=0$  (punto  $\Gamma$ ), tal y como se muestra en la Figura 1.4. El mínimo de la banda de conducción es doblemente degenerado y está separado por una energía  $E_0$  del máximo de la banda de valencia, que está cuatro veces degenerado. Fuera de la zona central, los máximos de la banda de valencia se separan en dos grupos, referidos a masas de huecos ligeros y pesados, debido a su mayor ( $0.56 m_e$ ) y menor ( $0.12 m_e$ ) masa efectiva, respectivamente.

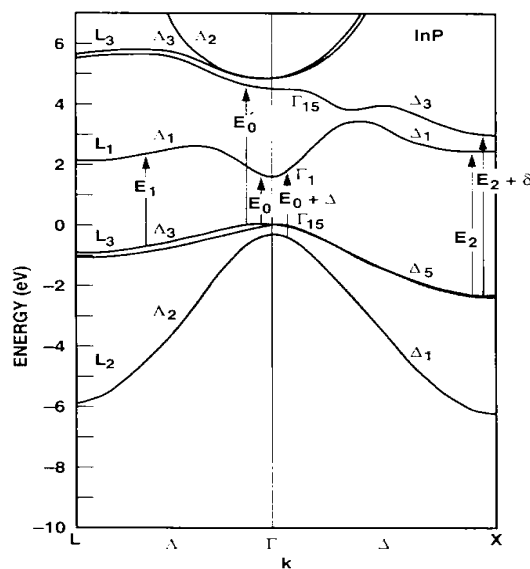


Figura 1.4. Estructura de bandas calculada para el InP en dos direcciones principales de la zona de Brillouin.



El valor del gap de InP,  $E_g$ , disminuye al aumentar la temperatura, debido a la expansión térmica y a las interacciones electrón-fonón. La variación es aproximadamente cuadrática para bajas temperaturas y lineal a altas temperaturas y está convenientemente descrita por la expresión empírica propuesta por Varshini [12]

$$E(T) = E(0) - \frac{aT^2}{T+b} \quad (1.2-1)$$

donde  $T$  es la temperatura absoluta y el resto son constantes que toman los valores[13]:  $E(0)=1.432 \pm 0.007\text{eV}$ ,  $a=4.1 \pm 0.3 \times 10^{-4}\text{eV/K}$  y  $b=136 \pm 80$ . A temperatura ambiente el valor de dicho gap es de  $1.35\text{eV}$ .

### 1.2.4. Propiedades térmicas

Son dos los coeficientes térmicos más relevantes en el InP. Por un lado, el coeficiente de expansión térmica y por otro, la conductividad térmica. La variación en temperatura del primero aparece representada en la Figura 1.5, y como se observa es negativo entre 15 y 80 K. Este parámetro hace del InP un material excelente para aplicaciones a células solares espaciales, debido a sus buenas características de resistencia de radiación[4].

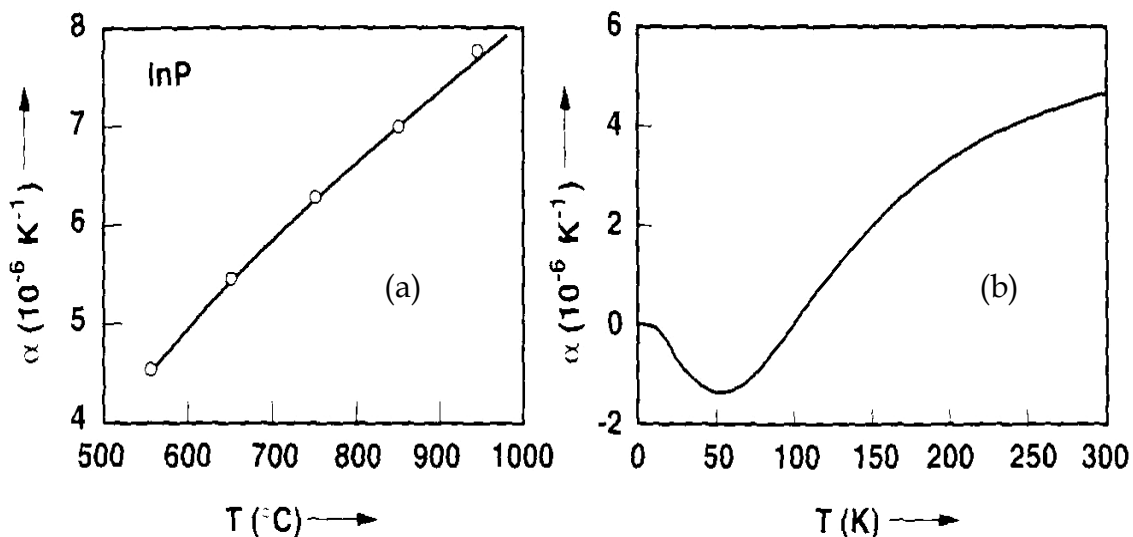


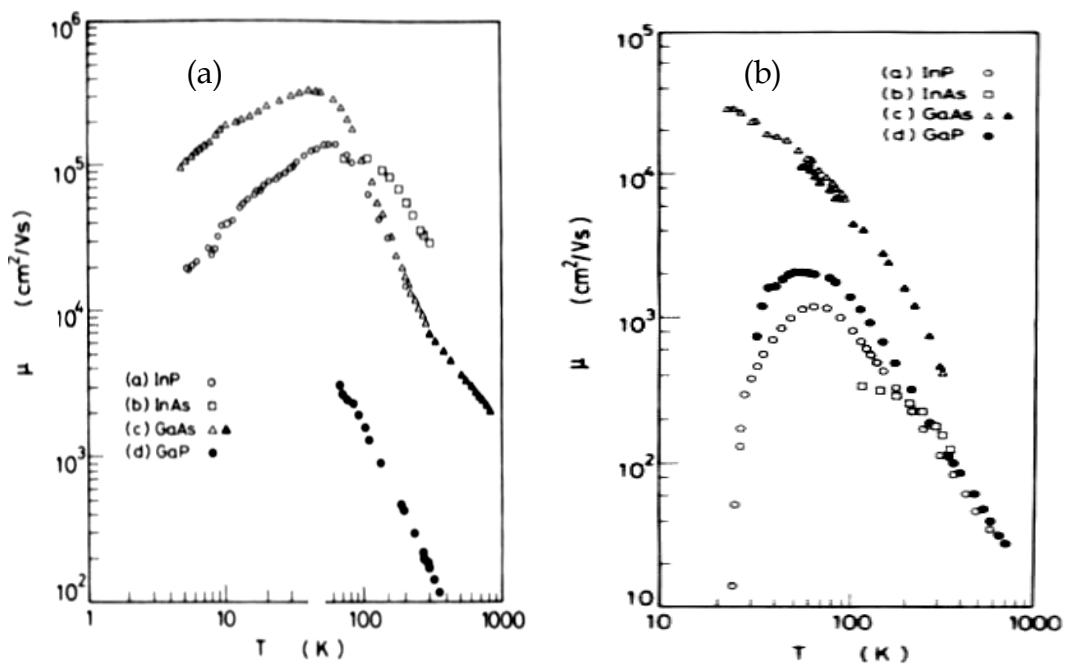
Figura 1.5. Coeficiente de expansión térmica del InP frente a la temperatura (a) por encima de  $0^{\circ}\text{C}$ ; (b) por debajo de  $0^{\circ}\text{C}$  (ref. [4])

En cuanto a la conductividad térmica del InP, presenta un valor de  $0.68 \text{ W.cm}^{-1}\text{K}^{-1}$  a temperatura ambiente<sup>[14]</sup>, mientras que para el  $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$  sólo vale  $0.048 \text{ W.cm}^{-1}\text{K}^{-1}$ , y para el GaAs  $0.46 \text{ W.cm}^{-1}\text{K}^{-1}$ .

Esto hace del InP un material más apropiado para aplicaciones de potencia que los mencionados, puesto que disipará mejor el calor; aunque sigue teniendo una conductividad menor que el Si ( $1.5 \text{ W.cm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ).

### 1.2.5. Propiedades eléctricas

La principal ventaja de los semiconductores III-V es su alta movilidad y su elevada velocidad de arrastre de portadores, lo que los hace especialmente recomendados para aplicaciones de alta frecuencia y dispositivos optoelectrónicos.

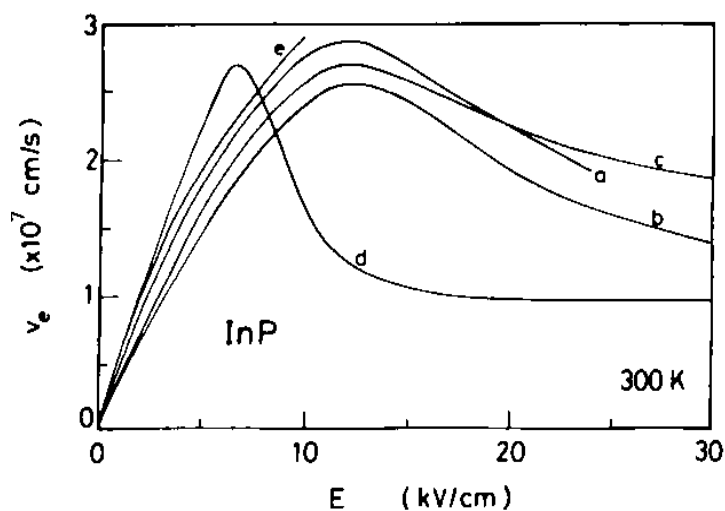


*Figura 1.6. (a) Movilidad frente a temperatura para varios materiales III-V tipo n, (b) movilidad frente a temperatura para varios materiales III-V tipo p<sup>[3]</sup>.*

Uno de los parámetros de mayor importancia para describir el comportamiento eléctrico de estos materiales es la movilidad a campo eléctrico bajo. En la Figura 1.6-a y -b se comparan los valores de estas movilidades para distintos materiales III-V en función de la temperatura, tanto para electrones como para huecos. Como se observa, el InP es uno de los materiales de mayor movilidad tanto de electrones como de huecos. La movilidad de los materiales tipo p es casi

un orden de magnitud menor debido a lo complicado del transporte en la banda de valencia de este material. Los factores que influyen en este transporte son, entre otros, la degeneración de la banda de valencia, la influencia de los huecos ligeros, el scattering entre las bandas de huecos ligeros y pesados, etc.; por lo que en estos materiales será preferente el uso de dispositivos basados en transporte de electrones.

Para el caso de aplicaciones a dispositivos de alta velocidad y microondas es necesario conocer la velocidad de arrastre en el volumen de estos semiconductores en función del campo eléctrico. La relación velocidad de arrastre frente a campo eléctrico aplicado ( $v$ - $E$ ) para el InP tipo n, ha sido estudiada por muy diversos autores y métodos. En la Figura 1.7 aparece la relación experimental  $v$ - $E$  obtenida por diversos métodos<sup>[3]</sup>. Se observa que hay ciertas discrepancias en el valor del campo al que se produce el máximo de velocidad y también entre los valores de movilidad, que suelen oscilar entre 3500 y 5000  $\text{cm}^2/\text{Vs}$  a 300 K para materiales no dopados intencionalmente.



*Figura 1.7.  $v - E$  para electrones en InP tipo n medidas a temperatura ambiente por diversas técnicas: (a)-(c) medidas de microondas; (d) medidas en el dominio-dipolo; (e) medidas corriente-voltaje. (Ref.[3]).*

El InP no dopado intencionadamente presenta una conducción tipo n con una cantidad de portadores del orden de  $10^{15} \text{ cm}^{-3}$  y una resistividad entre 0.05 y  $1.5 \Omega \cdot \text{cm}$ <sup>[15]</sup>. Para conseguir substratos de alta resistividad se suele dopar con Fe. Este elemento introduce un nivel profundo aceptor cercano al centro del gap, en torno a 0.36 eV por debajo de la banda de conducción, que actúa como trampa de

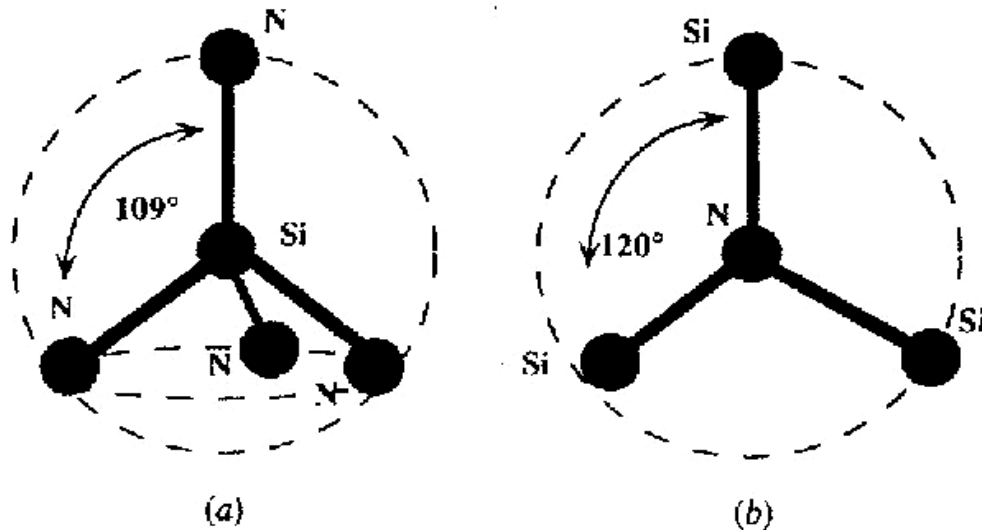
electrones<sup>[16],[17]</sup>. Los substratos comerciales dopados con Fe, conocidos como semi-aislantes, presentan una pequeña conducción tipo n, resistividades superiores a  $10^7 \Omega \cdot \text{cm}$  y movilidades en el entorno de  $2000 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ <sup>[15]</sup>.

### 1.3. SiN<sub>x</sub>:H: propiedades físicas y estructura

Este material ha demostrado tener muy buenas propiedades dieléctricas como, por ejemplo, alta permitividad estática ( $\sim 7.5$ ), ancho gap ( $\sim 5 \text{ eV}$ , aunque es fuertemente dependiente de la composición), índice de refracción variable con la composición (en torno a 2), alta resistividad ( $\sim 10^{15} \Omega \cdot \text{cm}$ ) y alto campo de ruptura ( $5\text{-}10 \text{ MV/cm}$ ), aunque está especialmente influido tanto por la composición del aislante<sup>[18]</sup> como por el sustrato empleado<sup>[19]</sup>. Su alta dureza mecánica, su elevada resistencia a los ataques químicos, su resistencia a la oxidación (100 veces mayor que la del Si), y su baja permeabilidad a diferentes especies químicas (como iones alcalinos, agua, iones metálicos o elementos de alta presión, como el P o el As), hacen de él un material tremendamente atractivo para la microelectrónica, la optoelectrónica y la óptica. Se ha utilizado como capa aislante en las interconexiones a varios niveles, como dieléctrico de condensador en las memorias DRAM, como máscara de implantación, como capa de pasivación de superficies, como aislante de puerta en transistores de efecto campo MISFET o como capa antirreflectante y como recubrimiento duro de protección de células solares. Pese a esto, las propiedades del SiN<sub>x</sub>:H, dependen mucho del método y las condiciones del depósito, de la composición, del contenido de hidrógeno y de los tratamientos térmicos después de ser depositado.

En lo referente a la estructura electrónica, se puede decir que la red del nitruro de silicio estequiométrico, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, está constituida por enlaces covalentes Si-N entre los sitios de Si coordinados tetraédricamente y los de N planares con número de coordinación 3<sup>[20],[21]</sup> (ver Figura 1.8-a y -b). En las láminas de SiN<sub>x</sub> amorfo, el Si aparece formando tetraedros, estableciendo enlaces Si-Si y Si-N de forma aleatoria (*random bonding model* o modelo de enlace aleatorio)<sup>[22],[23]</sup>. La presencia de enlaces N-N no es muy probable, dada la baja energía de éstos. Su ausencia limita la estequiometría ( $x=[\text{N}]/[\text{Si}]$ ) a un valor teórico máximo de 1.33 ( $4/3$ )<sup>[20]</sup>. Sin embargo, la incorporación de H a las láminas (SiN<sub>x</sub>:H) permite que se establezcan enlaces tanto Si-H como N-H, de forma que permite barrer una amplia

gama de composiciones, llegándose a obtener valores de  $x$  alrededor de 1.5<sup>[24],[25]</sup>. Los enlaces Si-H aparecen en mayor cantidad que los N-H en las láminas ricas en Si ( $x < 1.33$ ), mientras que para las láminas ricas en N ( $x > 1.33$ ), son predominantes los enlaces N-H. La presencia de H en las láminas determina las propiedades eléctricas y ópticas de estas láminas<sup>[26]</sup>.



**Figura 1.8.** Configuración de enlaces de los átomos de Si y N en nitruros de silicio. El Si forma con el N estructuras tetragonales rígidas (a) y el N con el Si estructuras trigonales (b).

Los principales problemas en estas láminas son los enlaces Si-Si, y los enlaces no saturados o colgantes (*dangling bonds*) de Si y N<sup>[20],[21]</sup>. Los primeros confieren gran rigidez a la estructura, lo que hace que las láminas con altas concentraciones de enlaces Si-Si sean frágiles eléctricamente. Por otra parte, los enlaces no saturados de Si se producen cuando éste está ligado a tres átomos de N y queda roto el cuarto enlace con un electrón desapareado. Su notación es  $\bullet\text{Si}\equiv\text{N}_3$ . Introduce un estado energético localizado aproximadamente a 3.1eV sobre la banda de valencia. En cuanto a los enlaces no saturados de N, que aparecen principalmente en láminas ricas en N, se producen cuando un átomo de N está enlazado a dos átomos de Si y tiene un tercer enlace roto, ocupado por un electrón desapareado. De igual forma, su notación es  $\bullet\text{N}=\text{Si}$ . Está situado muy próximo a la parte superior de la banda de valencia, lo que hace muy difícil su detección.

Las técnicas más habituales para el depósito de este aislante son las de plasma, pero en particular la de ECR-CVD, ya que como se verá en el Capítulo 2, esta técnica permite disminuir la temperatura de crecimiento del aislante (lo que

disminuye la degradación térmica del substrato), y reduce el dañado por bombardeo de los iones del plasma (tanto en el aislante como en el semiconductor) debido a su baja energía. Además, esta técnica presenta la ventaja añadida de que las películas de SiN<sub>x</sub>:H presentan cantidades mucho menores de H incorporado en el aislante (~ 10% de hidrógeno)<sup>[26]</sup> en comparación, por ejemplo, con la técnica de PECVD (40% de hidrógeno)<sup>[27]</sup>. En nuestro caso, el depósito se hará utilizando como gases precursores el SiH<sub>4</sub> y el N<sub>2</sub> (en vez de NH<sub>3</sub>), para reducir la cantidad de hidrógeno incorporado.

## 1.4. SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>:H: propiedades físicas y estructura

El oxinitruro de silicio es también un material prometedor para la industria de la microelectrónica, ya que presenta mejores propiedades como dieléctrico que otros materiales aislantes como, por ejemplo, el SiO<sub>2</sub> (mayor impermeabilidad a iones alcalinos, mayor permitividad dieléctrica) o el SiN<sub>x</sub>:H (menor estrés, mayor gap y mejores características eléctricas). Además la variación del índice de refracción con la composición lo hace atractivo para aplicaciones de recubrimientos y de películas de índice gradual.

La definición de un SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> estequiométrico se complica en este caso, por tener dos variables (O y N), por lo que, no habrá una única composición estequiométrica (como en el caso del SiN<sub>x</sub>), sino toda una serie de posibilidades. Una posible definición de película estequiométrica es aquella en la que, existiendo solamente enlaces Si-O y Si-N, la relación entre  $x$  e  $y$  se expresa como<sup>[28]</sup>

$$\begin{aligned} ax + by &= c \\ a = 2; b = 3; c &= 4 \end{aligned} \tag{1.4-1}$$

ya que los números de coordinación del O, N y Si son 2, 3 y 4, respectivamente.

Parece previsible que la presencia de otros enlaces distintos a los Si-O y Si-N, modificara los valores de  $a$ ,  $b$  y  $c$ . Por ejemplo, la presencia de O-H o de O-O, reducirán el valor de  $a$  por debajo de 2; la de N-N y N-H harán lo mismo con  $b$ ; y la presencia de Si-Si y de Si-H reducirán  $c$  por debajo de 4<sup>[28]</sup>.

Al igual que en el caso del SiN<sub>x</sub>:H, la presencia de hidrogeno enlazado determinará las propiedades de las láminas SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>:H, y los principales defectos

proviene de la presencia de enlaces Si-Si, de  $\bullet\text{Si}\equiv\text{N}_3$ , y de  $\bullet\text{N}=\text{Si}$ . No obstante, la presencia de oxígeno proporciona una configuración de enlaces más flexible, ya que sólo necesita dos enlaces para saturar la última capa<sup>[29]</sup>. Cuando se ha formado el primer enlace Si-O, el segundo se puede formar en cualquier posición a  $120\text{-}180^\circ$  respecto al primer enlace (Figura 1.9). Esta flexibilidad estructural del oxígeno, hace que estas láminas posean menor cantidad de *dangling-bonds* de Si. No hay evidencia experimental de presencia de *dangling-bonds* de O en estas láminas, pero sí de N, lo que sugiere que la flexibilidad estructural de los enlaces de N y de O sea diferente<sup>[29]</sup>.

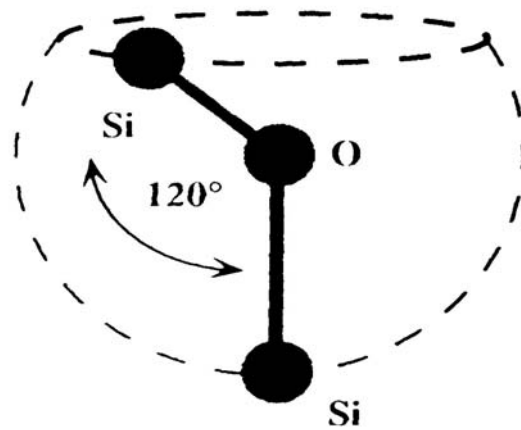


Figura 1.9. Configuración electrónica de los enlaces Si-O en las láminas de oxinitruros de silicio.

Nuevamente, los métodos más usuales para el depósito de este material, son las técnicas de plasma. Dentro de estas técnicas existen variantes a la hora de hacer el crecimiento de la película. Las principales son dos: bien por PECVD<sup>[21]</sup> ó ECR-CVD<sup>[30]-[32]</sup>, en las que se usan como precursores diferentes mezclas de gases ( $\text{N}_2/\text{O}_2/\text{SiH}_4$ <sup>[30],[31]</sup>;  $\text{NH}_3/\text{O}_2/\text{SiH}_4$ <sup>[32]</sup>;  $\text{N}_2\text{O}/\text{NH}_3/\text{SiH}_4$ <sup>[33]</sup>), o bien a partir de un nitruro (o un óxido), donde la exposición a un plasma de  $\text{O}_2$  (ó  $\text{N}_2$ ) produce la oxidación (o nitridación) necesaria para formar el  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ <sup>[21]</sup>.

## 1.5. Estructuras MIS sobre InP

Ya se ha visto que los semiconductores compuestos III-V son apreciados por sus propiedades eléctricas y térmicas, y por sus posibles aplicaciones en la electrónica de alta velocidad y en circuitos ópticos en el rango de altas longitudes

de onda. En particular, como se ha visto en el apartado 1.2 de este Capítulo, el InP tiene mayores velocidades de saturación y de arrastre de electrones y una mayor conductividad térmica que otros semiconductores III-V, como el GaAs. Sin embargo, también se ha mencionado que la principal desventaja del InP es la dificultad de obtener buenas barreras Schottky; lo que ha hecho que las estructuras metal-aislante-semiconductor (MIS) sobre InP tengan una especial importancia tecnológica. No obstante, hay que tener en cuenta que el InP no tiene un óxido nativo de tan buena calidad como en el caso del sistema SiO<sub>2</sub>/Si. Esto hace necesario el depósito de un aislante que determinará la formación de la unión aislante-semiconductor. Como se puede suponer a la vista de lo anterior, tanto las estructuras MIS como los transistores de efecto de campo (MISFET) que se fabrican sobre InP, poseen un gran inconveniente: la alta densidad de estados presentes en la intercara aislante-semiconductor.

A pesar del intenso esfuerzo desarrollado durante los últimos 25 años para reducir y controlar estas densidades de estados, éstas siguen siendo el principal problema en el funcionamiento del transistor MISFET, puesto que inducen inestabilidades y derivas en las corrientes de drenador en su funcionamiento a largo plazo<sup>[34],[35]</sup>. Son muchos los factores que entran en juego a la hora de mejorar esta intercara: el tratamiento químico de la superficie del InP, la morfología de la intercara, la calidad del dieléctrico empleado como aislante así como su composición y forma de depósito, los defectos del volumen del semiconductor y del aislante,.... Debido a esta diversidad de factores, los estudios para mejorarlos se pueden dividir en dos grupos:

### ***i) Tratamiento de la superficie del semiconductor***

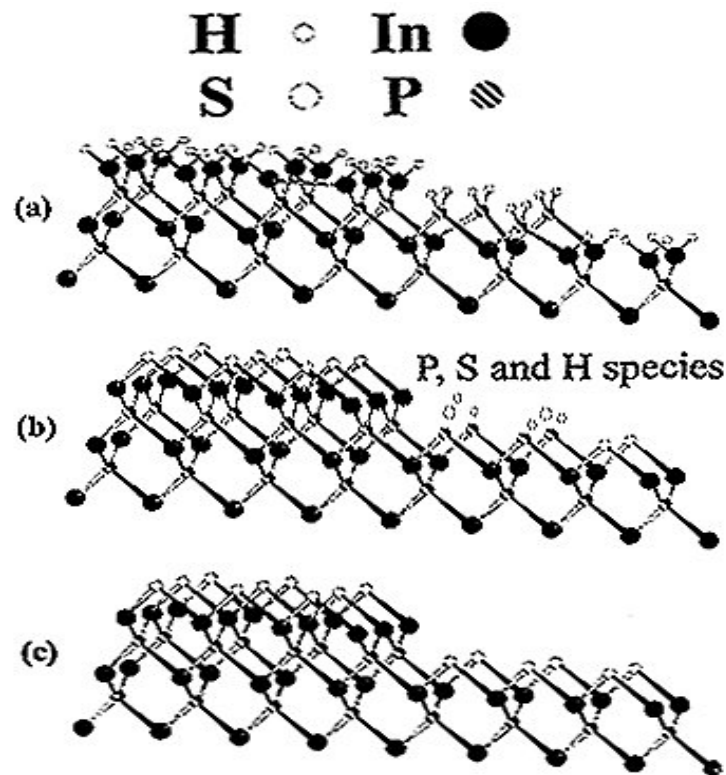
El tratamiento de la superficie del semiconductor es el primer paso para la optimización de las propiedades de la intercara aislante-semiconductor. Este tratamiento se ha venido haciendo de diversas maneras, aunque el más utilizado es la limpieza química. Esta limpieza consiste, como se verá en el Capítulo 2, en un proceso de desengrasado con disolventes orgánicos, seguido de un decapado de la superficie del semiconductor. Para hacer este decapado se encuentran gran cantidad de disoluciones en la bibliografía: HF diluido en agua<sup>[27],[36]</sup> (la más frecuente), HIO<sub>3</sub> diluido en agua<sup>[37]</sup>, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> diluido en agua<sup>[38]</sup>,...



Otro posible tratamiento de la superficie, bastante desarrollado a principios de los 90, es la pasivación química de las superficies tras la limpieza descrita antes. Esta pasivación suele hacerse, en el caso del InP, con disoluciones que contengan azufre ( $(\text{NH}_4)_2\text{S}_x \cdot \text{H}_2\text{O}$ <sup>[39]-[41]</sup>;  $\text{Na}_2\text{S}_x \cdot x\text{H}_2\text{O}$ <sup>[41],[42]</sup>;  $\text{CdS} \cdot \text{H}_2\text{O}$ <sup>[43],[44]</sup>;  $\text{H}_x\text{S}$ <sup>[45]</sup>;  $\text{K}_2\text{S}_x \cdot \text{H}_2\text{O}$ <sup>[46],[47]</sup>...). La misión de este elemento es la de enlazar con los átomos de In, presentes en la superficie del InP, que están formando enlaces In-H (más débiles que los In-S) originados tras las limpiezas químicas habituales (Figura 1.10-a). No obstante las zonas de la superficie con terminación en átomos de P o las desordenadas, también reaccionan con el S, aunque la configuración de enlaces S-P no resulta tan clara como en el caso del In-S. De este modo, se construye una superficie más ordenada (Figura 1.10-b). Cuando las muestras tratadas son recocidas a temperaturas entre 300 - 400°C, los átomos de P son desorbidos de la superficie y son sustituidos por enlaces In-S (Figura 1.10-c). Temperaturas superiores hacen que se rompan estos enlaces, volviendo inestable la superficie<sup>[48]</sup>. No obstante, como se puede suponer, además de complicar la fabricación de las estructuras MIS y MISFET, este proceso es sumamente dependiente de la solución empleada y de las condiciones de la pasivación (concentración de la solución, temperatura...), por lo que no hay unos resultados concluyentes respecto a este proceso de pasivación.

Una tercera opción para reducir el daño en la intercara aislante-semiconductor, es el crecimiento o depósito de capas de control en la intercara (*interface control layer*, ICL), antes del depósito del aislante. Este método ha sido especialmente estudiado por el grupo de Morkoç<sup>[49]-[51]</sup> sobre GaAs. Este método consiste en crecer una película, generalmente de Si, de un grosor de unas pocas monocapas, de forma que crezca en tensión sobre el semiconductor. El depósito del aislante se hace justo a continuación y sin romper el vacío. La capa de control no tendrá la constante de red propia, por ser extremadamente delgada, y servirá como capa de transición de constante de red entre el semiconductor y el aislante. Este proceso ofrece mejores resultados que el anterior, pero su principal desventaja es la tecnología que necesita.

Una cuarta posibilidad, quizá no tan desarrollada como las dos anteriores, es la limpieza por plasma. Se han realizado estudios de limpiezas con plasmas diversos ( $\text{O}_2$ , Ar,  $\text{H}_2$ ...)<sup>[52]-[54]</sup>. Estos plasmas bombardean la superficie del semiconductor arrancando de ella elementos contaminantes (C, O). Sin embargo,



**Figura 1.10.** (a) Estructura de la superficie del InP tras una limpieza química; (b) estructura de la superficie del InP tras ser pasivada con S; (c) Estructura de la superficie del InP pasivada con S y recocida a 400°C. (Ref. [48]).

todos ellos presentan desventajas, bien por formación de enlaces no deseados con los átomos de la superficie (plasma de  $O_2$ )<sup>[52]</sup>, bien por elevado daño por bombardeo de esa superficie (plasma de Ar)<sup>[53]</sup>. Más recientemente, se están realizando plasmas de  $N_2$  que “nitridan” la superficie del InP<sup>[55]</sup>, formando una capa más o menos delgada (dependiendo del proceso) de enlaces P-N, que pasivan la superficie. No describiremos más este proceso, por hacerse un estudio detallado en el Capítulo 5 de esta memoria.

### **ii) Mejora del aislante**

En este sentido, se ha estudiado la influencia no sólo de la composición o naturaleza del aislante sino la técnica de depósito empleada. Entre los aislantes propuestos se encuentran el  $SiO_x$ <sup>[56],[57]</sup>,  $Al_2O_3$ <sup>[58],[59]</sup>,  $SiO_xN_y$ <sup>[30],[31],[60],[61]</sup>, capas nitradas ( $P_xN_y$ )<sup>[62],[63]</sup>, óxidos depositados químicamente (óxidos anódicos)<sup>[64]</sup> o intentos de óxidos nativos como  $InP_xO_y$ <sup>[65]</sup>. Pero el más utilizado y que mejores resultados está proporcionando sobre el InP hasta el momento, es el  $SiN_x:H$ <sup>[66],[67]</sup>,

cuyas características ya se han descrito en un apartado anterior. Así mismo, la intercara aislante-semiconductor también se ha intentado mejorar variando la composición del aislante respecto a la estequiométrica<sup>[25],[68],[69]</sup>, combinando algunos de estos materiales (estructuras ONO<sup>[60],[61]</sup> – óxido-nitruro-óxido –; doble capa nitruro-nitruro<sup>[70]-[72]</sup>; doble capa nitruro-óxido<sup>[73],[74]</sup>...), variando los espesores de las películas aislantes<sup>[71],[75]</sup>,...

Otro recurso para optimizar las propiedades de la intercara aislante-semiconductor, son las técnicas empleadas en el depósito de esos aislantes. Las técnicas más habituales de depósito son las de plasma, aunque como se acaba de citar, existen algunos intentos por deposición química. Entre estas técnicas las más utilizadas son aquellas en las que el proceso de depósito se desarrolla en condiciones de baja presión y baja temperatura, para minimizar el daño sobre la superficie del InP. Las técnicas de depósito por plasma que minimizan el bombardeo iónico de la superficie del substrato son, por ejemplo: CVD, PECVD, y sobre todo, ECR (electron cyclotron resonance) PECVD. Ya se ha mencionado que el SiN<sub>x</sub>:H depositado con esta última técnica presenta cantidades mucho menores de H incorporado en el aislante (~ 10% de hidrógeno)<sup>[26]</sup>.

El último método para mejorar estas estructuras que mencionaremos aquí, es la técnica de recocido térmico rápido (RTA). Se ha probado que los tratamientos térmicos no sólo influyen en las películas aislantes (contenido de hidrógeno, cantidad de *dangling-bonds* de Si, densidad y propiedades eléctricas)<sup>[24],[76],[77]</sup>, sino también en las propiedades de la intercara aislante-semiconductor (disminución de estados interfaciales)<sup>[18]</sup>. Estos procesos se suelen realizar en atmósferas inertes (Ar, N<sub>2</sub>), con temperaturas óptimas entre 400-600°C (en función de la composición del aislante y del substrato)<sup>[18],[76],[77]</sup>.

## 1.6. Objetivos de esta tesis

El núcleo de esta tesis se centra en la optimización de estructuras MIS sobre InP, tanto desde el punto de vista de la intercara (reducir al máximo la densidad de estados en la unión aislante-semiconductor) como de la calidad del aislante (mejorar la resistividad y el campo de ruptura, reducir el atrapamiento de carga en el aislante). De esta forma, se intentará reducir el daño presente en la unión

aislante – semiconductor modificando las características físicas de las estructuras MIS (espesor del aislante, composición, utilización de aislantes de más de una composición,...), o bien sometiendo a las estructuras a diversos tratamientos térmicos o de plasma, todo ello manteniendo las buenas características dieléctricas del aislante.

Para ello, se ha de partir de un aislante de buena calidad como es el caso del  $\text{SiN}_x\text{:H}$ . Sin embargo, a pesar de la diversidad de técnicas de depósito de nitruro existentes que se han mencionado en el apartado anterior, no todas son apropiadas cuando se utiliza como substrato InP. Altas temperaturas y fuertes bombardeos superficiales producen un innecesario daño de la intercara aislante/semiconductor. Por esta razón, se ha preferido utilizar en este trabajo la técnica de depósito por plasma ECR-CVD. En el Capítulo 2 se hace una breve descripción de esta técnica, así como del sistema experimental utilizado en esta memoria. Además, en ese Capítulo se recogen también el resto de procedimientos experimentales (limpiezas, metalizaciones, aleados) seguidos para la fabricación de una estructura MIS.

En el Capítulo 3 se hace una breve descripción teórica de las estructuras analizadas (MIS), así como la descripción de las técnicas experimentales de medida utilizadas: caracterización capacidad-tensión (C-V), corriente-tensión (I-V), espectroscopía de transitorios de niveles profundos (DLTS),...

En los Capítulos siguientes (del 4 al 6), se han estudiado gran parte de los procesos descritos en esta introducción destinados a optimizar las estructuras MIS. En el Capítulo 4, se hace un estudio detallado de la influencia que tienen en las propiedades eléctricas de estas estructuras parámetros propios del aislante, como son la composición o el espesor, y cómo afectan los procesos de recocido térmico rápido a estas propiedades.

Hemos dedicado un Capítulo aparte, el quinto, para estudiar la influencia de los procesos de limpieza (química y por plasma) en estas estructuras. Como se verá, no se han considerado dos de las posibles opciones que se han mencionado aquí: la pasivación química y el crecimiento de ICL. La primera, por tratarse de un paso que complicaría la fabricación final de los transistores MISFET y que además es tremendamente dependiente de las variables del proceso (temperatura,

concentración de la disolución,...), y la segunda por no tener la tecnología adecuada para crecer de manera controlada capas extremadamente delgadas con calidad cristalina.

En el Capítulo 6, se presenta un estudio de las intercaras en estructuras MIS cuando el aislante es compuesto, bien nitruro-nitruro, bien nitruro-oxinitruro. De esta forma, analizamos prácticamente todas las posibilidades para minimizar la densidad de estados en la intercara y mejorar las propiedades dieléctricas del aislante.

Por último, los Capítulos 7 y 8 están dedicados, respectivamente, a la descripción de las técnicas de fabricación y caracterización, y la medida de los transistores MISFET fabricados utilizando como estructura de puerta los MIS antes estudiados.

## 1.7. Referencias

- [1] M.Okamura, T.Kobayashi. *Electron.Lett.* 17, 941 (1981).
- [2] L.Geppert, *IEEE Spectrum*, 23-28, Jan. 1998.
- [3] S.Adachi. *Physical Properties of III-V compounds semiconductor*, Wiley (New York, 1992).
- [4] V. Swaminathan. *InP and related materials: Processing, Technology and Devices*, A.Katz ed. Artech House. (Boston, 1992).
- [5] H.Ryssel, I. Ruge. *Ion Implantation*, Wiley (Chichester, 1986).
- [6] Y.Shapira, L.J.Brillson, A.D.Katnani, G.Margaritondo. *Phys. Rev. B.* Vol. 30, 4586-4594 (1984).
- [7] W.E. Spiecer, I.Lindau, P.Skeath, C.Y.Su. *J.Vac.Sci.Technol.* 17 (5), 1019-1027 (1980).
- [8] J.D.Dow, R.E.Allen. *J.Vac.Sci.Technol.* 20, 659-661 (1982).
- [9] M.S.Daw, D.L.Smith. *Appl.Phys.Lett* 36, 690-692 (1980).
- [10] H.H.Wieder, *Surf.Sci.* 132, 390-405 (1983).
- [11] H.H. Wieder, *J.Vac.Sci.Technol.* 17 (5), 1009-1018 (1980).
- [12] Y.P.Varshini, *Physica*, vol 34, 149 (1967).
- [13] Z.Hang, H.Shen, F.H.Pollak, *Solid State Commun.* Vol 73 n° 1, 15-18 (1990).
- [14] S.Adachi, *J.Appl. Phys.* 54 (4) 1844-1848 (1983).
- [15] Sumitomo III-V semiconductors, especificaciones.

- [16] D.Bremond, A.Nouailhat, G.Guillot. Proc. Int. Symp, GaAs & Related Compunds, 239 (1981).
- [17] J.Cheng, S.R.Forrest, B.Tell, D.Wilt, B.Schwartz, P.D.Wright. J.Appl.Phys. 58, 1787 (1985).
- [18] E.Redondo, N.Blanco, I.Mártil, G.González-Díaz, M.Fernandez. Actas de la Conferencia De Dispositivos Electrónicos CDE-99 (Madrid), 381 - 384 (1999).
- [19] N.Blanco, E.Redondo, I.Mártil, G.González-Díaz. Semicond.Sci.Technol. 15, 823-828 (2000).
- [20] J.Roberson. Phil. Mag B, Vol. 69, No.2, 307-326 (1994).
- [21] F.H.P.M.Habraken, A.E.T.Kuiper. Mat.Sci. and Engineering, R12, No.3, 121-175 (1994).
- [22] H.R.Philipp. J.Electrochem.Soc. 120, 295 (1973).
- [23] W.R.Knolle, J.W.Osenbach. J.Appl.Phys. 58, 1248 (1985).
- [24] F.L.Martínez, I.Mártil, G.González-Díaz, B.Selle, I.Sieber. J.Non-Crys.Solid. 227-230, 523-527 (1998).
- [25] S.García, I.Mártil, G.González-Díaz, E.Castán, S.Dueñas, M.Fernandez. J.Appl. Phys. 83 (1), 332-338 (1998).
- [26] S.García, J.M.Martín, M.Fernandez, I.Mártil, G.González-Díaz. Phil.Mag. B Vol. 73, No. 3, 487-502 (1996).
- [27] M.C.Hugon, F.Delmotte, B.Agius, J.L.Courant. J.Vac.Sci.Technol. A. 15 (6), 3143-3153 (1997).
- [28] L-N.He, T.Inokuma, S.Hasegawa. Jpn.J.Appl.Phys. Vol. 35, 1503-1508 (1996).
- [29] M.Tao, D.Park, S.N.Mohammad, D.Li, A.E.Botchkerav, H.Morkoç. Phil.Mag.B, Vol. 73, No. 4, 723-736 (1996).
- [30] A. del Prado, F.L.Martínez, I.Mártil, G.González-Díaz. J.Vac.Sci.Technol. A 17 (4) 1263-1268 (1999).
- [31] A. del Prado, I.Mártil, M.Fernandez, G.González-Díaz. Thin Solid Films 343-344, 437-440 (1999).
- [32] J.Olivares-Roza, O.Sánchez, J.M.Albella. J.Vac.Sci.Technol. A (16) 5, 2757-2761 (1998).
- [33] E.M.Vogel, W.L.Hill, V.Misra, P.K.McLarty, J.J.Wortman, J.R.Hauser, P.Morfouli, G.Ghibaudo, T.Ouisse. IEEE Transact. Elect.Dev. Vol. 43, No. 5, 753-758 (1996).
- [34] M.Okamura, T.Kobayashi. Jnp.J.Appl.Phys.19 (11), 2143-2150 (1980).
- [35] D.L.Lile, M.J.Taylor. J.Appl.Phys. 54 (1), 260-267 (1983).

- [36] J-I. Lee, K-N.Kang, J.A.Baglio, H-J. Lim, H-L.Park. J.Mat. Sci.Lett. 10, 1043-1045 (1991).
- [37] "Láminas delgadas de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  y  $\text{SiO}_x\text{:H}$  depositadas mediante la técnica ECR-CVD para su aplicación en estructuras MIS". Tesis doctoral de S. García Sánchez. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (1996).
- [38] R.Averbeck, H.Riechert, H.Schlötterer, G.Wiemann. Appl.Phys.Lett, 59 (14), 1732-1734 (1991).
- [39] R.Iyer, R.R.Chang, D.Lile. Appl.Phys.Lett. 53 (2), 134-136 (1988).
- [40] H.Oigawa, J-F. Fan, Y.Nannichi, H.Sugahara, M.Oshima. Jpn.J.Appl.Phys. Vol. 30, No. 3<sup>a</sup>, L 322-L 325 (1991).
- [41] V.N.Bessolov, M.V.Lebedev, N.m.Binh, M.Friedrich, D.R.T.Zahn. Semicond. Sci.Technol. 13, 611-614 (1998).
- [42] T.K.Paul, D.N.Bose. J.Appl.Phys. 70, 7387 (1991).
- [43] K.Vaccaro, A.Davis, H.M.Dauplaise, J.P.Lorenzo. IPRM'96 Conference Proceeding. 693-696 (1996).
- [44] H.M.Dauplaise, K.Vaccaro, A.Davis, G.O.Ramseyer, J.P.Lorenzo. J.Appl.Phys. 80 (5), 2873-2882 (1996).
- [45] A.Kapila, X.Si, V.Malhotra. Appl.Phys.Lett. 62 (18), 2259-2261 (1993).
- [46] R.W.M.Kwok, W.M.Lau, D.Landheer, S.Ingre. J.Vac.Sci.Technol. A 11 (4), 990-995 (1993).
- [47] D.Landheer, G.H.Yousefi, J.B.Webb, R.W.M.Kwok, W.M.Lau. J.Appl.Phys. 75 (1), 3516-3521 (1994).
- [48] R.W.M.Kwok, G.Jin, B.K.L.So, K.C.Hui, L.Huang, W.M.Lau, C.C.Hsu, D.Landheer. J.Vac.Sci.Technol. A 13 (3), 652-657 (1995).
- [49] D-G. Park, Z.Chen, A.E.Botchkarev, S.N.Mohammad, H.Morkoç. Phil.Mag. B Vol. 74, No. 3, 219-234 (1996).
- [50] D-G. Park, Z.Wang, H.Morkoç, S.A.Alterovitz, D.J.Smith, S-C.Y.Tsen. J.Vac.Sci.Technol. B 16 (6), 3032-3040 (1998).
- [51] D.M.Diatezua, Z.Wang, D.Park, Z.Chen, A.Rockett, H.Morkoç. J.Vac.Sci. Technol. B 16 (2), 507-510 (1998).
- [52] Y.Z.Hu, J.Joseph, A.Irene. J.Vac.Sci.Technol.B 12(2) , 540-546 (1994).
- [53] P.S.Mangot, P.Soukiassian, Y.Huttel, Z.Hurkych, B.Gruzza, A.Porte. Appl.Phys.Lett. 63, 1957-1959 (1993).
- [54] V.Malhotra, A.Kapila. Appl.Phys.Lett. 83 (1), 577-579 (1998).

- [55] M.Losurdo, P.Capezzuto, G.Bruno, G.Leo, E.A.Irene. *J.Vac.Sci.Technol A* 17(4), 2194-2201 (1999).
- [56] R.Iyer, R.R.Chang, D.L.Lile. *Appl.Phys.Lett* 53 (2), 134-136 (1988).
- [57] F.Plais, B.Agius, N.Proust, S.Cassette, G.Ravel, M.Puech. *Appl.Phys.Lett.* 59 (7), 827-839 (1991).
- [58] T.Kobayashi, T.Ichikawa, T.Sawai. *Appl.Phys.Lett.* 49 (6) 351-353 (1986).
- [59] G.Hollinger, R.Blanchet, M.Gendry, C.Santinelli, R.Skheyta. *J.Appl.Phys.* 67 (9), 4173-4182 (1990).
- [60] C.G.Parker, G.Lucovsky, J.R.Hauser. *IEEE Electron Dev.Lett.* vol. 19, No. 4, 106-108 (1998).
- [61] Y.Ma, T.Yashuda, G.Lucovsky. *Appl.Phys.Lett.* 64 (17) 2226-2228 (1994).
- [62] A.Astito, A.Foucaran, G.Bastide, M.Rouzeyre. *J.Leclercq, J.Durand. J.Appl. Phys.* 70 (5), 2584-2588 (1991).
- [63] Y.Matsumoto, T.Suzuki, K.Haga, H. Sasaki, M.Sakuma, T.Hanajiri, T.Sugano, T.Katoda. *Proceedings IPRM 95*, 609-611 (1995).
- [64] R.R.Sumathi, N.Dharmarasu, S.Arulkumaran, P.Jayavel, J.Kumar. *J.Electron. Mat.* 27 (12), 1358-1361 (1998).
- [65] K.Hattori, Y.Torii. *J.Appl.Phys.* 69 (5), 3130-3134 (1991).
- [66] S.W.Hsieh, C.Y.Chang, Y.S.Lee, C.W.Lin, S.C.Hsu *J.Appl.Phys* 76 (6), 3645-3655 (1994).
- [67] M.C.Hugon, F.Delmotte, B.Agius, E.A.Irene. *J.Vac.Sci.Technol. B* (17) 1430-1434 (1999).
- [68] S.García, I.Mártil, G.González-Díaz, M.Fernandez. *Semicond.Sci.Technol.* 12, 1650-1653 (1997).
- [69] S.García, I.Mártil, G.González-Díaz, E.Castán, S.Dueñas, M.Fernandez. *J.Appl. Phys.* 83 (1), 600-603 (1998).
- [70] H.Matsuura, M.Yoshimoto, H.Matsunami. *Jpn.J.Appl.Phys.* Vol. 35, 2614-2618 (1996).
- [71] E.Redondo, N.Blanco, I.Mártil, G.González-Díaz, R.Peláez, S.dueñas, H.Castán. *J.Vac.Sci.Technol. A* 17(4) , 2178-2182 (1999).
- [72] S.Dueñas, R.Peláez, E.Castán, R.Pinacho, L.Quintanilla, J.Barbolla, E.Redondo, I.Mártil, G.González Díaz. *J.Mat. Sci.: Mat. in Electronics* 10, 373-377 (1999).
- [73] V.Devnath, K.N.Bhat, P.R.S.Rao. *IEEE Electron.Dev.Lett.* Vol. 18, No. 3, 114-116, (1997).



[74] M.Copel, P.R.Varekamp, D.W.Kisker, F.R.McFeely, K.E.Lizt, M.M.Banaszak  
Holl. Appl.Phys.Lett. 74 (13), 1830-1832 (1999).

[75] M.C.Hugon, F.Delmotte, B.Agius, E.A.Irene. J.Vac.Sci.Technol. B 17 (4), 1430-  
1434 (1999).

[76] F.L.Martínez, A.del Prado, I.Mártil,G.González-Díaz, B.Selle, I.Sieber. J.Appl.  
Phys. vol.86 n°4, 2055-2061 (1999).

[77] F.L.Martínez, A.del Prado, I.Mártil, D.Bravo, F.J.López. J.Appl.Phys. vol.88  
n°4, 2149-2151 (2000).

# ***Capítulo 2***

---

## ***Técnicas experimentales de depósito y fabricación de las estructuras MIS***

### **2.1. Introducción**

En el Capítulo anterior se ha mencionado que las características eléctricas e interfaciales de las estructuras MIS son fuertemente dependientes de los procesos de fabricación, entre ellos, de la técnica de depósito del aislante. Por esta razón, para la realización de estructuras MIS de buena calidad, en esta memoria se ha utilizado el método de plasma ECR-CVD. Sus excelentes características, especialmente la de ser un sistema de plasma remoto, tener un alto coeficiente de ionización, baja energía de los iones y permitir depósitos a baja temperatura, hacen de él un método apropiado para la fabricación de estructuras MIS con escaso deterioro de la superficie del semiconductor. Este método, basado en la generación de un plasma a partir de la energía adquirida por los electrones por resonancia entre su frecuencia ciclotrónica alrededor de las líneas de campo magnético y la frecuencia de excitación de un campo eléctrico externo, presenta dos variantes en la forma de generación del plasma: utilización de bobinas

electromagnéticas para generar el campo magnético, e imanes permanentes<sup>[1]</sup>. En los dos siguientes apartados de este Capítulo, se describen brevemente los principios de operación de un plasma ECR-CVD utilizando un modelo con bobinas electromagnéticas, que es el empleado en este trabajo, así como una descripción del equipo y de las condiciones de depósito empleadas.

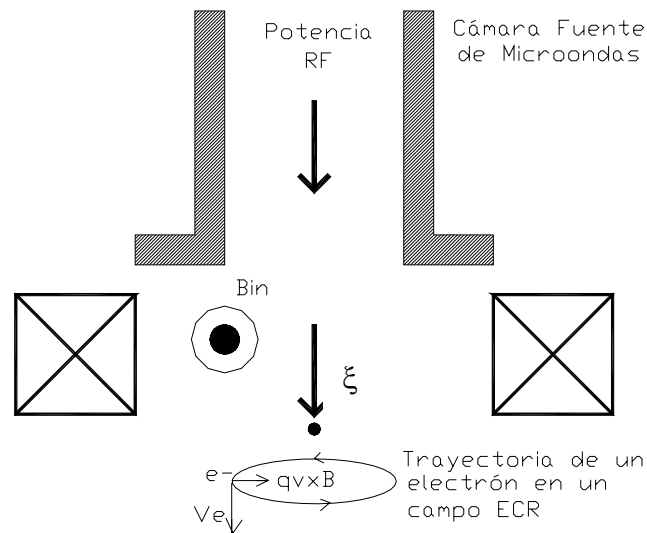
En el cuarto apartado de este Capítulo se describirá el sistema de recocido térmico rápido (RTA) utilizado durante esta tesis para mejorar los estados de la intercara y las propiedades eléctricas del aislante en las estructuras estudiadas. La utilización de un sistema de RTA para recocer las muestras a presión atmosférica y temperatura muy controlada en atmósfera inerte (Ar, en nuestro caso), ha sido probada como una de las mejores técnicas para mejorar las propiedades eléctricas de varios sistemas aislante-semiconductor: SiO<sub>2</sub>/Si<sup>[2]</sup>, SiN<sub>x</sub>:H/Si<sup>[3]</sup>, óxido-nitruro-óxido (ONO)/Si<sup>[4]</sup>, SiN<sub>x</sub>:H/InGaAs<sup>[5],[6]</sup> y, como se verá a lo largo de este trabajo, SiN<sub>x</sub>:H/InP<sup>[6], [7]</sup>.

En el apartado cinco se describirán los contactos óhmicos utilizados en las estructuras MIS, tanto sobre el aislante (Al) como en la parte trasera de la muestra (AuGe/Au), donde se hace desarrollar con más detalle los tipos de contactos posibles en los sistemas metal-InP, recogiendo los principales problemas por interacción entre ellos.

Por último, en el apartado 6 se detallan los pasos seguidos en la realización de las estructuras MIS: limpieza superficial, depósito de aislante, evaporación de contactos y aleados. En este apartado se exponen las condiciones experimentales de dichos pasos.

## 2.2. Principios de operación de un plasma ECR

El plasma ECR (*electron cyclotron resonance*) es una variante de los sistemas PECVD (*plasma enhanced chemical vapor deposition*), desarrollados ante la necesidad de depositar películas a bajas temperaturas de sustrato. El ECR es un método relativamente reciente de plasma, utilizado en los procesos de microelectrónica. Estos tipos de plasma utilizan un campo magnético perpendicular combinado con un campo eléctrico de frecuencia 2.45 GHz (Figura 2.1).



*Figura 2.1. Esquema de la dirección del campo eléctrico y magnético en un plasma ECR.*

Este campo eléctrico aumenta la magnitud de la velocidad del electrón y el campo magnético cambia la dirección del vector velocidad. Los electrones ganan energía por un proceso de resonancia, al coincidir la frecuencia de excitación  $\omega$  del campo eléctrico aplicado con la frecuencia de giro de dichos electrones en un campo magnético, que viene dada por<sup>[8]</sup>

$$\omega_{ce} = \frac{qB}{m_e} = \omega \quad (2.2-1)$$

El electrón en resonancia se acelera y gana energía dentro de su órbita, y ésta aumenta su radio. El electrón en su trayectoria va ionizando y excitando mediante colisiones al gas de la descarga. Esta absorción de energía se demuestra más eficaz en las regiones de baja presión ( $10^{-2}$  –  $10^2$  mTorr), por lo que este tipo de plasmas está diseñado para que opere a baja presión.

Es precisamente este hecho una de las principales desventajas de los plasmas ECR, ya que debido a su baja presión, el recorrido libre medio de las partículas aumenta, lo que conlleva la imposibilidad de controlar el crecimiento de un material capa a capa. La falta de uniformidad es otra de sus desventajas. Esta falta de uniformidad de los campos magnéticos aplicados hace que la resonancia se produzca sólo en una zona pequeña de la descarga, donde el campo magnético tiene el valor adecuado para producir la resonancia. Esta zona (conocida como zona ECR) actúa en este tipo de plasmas como el cátodo o filamento de cualquier

otro sistema de plasma<sup>[1]</sup>. Sólo los electrones, dentro de esta región, mantienen la descarga, y para los que están fuera de ella la transferencia de energía desde el campo de microondas es mínima. Debido a su pequeño tamaño, el acoplamiento de energía tiene lugar con una densidad de potencia muy grande. La gran cantidad de energía que los electrones absorben del campo eléctrico en el proceso de resonancia (alrededor de un 80%)<sup>[10]</sup> es responsable de la alta densidad y del alto coeficiente de ionización del plasma ECR. Un tercer inconveniente es que la alta densidad de partículas cargadas en la descarga favorece la aparición de rayos X y radiación UV que dañarían el material que se está procesando<sup>[11]-[13]</sup>.

A pesar de los inconvenientes planteados, este plasma presenta claras ventajas sobre otros sistemas de plasma, que justifican el interés despertado en pocos años para su aplicación en la fabricación de circuitos integrados. Entre estas ventajas, se pueden enumerar el bajo daño producido por los iones del plasma sobre los sustratos gracias al bajo potencial del plasma y de autopolarización; la posibilidad de controlar la energía de los iones independientemente de las condiciones que afectan a la cámara de proceso, mediante la configuración de campo magnético o con la aplicación de una cierta polarización al sustrato; la ausencia de contaminación de los materiales procesados, gracias a la falta de electrodos<sup>[9]</sup>; etc.

Finalmente, sólo queda mencionar dos de las más importante y habituales aplicaciones de este plasma ECR. La primera es, como se puede suponer, el depósito de películas delgadas. Además del depósito de aislantes<sup>[9]</sup> como  $\text{SiN}_x\text{:H}$  (del que hablaremos principalmente en esta memoria), el  $\text{SiO}_x$ <sup>[14]</sup> o el  $\text{SiN}_x\text{O}_y$ <sup>[15]</sup>, también se utiliza para el depósito de láminas semiconductoras, como el *a*-Si y el *a*-Si:H<sup>[16]</sup>. La segunda aplicación, no menos importante que el depósito de películas, es el grabado o comido seco<sup>[17],[18]</sup>. Esta aplicación aprovecha la posibilidad que ofrecen los plasmas ECR de controlar la energía de los iones incidentes sobre el sustrato, de forma que esos iones sean acelerados contra el sustrato y produzcan su comido.

## 2.3. Sistema ECR-CVD utilizado y condiciones de depósito

En la Ilustración 2.1 aparece una fotografía del sistema ECR utilizado en esta tesis y en la Figura 2.2, se muestra un esquema del sistema completo, en el que se incluyen los módulos de control. Este sistema se compone de cuatro partes principales: fuente de plasma, cámara de depósito, línea de gases y vacío, y la cámara estanca de transferencia. A continuación daremos una somera descripción de cada una de las partes. Para una completa explicación de los mismos nos remitimos a la lectura del Capítulo 2 de la ref.[9].

La *fente de plasma ECR* es un modelo AX4500 de la compañía ASTEX, y es de tipo guía de ondas. Posee una fuente de microondas de potencia variable (0 - 200 W), ajustada a una frecuencia de 2.45 GHz, que es la frecuencia de microondas utilizada normalmente. El valor del campo magnético, que según la expresión (2.2-1) produce la resonancia ( $\omega=\omega_{ce}$ ) a esta frecuencia, es de 875 Gauss. Este campo magnético está generado por una bobina, de forma que la configuración de las líneas de flujo magnético es divergente desde la fuente del plasma hasta la cámara de depósito.

La *cámara de depósito* fue diseñada por el grupo de trabajo<sup>[9]</sup> y construida por la compañía Telstar siguiendo el diseño realizado. Esta cámara tiene una tapa superior y otra inferior para ajustar la fuente del plasma y el sistema de vacío, respectivamente. En su interior se sitúa el portasubstratos, que permite el depósito sobre muestras de hasta un máximo de 2" de diámetro.

Este portasubstratos tiene a su vez un calefactor (hilo de Termocoax) y un medidor de temperatura (resistencia de Pt) que permiten calentar y controlar la temperatura de la muestra que se está depositando. Este portasubstratos tiene también una pieza cerámica que lo aísla del potencial de tierra al que se encuentran las paredes de la cámara, manteniéndolo al potencial de autopolarización que adquiere dentro del plasma.



Ilustración 2.1. Fotografía del sistema ECR utilizado

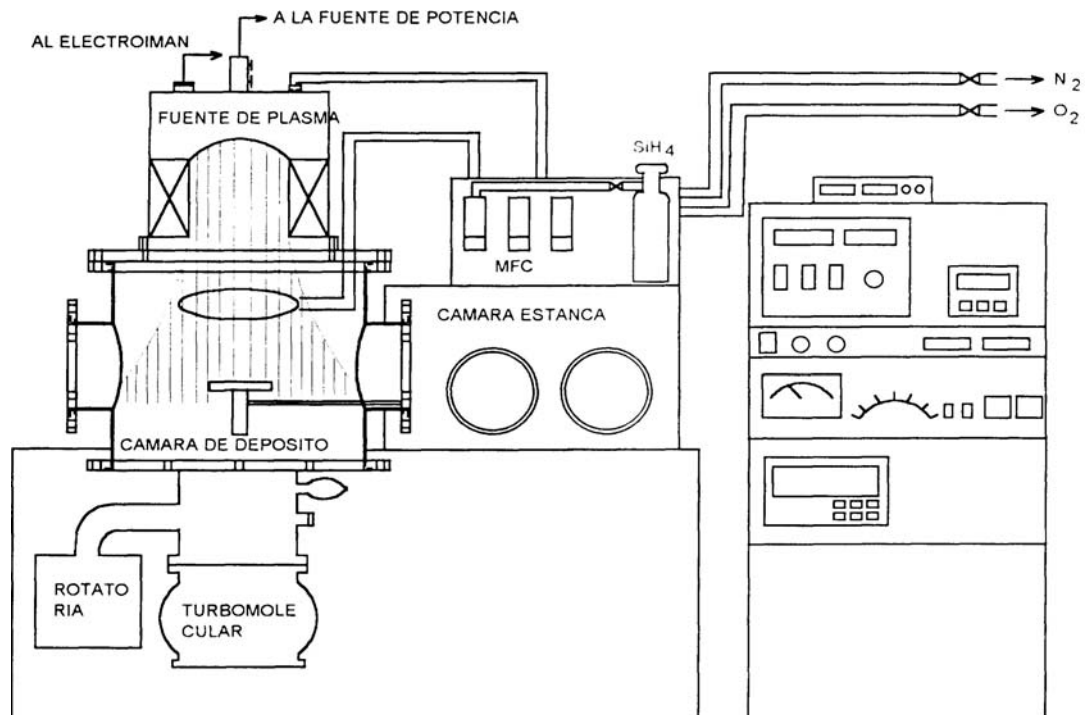


Figura 2.2. Esquema del sistema completo de depósito, incluyendo los módulos de control.

Este sistema dispone de tres *líneas de gases*: N<sub>2</sub>, O<sub>2</sub> y SiH<sub>4</sub>. El flujo a través de ellas se controla mediante tres MFC (controladores de flujo másico), que poseen límites superiores de trabajo para cada una de las líneas (40 sccm para N<sub>2</sub>; 60 sccm para O<sub>2</sub>; y 20 sccm para SiH<sub>4</sub>). Los gases N<sub>2</sub> u O<sub>2</sub> son introducidos por la parte superior de la cámara del plasma, mientras que el SiH<sub>4</sub> se introduce directamente a la cámara de depósito, a través de un anillo distribuidor de gases situado de forma concéntrica al sistema. El *sistema de vacío* se compone de una bomba turbomolecular (velocidad de bombeo: 240 l/s) apoyada por una rotatoria (velocidad de bombeo: 1300 l/min), todo ello incorporado en un único sistema, adquirido a la casa Balzers. Como ya se ha mencionado, este sistema de vacío está colocado debajo de la cámara de depósito.

La *cámara estanca de transferencia*, tal y como se muestra en la Ilustración 2.1, está situada en la boca de entrada a la cámara de forma que minimice la contaminación de las muestras antes ser introducidas en la cámara ECR. En ella se realiza la limpieza última de las muestras, mientras se hace correr un flujo de N<sub>2</sub>.

Vacío Previo	4 - 6.10 <sup>-7</sup> mTorr	Temperatura Portasubstratos	200°C
Presión de trabajo	0.6 mTorr	Corriente Bobina	17.4 - 17.8
Potencia Incidente	100 W	Flujo total de gases	10.5 sccm
Potencia reflejada	7 - 11 W	Espesor aislante(T <sub>in</sub> )	100 - 600 ⊕

**Tabla 2.1.** Parámetros generales utilizados en el depósito de las películas aislantes (tanto SiN<sub>x</sub>:H como SiN<sub>x</sub>O<sub>y</sub>).

Los valores de los parámetros utilizados en el depósito de las películas aislantes estudiadas en este trabajo se muestran en la Tabla 2.1. La composición de las láminas estudiadas se detallará en cada capítulo, ya que se han estudiado gran diversidad de composiciones y sería bastante complicado describirlas de forma general en este momento. Algunos de los parámetros mostrados en esta tabla se han modificado para hacer una limpieza por plasma previa al depósito del aislante. No obstante, se da una información mucho más detallada en el Capítulo 5



de esta memoria, donde se estudiará la influencia de dicha limpieza así como los parámetros del plasma.

## 2.4. Sistema RTA

### 2.4.1. Introducción

El comienzo de la tecnología de recocido térmico rápido se remonta a finales de los 60, cuando IBM usa por primera vez un recocido con láser pulsado. Durante los 70, los procesos de recocido térmico rápido estuvieron dominados por los recocidos con láser, usando pulsos de milisegundos, en atmósferas inertes (de N<sub>2</sub>, Ar o mezclas de N<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>). A finales de los 70 y durante parte de los 80 se estudiaron otras fuentes, tales como haces de electrones y lámparas halógenas, con lo que se alcanzó el régimen de proceso en tiempos de 1 a 100 segundos.

Los procesos de recocido rápido son un factor importante en la tecnología de manufactura de circuitos integrados. Con el RTA, obleas de gran tamaño pueden ser rápidamente calentadas a presión baja o atmosférica, bajo condiciones isotérmicas. Las cámaras de dichos sistemas de RTA están fabricadas en cuarzo, SiC, acero inoxidable o aluminio con ventanas de cuarzo. El sistema de medida de temperatura así como el de gases de entrada a la cámara están controlados mediante ordenador. De esta forma, la pequeña masa térmica en este sistema, junto con un ambiente controlado, permiten reducir los tiempos de proceso y mejorar el control del proceso.

El uso de esta técnica de recocido es especialmente importante cuando se trabaja con semiconductores III-V, ya que largos tiempos de recocido a temperaturas superiores a la de evaporación del elemento volátil produce la degradación del material. La técnica RTA es especialmente utilizada para activar los dopantes implantados en el material y controlar su redistribución<sup>[19]</sup>, así como para obtener mejores y más reproducibles aleados de contacto que los obtenidos mediante los hornos de aleado convencional<sup>[20]</sup>. No obstante, sus aplicaciones no se limitan a las mencionadas, sino que comprenden también el control de la formación de uniones p-n, de óxidos delgados, de nitruros y siliciuros, etc.

## 2.4.2. Sistema utilizado

El sistema utilizado es un RTP-600 de MPT. Corp., que consta de 20 lámparas halógenas de 1,2KW de potencia cada una, de este modo la potencia que controla el sistema y que se aplica cuando se necesitan rampas de  $65^{\circ}\text{C}/\text{s}$  (con susceptor) es de 24 KW. La cámara es de cuarzo, de diámetro  $18,5 \times 23,5 \times 2 \text{ cm}^3$  y está refrigerada por agua y aire comprimido. Para cada proceso se fija un flujo del gas que se utiliza para crear una atmósfera no oxidante (en nuestro caso: Ar) de gran pureza (99.999%).

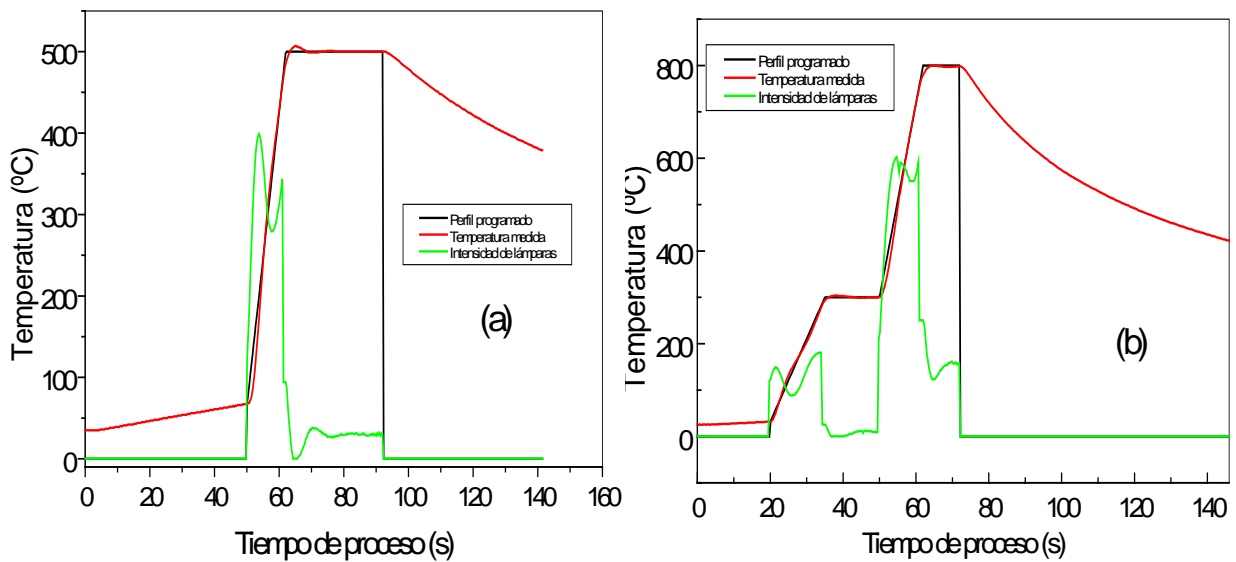
En la Ilustración 2.2 se presenta el sistema de RTA utilizado, donde se observa la bandeja de cuarzo y el susceptor de grafito en primer término.

Para el recocido de semiconductores III-V, el sistema está equipado con un susceptor térmico de grafito. Éste es un disco de 4 pulgadas de diámetro y 2 mm de espesor, recubierto por una capa delgada de SiC que le confiere rigidez, con un grabado de 1 mm de profundidad y  $5 \times 5 \text{ cm}^2$  de área, en el que se colocan las muestras, y una tapa del mismo material. El sistema posee dos opciones para la medida de la temperatura: una mediante un pirómetro, colocado en la parte inferior de la cámara de recocido, y otra, a través de un termopar de tipo K que se introduce hasta casi el centro del susceptor por un orificio perforado en uno de sus lados. Todos los recocidos mostrados en esta tesis han sido controlados por el termopar. El susceptor se sitúa sobre una bandeja de cuarzo que lo centra en la cámara de recocido entre los bancos de lámparas, garantizando la homogeneidad de la potencia luminosa incidente y la temperatura de la muestra, debido a la gran masa térmica del susceptor.

El uso de este susceptor presenta la ventaja de poder hacer recocidos en atmósfera del elemento volátil del semiconductor utilizado (en nuestro caso, P) haciendo un recocido de una muestra sacrificial previo al proceso de recocido en sí. De esta forma, se crea una sobrepresión de dicho elemento, evitando la pérdida masiva del mismo de la superficie de la muestra. En este trabajo se ha usado este método, poniendo además las muestras boca abajo entre dos trozos de oblea de Si, de modo que el contacto entre las superficies de Si e InP evite casi por completo la pérdida de P. Este procedimiento se ha seguido al recocer las estructuras MIS estu-



*Ilustración 2.2. Sistema RTA utilizado*



**Figura 2.3.** Proceso de RTA típico para (a) las estructuras MIS, en este caso se trata de un recocido a 500°C durante 30s; y (b) para las estructuras MISFET, en este caso se muestra el recocido de 800°C durante 30s.

diadas,  $\text{SiN}_x\text{:H/InP}$  en las que, aunque el  $\text{SiN}_x\text{:H}$  sirve como encapsulante, evita la degradación de la superficie trasera de la muestra, que entorpecería la formación de un buen contacto óhmico.

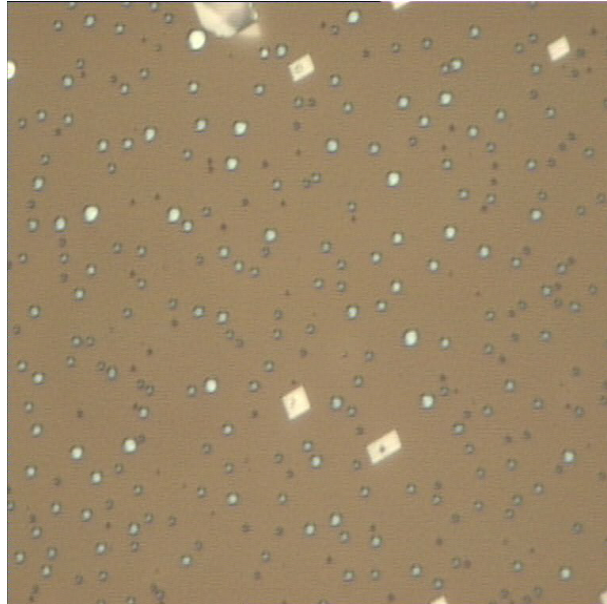
Este proceso de recocido va a ser clave tanto a la hora de estudiar su influencia sobre las propiedades eléctricas de las estructuras MIS ( $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$  o  $\text{Al/SiO}_x\text{N}_y\text{:H/InP}$ ) como cuando se estudien las características de los transistores de efecto campo que se formen a partir de ellas. Este recocido va a determinar en gran modo la degradación de la superficie del InP que va a servir como canal del transistor, aumentando la densidad de estados superficiales y deteriorando las características de dicho transistor.

Los ciclos de recocido utilizados en este trabajo han sido muy similares a los que se muestran en la Figura 2.3, variando tan solo la temperatura en función del proceso. A continuación se detalla una descripción general de los mismos. Para el caso de estructuras MIS, el proceso seguido es el siguiente (Figura 2.3 - a)

- a) Un primer paso de 5min de máximo flujo de Ar ( $50 \text{ cm}^2/\text{min}$ ) para evacuar todo el oxígeno de la cámara.
- b) Rampa de 12 segundos hasta alcanzar la temperatura programada para el recocido, que en el caso de las estructuras MIS variará entre  $300$  y  $800^\circ\text{C}$ .
- c) Mantenimiento de la temperatura máxima del proceso durante un tiempo que puede variar entre 10 y 45 segundos.
- d) Al terminar el proceso de recocido, se quita la potencia de las lámparas y se aumenta el flujo de Ar al máximo, para enfriar lo antes posible el suscepto.

La calidad de las estructuras MIS recocidas es prácticamente perfecta para temperaturas inferiores a  $600^\circ\text{C}$ . Para procesos de recocido con mayor temperatura, y en especial para estructuras  $\text{SiN}_x\text{:H/InP}$  con aislante rico en Si ( $x < 1.33$ ), se produce una degradación, apreciable a simple vista, de dicha estructura. Esta degradación consiste en el agrietado del  $\text{SiN}_x\text{:H}$  depositado sobre el InP, como la que se muestra en la Ilustración 2.3, en la que aparece una fotografía tomada por un microscopio electrónico de una muestra de  $\text{SiN}_x\text{:H/InP}$  con  $x=0.97$  recocida a  $800^\circ\text{C}$  durante 30s. Este agrietado ya ha sido observado sobre muestras de  $\text{Si}^{[3]}$ , y en ambos casos es debido especialmente a la diferencia de coeficientes de expansión térmica de los dos materiales en contacto, que se hace especialmente notable en las láminas de nitruro ricas en Si, las cuales son también

mucho más rígidas en su estructura de enlaces, precisamente por ese mayor contenido de Si.



*Ilustración 2.3. Efecto del recocido RTA sobre una muestra de  $\text{SiN}_x\text{:H/InP}$  con  $x=0.97$  ( $R=1$ ) tras someterla a un proceso de  $800^\circ\text{C}$  durante 30s.*

Para el caso de las estructuras MISFET, los procesos de recocido son un poco diferentes, como se aprecia en la Figura 2.3 - b. Este proceso de recocido térmico rápido se utilizará para la activación de las implantaciones de contactos de drenador y fuente, y se hace antes de realizar el depósito del aislante. El proceso es el que sigue:

- a) Un primer paso de 5min de máximo flujo de Ar ( $50 \text{ cm}^2/\text{min}$ ) para evacuar todo el oxígeno de la cámara.
- b) Rampa de 15 segundos hasta alcanzar la temperatura de  $300^\circ\text{C}$ , utilizada para el precalentamiento del suscepto. Este proceso se emplea para minimizar las inestabilidades en el máximo de la temperatura del proceso, ya que el proceso bastante rápido. La temperatura de  $300^\circ\text{C}$  se mantiene durante 15s.
- c) Nueva rampa de 12 segundos hasta alcanzar la temperatura de  $800^\circ\text{C}$ . Este valor se mantiene durante 10 segundos.
- d) Al terminar el proceso de recocido, se quita la potencia de las lámparas y se aumenta el flujo de Ar al máximo, para enfriar lo antes posible el suscepto.

Además de este proceso, sobre los transistores MISFET se ha realizado en alguna ocasión el recocido descrito para mejorar las propiedades del aislante y la intercara en los transistores MISFET.

## 2.5. Contactos Óhmicos

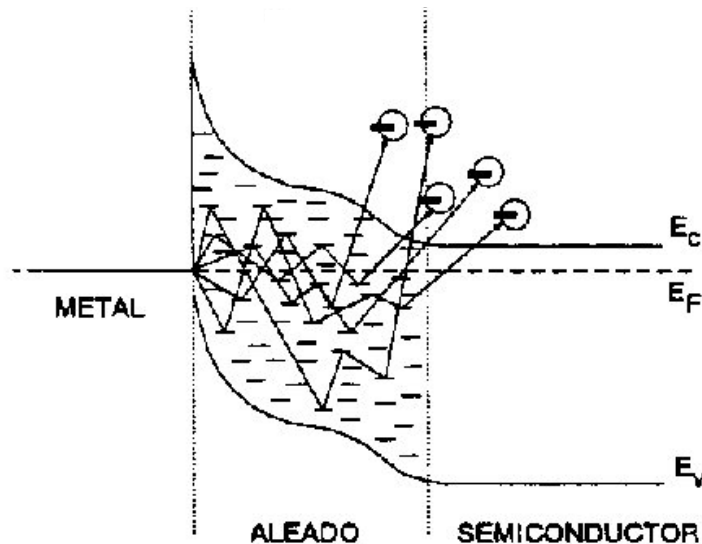
Un transistor de efecto campo controla la corriente que circula entre el drenador y la fuente mediante un voltaje aplicado a la puerta. Por ello, es lógico que los contactos de drenador y fuente sean no rectificantes y con resistencias lo menores posibles. De aquí que sea importante conocer no sólo los materiales adecuados para producir un contacto óhmico sino también los procesos (limpiezas superficiales, aleados...) que mejoran sus propiedades. Por esta razón, se dedica una descripción más o menos exhaustiva de los estudios de contactos óhmicos sobre InP hasta la fecha referidos.

### 2.5.1. Materiales y procesos de aleado

Una gran variedad de compuestos con Au son propuestos como metalización para la formación de contactos óhmicos sobre InP y los materiales derivados de él. El éxito o no de estos contactos está directamente relacionado con las reacciones que se producen entre el Au y el InP. Se ha demostrado que los contactos de Au sobre InP son químicamente inestables a temperatura ambiente debido a la disolución del In que entra en el Au formando grandes islas en la superficie<sup>[21]</sup>. Este proceso da lugar a un envejecimiento de los contactos y parece estar favorecido en atmósferas húmedas. Por otro lado, se han observado reacciones químicas en la interfase Au/InP que dan evidencia de reacciones de estado sólido que ocurren incluso a temperatura ambiente<sup>[22]</sup>. Los sistemas metal/InP son extremadamente reactivos y se han observado complicadas microestructuras<sup>[20],[23],[24]</sup>. Se cree que la naturaleza del transporte de portadores está determinada por dichas microestructuras, de hecho la resistencia de contacto puede reducirse varios órdenes de magnitud optimizando el proceso térmico al que se somete el contacto al alearlo.

La base de estos contactos está en la presencia de un elemento electronegativo (el Au) que tiene una gran solubilidad para el In y el elemento dopante (el Ge en el caso de AuGe), y en la necesidad de ser aleados a

temperaturas entre 300 y 450°C para formar una capa muy dopada intermedia y delgada entre el metal y el semiconductor. Es precisamente gracias a esta capa intermedia y amorfa por lo que se produce el transporte de corriente.



*Figura 2.4.* Esquema del diagrama de bandas de una unión metal-semiconductor después del aleado, con los posibles mecanismos de transporte.

En cuanto a los materiales utilizados para contactos óhmicos en semiconductores III-V, y en particular sobre el InP, son variados y dependen del tipo de contacto que se requiera.

Así, para contactos tipo p, los materiales más utilizados son Au-Zn<sup>[25]</sup> y Au-Be<sup>[20]</sup>, que requieren recocidos entre 400 y 430°C para obtener resistencias de contacto menores de  $10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ . Existen también otros sistemas de metalización como<sup>[26]</sup>: Au-Mg, Au-Cd, Au-Ni; y ternarios, como Au-Be-Cr y Au-Zn-Ni.

Para contactos tipo n, de especial interés para las aplicaciones a los dispositivos fabricados en esta tesis, el material más usado es el eutéctico Au-Ge<sup>[27]-[29]</sup> al 12%. Aleando este contacto a la temperatura de fusión del eutéctico (360°C) se produce la disolución del InP y la resolidificación de un InP rico en P, como resultado de la gran solubilidad del In en el Au-Ge fundido<sup>[26]</sup>, adyacente al sustrato. El Ge del eutéctico se incorpora preferencialmente en los lugares del In en el InP precipitado, creando una zona fuertemente dopada que facilita la formación de un contacto óhmico. Aleando el contacto a temperaturas superiores a 450°C se produce una considerable pérdida de P y se potencia la formación de

vacantes de P. Esto produce la degradación de las propiedades eléctricas del contacto. Otras metalizaciones utilizadas para contactos n son ternarios Au-Ge-Ni [28],[29] o la evaporación de capas muy delgadas de Al, Ni o Ti. Estos materiales reaccionan fuertemente con el fósforo, y esta reacción atrapa el P en la interfase<sup>[30]</sup>-<sup>[32]</sup>.

## 2.5.2. Materiales y sistema utilizados

En este trabajo los contactos óhmicos han sido realizados mediante una doble evaporación de AuGe (12%) / Au para formar capas tipo n. La evaporación final de Au sobre AuGe tiene una doble finalidad: por una parte evita la oxidación de las capas de Ge y por otro ofrece un camino de baja resistencia de contacto, ideal para la soldadura.

El sistema utilizado para este proceso ha sido un evaporador de efecto Joule Edward 306, equipado con dos barquillas de W que permiten hacer dos evaporaciones de forma secuencial sin romper el vacío. El vacío base del sistema ha sido del orden de  $10^{-6}$  Torr en todos los procesos, y los espesores evaporados variaron en función del dispositivo a fabricar (MIS ó MISFET). Los espesores de estos contactos en las estructuras MIS fueron en torno a  $1500\text{Å}$  para el AuGe y  $1000\text{-}1500\text{Å}$  para el Au. Como contacto de puerta sobre el aislante, depositado tanto en las estructuras MIS como en los transistores de efecto campo, se evaporó alrededor de  $3000\text{-}3500\text{Å}$  de Al mediante el mismo procedimiento descrito para el AuGe. El aleado de los contactos se realizó simultáneamente para los de Al y los de AuGe/Au, en un horno convencional a presión atmosférica en atmósfera de Ar y a  $300^{\circ}\text{C}$  durante 20 minutos.

## 2.6. Fabricación de estructuras MIS

Los pasos para realizar una estructura metal-aislante-semiconductor han sido los siguientes:

1. Plasma de  $\text{N}_2$  de limpieza de la cámara de depósito previa a la introducción de la muestra.
2. Limpieza de los substratos.
3. Depósito del aislante.



4. En algunos casos, recocido térmico rápido (RTA) de la estructura aislante-semiconductor.
5. Evaporación térmica del contacto delantero con Al.
6. Evaporación térmica del contacto trasero con AuGe/Au.
7. Aleado de contactos.

A continuación se detallan los pasos de fabricación seguidos más importantes.

### *Substratos*

Los substratos empleados para la realización de estructuras metal-aislante-semiconductor han sido adquiridos a la empresa Sumitomo Electric Industries, Ltd.

Son obleas pulidas por una cara, no dopadas intencionadamente que tienen una concentración de portadores (tipo n) entre  $5.3 \times 10^{15}$  y  $6.6 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$  y una movilidad de portadores varía entre  $4.4 \times 10^3$  y  $4.5 \times 10^3 \text{cm}^2/\text{Vs}$ . La orientación es  $\langle 100 \rangle \pm 10^\circ$ . El espesor de las obleas es aproximadamente de  $350 \mu\text{m}$  y su diámetro de 2 pulgadas<sup>[33]</sup>.

### *Limpiezas químicas*

El paso de limpieza química de las muestras es crucial a la hora de obtener bajas densidades de estados en la intercara aislante-semiconductor. En general, el objetivo de estas limpiezas es la eliminación de partículas contaminantes y la preparación de la superficie del InP para la creación de una intercara adecuada para el depósito del aislante.

Algunos de los pasos de estas limpiezas se han realizado en una cámara estanca de transferencia, justo antes de ser transferidas a la cámara de depósito del aislante. Son tres los procesos de limpieza de las muestras que se han estudiado, obteniéndose los mejores resultados para el último de los aquí mostrados, como se verá en el Capítulo 5 de esta memoria.

Las tres limpiezas tienen un paso común previo al dekapado de la superficie del InP. Este paso común es el desengrasado de la superficie con los disolventes

orgánicos habituales (tricloroetileno, acetona y metanol) y posterior secado con  $N_2$ . Tras este primer paso las muestras se introducen en la cámara estanca, donde se realiza un ligero comido de la superficie con las tres limpiezas estudiadas.

Limpieza 1:

- Inmersión en una solución HF:H<sub>2</sub>O 1:10 durante 15s [34].
- Aclarado en agua desionizada.

Limpieza 2:

- Inmersión en una solución de H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 1:1 durante 1min<sup>[19]</sup>.
- Aclarado en agua desionizada.
- Limpieza 1.

Limpieza 3:

- Inmersión en una solución de HIO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O (al 10% en peso)<sup>[9]</sup> durante 1 min.
- Aclarado en agua desionizada.
- Limpieza 1.

El HF se emplea como atacante del óxido nativo del semiconductor, puesto que es superior a cualquier otra solución ácida a la hora de reducir dicho óxido. Tanto el HIO<sub>3</sub> como el H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> se utilizan para eliminar las primeras capas del material, eliminando cualquier contaminación superficial<sup>[35],[36]</sup>.

### ***Metalización y Aleado***

La metalización se ha realizado con el evaporador de efecto Joule antes descrito.

Tal y como se ha mencionado, se evapora primero el contacto delantero con Al (~3000 ⊕), a través de una máscara metálica que define cuadrados de un área aproximada a  $1.12 \times 10^{-3} \text{ cm}^2$ . El contacto trasero utilizado ha sido una doble evaporación de AuGe (12%)/Au (~1500⊕/1500⊕).

El aleado de contacto se ha realizado de forma conjunta en una cámara estanca en atmósfera de Ar a una temperatura de 300°C durante 20 min.

## 2.7. Referencias

- [1] J. Asmussen. *J. Vac. Sci. Technol. A* 7, 883 (1989).
- [2] J.T. Fitch, S.S. Kim, G. Lucovsky. *J. Vac. Sci. Technol. A* 8 (3) 1871-1877 (1990).
- [3] "Estudio de la estabilidad térmica del  $a\text{-SiN}_x\text{:H}$  producido mediante la técnica de plasma ECR-CVD". Tesis doctoral de F. Martínez Viviente. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (2000).
- [4] Y. Ma, T. Yasuda, G. Lukovsky. *Appl. Phys. Lett.* 64 (17), 2226-2228 (1994).
- [5] N. Blanco, E. Redondo, I. Mártil, G. González-Díaz. *Semicond. Sci. Technol.* 15, 823-828 (2000).
- [6] H. Castán, S. Dueñas, J. Barbolla, E. Redondo, N. Blanco, I. Mártil, G. González-Díaz. *Microelectronics Reliability* 40, 845-848 (2000).
- [7] E. Redondo, N. Blanco, I. Mártil, G. González-Díaz, M. Fernández. *Actas de la Conferencia De Dispositivos Electrónicos CDE-99 (Madrid)*, 381 - 384 (1999).
- [8] S.A. Campbell "The Science of Engineering of Microelectronic Fabrication", Oxford University Press, (1996).
- [9] "Láminas delgadas de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  y  $\text{SiO}_x\text{:H}$  depositadas mediante la técnica ECR-CVD para su aplicación en estructuras MIS". Tesis doctoral de S. García Sánchez. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (1996).
- [10] F.C. Sze, J. Asmussen. *J. Vac. Sci. Technol. A* 11, 1289 (1993).
- [11] D.A. Buchanan, G. Fortuño-Wiltshire. *J. Vac. Sci. Technol. A* 9 (3), 804-809 (1991).
- [12] J.R. Flemish, R.L. Pfeffer. *J. Appl. Phys.* 74 (5), 3277-3281 (1993).
- [13] K.H. Chew, J.L. Shohet, T.J. Castanga, K.L. Seaward, F.F. Mertz. *J. Vac. Sci. Technol. A* 11 (4) 1186-1192 (1993).
- [14] A. Bierhals, A.G. Aberle, R. Hezel. *J. Appl. Phys.* 83 (3), 1371-1378 (1998).
- [15] A. del Prado, F.L. Martínez, I. Mártil, G. González-Díaz. *J. Vac. Sci. Technol. A* 17 (4) 1263-1268 (1999).
- [16] M. Hayama, H. Murai, K. Kobayashi. *J. Appl. Phys.* 67, 1356 (1990).
- [17] A. Ghanbari, M.S. Ameen, R.S. Heinrich. *J. Vac. Sci. Technol. A* 10 (4), 1276-1280 (1992).
- [18] W.h. Juan, S.W. Pang. *J. Vac. Sci. Technol. B* 12 (1), 422-426 (1994).
- [19] "Implantación iónica en  $\text{InP}$  para aplicaciones en dispositivos". Tesis doctoral de J.M. Martín Pacheco. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (1994).
- [20] A. Katz, P.M. Thomas, S.N.G. Chu, J.W. Lee, W.C. Dautremont-Smith. *J. Appl. Phys.* 66 (5), 2056-2060 (1989).

- [21] N.S.Fatemi, V.G.Weizer. *Appl.Phys.Lett.* 57 (5), 500-502 (1990).
- [22] C.T.Tasai, R.S.Williams. *J.Mater.Res.* Vol. 1, 1-7 (1986).
- [23] A.Piotrowska, P.Auvray, A.Guivarc'h, G.Pelous, P.Henoc. *J.Appl.Phys.* 52 (8), 5112-5117 (1981).
- [24] J.M.Vandenberg, H.Temkin, R.A.Ham, M.A.DiGiuseppe. *J.Appl.Phys.* 53 (11) 7385-7389 (1982).
- [25] T.Clausen, O.Leistiko. *Appl.Phys.Lett.* 62 (10), 1108-1109 (1993).
- [26] V. Swaminathan. *"InP and related materials: Processing, Technology and Devices"*, A.Katz ed. Artech House. (Boston, 1992).
- [27] R.R.Sumathi, N.Dhamarasu, S.Arulkumaran, P.Jayavel, J.Kumar. *J.Electron. Mat.* 27 (12), 1358-1361 (1998).
- [28] J.Duun, G.B.Stringfellow. *J.Electron.Mat.* 19 (2), L1-L3 (1990).
- [29] J.Reed, M.Tao, D.G.Park, A.Botchkarev, Z.Fan, S.K.Suzue, D.Li, G.B.Gao, S.N.Mohammad, S.J.Chey, J.E.Van Nostrand, D.G.Cahill, H.Morkoç. *Solid-State Electron.* Vol. 38, No. 7, 1351-1357 (1995).
- [30] L.J.Brillson, C.F.Brucker, A.D. Katnani, N.D. Stoffel, G.Margaritondo. *J.Vac. Sci. Technol.* Vol.19, nº3, 661-666, (1981).
- [31] Y.Shapira. *Thin Solid Films.* Vol. 175, 141-148, (1989).
- [32] Y.Shapira, L.J. Brillson, A.D.Katnani, G.Margaritondo. *Phys. Rev. B.* Vol. 30, nº 8, 4586-4594 (1984).
- [33] Sumitomo Electric Industries, especificaciones.
- [34] M.C.Hugon, F.Delmotte, B.Agius, J.L.Courant. *J.Vac.Sci.Technol. A.* 15 (6), 3143-3153 (1997).
- [35] S.K.Krawczyk, G.Hollinger, *Appl.Phys.Lett.* 45, 870 (1984).
- [36] G.Bahir, J.L.Merz, J.R.Abelson, T.W.Sigmon. *J.Electron.Mat.* 16 (4), 257-262 (1987).

# ***Capítulo 3***

---

## ***Técnicas experimentales de caracterización de estructuras MIS***

### **3.1. Introducción**

Este Capítulo se ha dedicado exclusivamente a la descripción de las técnicas de caracterización empleadas en el estudio de las estructuras metal-aislante-semiconductor.

En primer lugar, se abordará la técnica utilizada para conocer la composición de las capas aislantes, la espectroscopía de electrones Auger. Esta técnica se ha utilizado principalmente para la comprobación de dicha composición, puesto que estudios mucho más detallados de la misma se han realizado en tesis anteriores a la que nos ocupa, realizadas también en este departamento<sup>[1],[2]</sup>. Tal y como se describe en el próximo apartado de este Capítulo, esta técnica permite conocer los enlaces presentes en la lámina, la estructura del material (si es compuesto o mezcla de fases) y obtener de forma indirecta una idea sobre su composición. Además, en

este mismo apartado, se presenta una pequeña descripción del espectrómetro utilizado en este trabajo.

El estudio de las estructuras metal-aislante-semiconductor (MIS) realizado en esta memoria tiene una doble finalidad: conocer las propiedades eléctricas de la intercara entre el aislante y el semiconductor, y conocer las propiedades eléctricas del aislante. Este estudio está encaminado a obtener la mejor estructura de puerta posible para los transistores de efecto de campo (MISFET) que se presentarán en los Capítulos finales de esta memoria. El primer estudio que se ha realizado de estas estructuras es el análisis de las características C-V (capacidad frente a tensión aplicada), tanto en alta frecuencia como en cuasiestática, para determinar la calidad de la intercara del aislante con el InP. En el tercer apartado de este Capítulo se describirán de forma breve las nociones básicas necesarias para comprender los procesos que caracterizan una estructura MIS. También se detallarán el sistema experimental utilizado así como las precauciones tomadas para realizar dichas medidas. De este estudio se obtendrán las densidades de estados en las intercaras aislante-semiconductor como magnitud que determina el funcionamiento óptimo de un dispositivo de efecto de campo. Además, entre otras magnitudes, se han obtenido la tensión de bandas planas para calcular la densidad de cargas presentes en el aislante, y la histéresis existente en las curvas C-V.

El siguiente estudio que se ha llevado a cabo es la medida de las características I-V (corriente frente a tensión aplicada), cuya descripción experimental se presenta en el apartado cuarto de este Capítulo. La principal finalidad de este estudio ha sido obtener una idea de la calidad del aislante a través de parámetros como su resistividad o su campo de ruptura dieléctrica, aunque también se ha realizado un pequeño estudio de los mecanismos de conducción de las láminas.

Por último se describen dos técnicas de caracterización en alterna, DLTS y transitorios de conductancia, que completarán la información proporcionada por las medidas anteriores. La primera de estas técnicas, DLTS, nos dará información acerca del daño en la intercara y de los centros profundos presentes en el semiconductor. La segunda técnica, mucho más reciente, permite conocer no sólo la distribución de los estados en la intercara, sino también su distribución hacia el

interior del aislante, con lo que da idea de la mejora global de la intercara y del aislante.

## 3.2. Espectroscopía de electrones Auger (AES)

### 3.2.1. La técnica

Esta técnica consiste en analizar la energía cinética de los electrones emitidos desde los estados energéticos ligados del sólido, normalmente en la banda de valencia (electrones Auger), bajo la excitación provocada por un haz de alta energía, que puede ser de rayos X o de electrones<sup>[3]</sup>. En un material como el  $\text{SiN}_x\text{:H}$ , la transición Auger más característica es la línea de Si (LVV), situada a 84 eV en el nitruro estequiométrico<sup>[3]</sup>, que es una transición desde un nivel profundo dentro del sólido (estado Si 2p) hasta un estado situado en la banda de valencia. La emisión de este electrón está seguida de dos procesos de relajación: la recombinación de un electrón de la banda de valencia con un hueco dejado en el nivel profundo, y la emisión de un electrón Auger desde este mismo estado de la banda de valencia al nivel vacío (que es el electrón que esta técnica detecta). La energía cinética del electrón Auger, determinada por la estructura del material, depende de la diferencia de energías entre el estado Si 2p y los estados de la banda de valencia que intervienen en el proceso. Para láminas no estequiométricas, aparece un pico satélite próximo al citado que dificulta la obtención de resultados cuantitativos a partir de los espectros de Auger empleando el Si (LVV). La aparición de este pico satélite se debe a diferentes estados energéticos desde los cuales es emitido el electrón Auger en estos casos, con respecto a los que lo hace en los compuestos estequiométricos. Otro pico característico del Si que aparece en los espectros de Auger es el llamado pico de alta energía (Si KLL), situado a 1621eV.

Además de los picos relacionados con el Si aparecen otros que evidencian la presencia de distintos átomos: N (KLL), correspondiente a átomos de N, O (KLL) para átomos de O. Ambos picos están localizados respectivamente a 380-390 eV y 505 eV<sup>[4]</sup>.

Esta técnica es empleada para el análisis cuantitativo de los distintos elementos presentes en las láminas, mediante el uso de una muestra de referencia que se emplea como patrón, comparando la señal de Auger de la muestra con la del patrón<sup>[5]</sup>. La máxima exactitud se obtiene cuando se comparan simultáneamente y en idénticas condiciones experimentales la muestra patrón y la muestra en estudio. El cálculo se basa en el método de los factores relativos de sensibilidad, por el que la concentración atómica de un elemento en la lámina es proporcional a la intensidad del pico Auger correspondiente, corregida por el factor relativo de sensibilidad, que se encuentra tabulado para cada elemento<sup>[6]</sup>. De esta forma, se determina con fiabilidad la relación  $[O]/[Si]$  o  $[N]/[Si]$  en la lámina.

### 3.2.2. Sistema experimental empleado

Las medidas AES mostradas en este trabajo han sido efectuadas en el Instituto de Ciencias de Materiales del C.S.I.C de Madrid por la Dra. M. Fernández. El sistema utilizado es un espectroscopio JEOL (JAMP-10S) que trabaja a una presión base de  $4 \cdot 10^{-10}$  Torr. La excitación Auger se provoca con un haz de electrones de 0.1mm de diámetro y de 5kV, en incidencia normal a la muestra. Los picos que se han medido han sido los de las transiciones Si (LVV), O (KLL) y N(KLL).

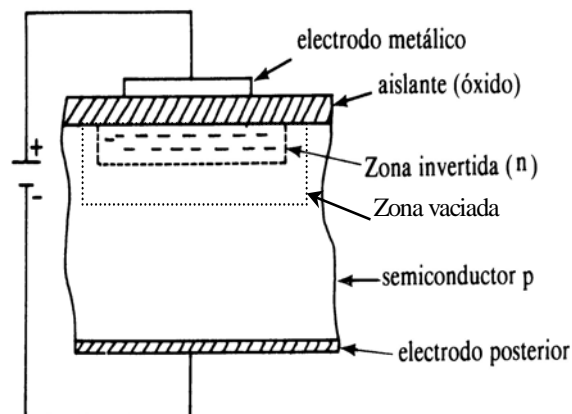
Los resultados cuantitativos referentes a las relaciones  $[N]/[Si]$  y  $[O]/[Si]$  mostrados se han calculado utilizando los correspondientes factores de sensibilidad relativa tabulados<sup>[6]</sup>. Para ello se ha empleado el pico de Si de alta energía y el pico N (KLL) en las láminas de  $SiN_x:H$ . El contenido de oxígeno en aquellas láminas de  $SiN_x:H$  que lo contienen se ha medido a partir del pico O (KLL).

Los principales resultados que presentaremos a lo largo de esta memoria son los perfiles en profundidad de los sistemas  $SiN_x:H/InP$ , obtenidos siguiendo la emisión Auger correspondiente a cada uno de los elementos conforme penetramos en la muestra.



### 3.3. Caracterización CV de las estructuras MIS

La estructura metal-aislante-semiconductor (MIS) es sin duda el núcleo de las estructuras de la microelectrónica de la actualidad. Estas estructuras son la parte principal de los conocidos transistores de efecto de campo MISFET. El efecto de campo, en el que están basados tanto la estructura MIS como el transistor MISFET, es un fenómeno de influencia por el que se pueden inducir cargas superficiales sobre el semiconductor bajo el aislante, al aplicar una tensión sobre metal, tal y como muestra la Figura 3.1, para un semiconductor tipo p. Esta idea del efecto de campo fue ya sugerida por Liliental en el año 1926, y posteriormente estudiada por Shockley y Pearson en los años 40. Sin embargo, no fue hasta los 60 cuando la tecnología permitió construir a Kahng y Atalla un transistor de efecto de campo basado en el sistema Si-SiO<sub>2</sub>.



*Figura 3.1. Esquema de una estructura metal-aislante-semiconductor (tipo p) en inversión.*

La estructura metal-aislante-semiconductor permite el estudio de la superficie del semiconductor y de la intercara entre el semiconductor y el aislante al depositar o crecer éste. Es conocido que al depositar el aislante se forma una intercara de defectos propiciados por la unión de dos materiales distintos, a lo que se suman las imperfecciones ya presentes en la superficie del semiconductor y los defectos del aislante. Es por tanto normal, que esta intercara dependa no sólo del método de crecimiento o depósito del aislante sobre el semiconductor, sino también del proceso de limpieza previo al que se somete la superficie de éste.

Las estructuras metal-aislante-semiconductor más estudiadas y que son fabricadas comercialmente, son las basadas en el sistema SiO<sub>2</sub>-Si (MOS), donde el



muestra en la Figura 3.3-a. De esa forma, la carga superficial en el semiconductor consistirá en una capa de *acumulación* de electrones con una densidad mayor que la del semiconductor en equilibrio.

b) Cuando se aplica una *tensión ligeramente negativa* ( $V_g \nearrow 0$ ), los electrones son repelidos de la superficie, de forma que habrá una tensión (en el caso no ideal, será distinta de cero) para la que el semiconductor en superficie es neutro. Esta tensión se conoce como la tensión de *bandas planas* ( $V_{fb}$ ). Cuando se sigue

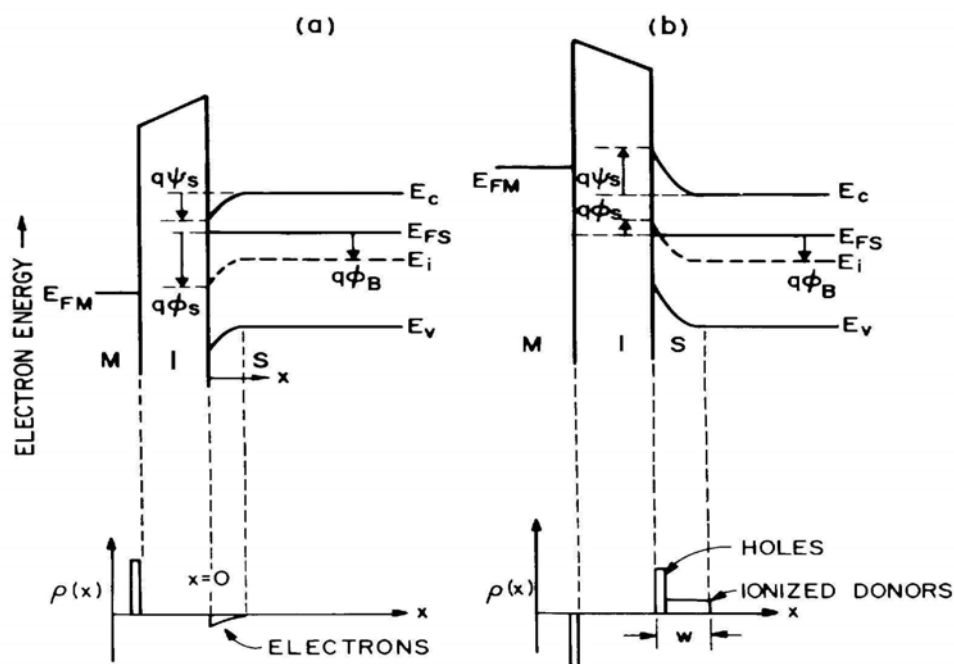


Figura 3.3. Diagrama de energías de una estructura MIS sobre semiconductor tipo n en (a) acumulación, y (b) en inversión. La distribución de carga se muestra bajo cada diagrama de energías, mostrando el tipo de carga superficial que domina en cada caso.

aumentando la tensión hacia valores cada vez más negativos, los electrones son totalmente repelidos de la superficie. Para mantener la neutralidad de carga en esta región se forma una carga positiva en la intercara, que está compuesta por los iones positivos generados al alejarse los electrones de la superficie. Estos iones forman la zona de *vaciamiento*, que es capaz de penetrar considerablemente en el semiconductor.

c) La aplicación de *tensiones aún más negativas* ( $V_g < 0$ ), produce una atracción de huecos a la superficie del semiconductor y hace que las bandas se curven hacia arriba, tal y como se muestra en la Figura 3.3-b. Cuando la densidad de

huecos de la superficie excede a la de electrones en el volumen del semiconductor, se dice que la superficie está *invertida*.

Las dos magnitudes fundamentales que describen el comportamiento de la estructura MIS en cada una de las regiones antes descritas son: el potencial en el semiconductor ( $\phi(x)$ ) y la curvatura de bandas ( $\psi(x)$ ). La definición matemática de cada una de ellas es la siguiente:

$$1) \quad q\phi(x) \equiv E_F - E_i(x) \quad (3.3-1)$$

donde  $E_F$  es el nivel de Fermi extrínseco y  $E_i(x)$  es el nivel de energía intrínseco. Cuando el semiconductor alcanza el equilibrio y nos adentramos en él ( $x \rightarrow \infty$ ),  $\phi(x)$  se denomina el potencial del volumen del semiconductor ( $\phi_B$ ), y mientras que en la superficie ( $x=0$ ) se denomina potencial superficial ( $\phi_s$ ).

$$2) \quad \psi(x) \equiv \phi(x) - \phi_B \quad (3.3-2)$$

representa la curvatura de las bandas en cada punto de la capa de vaciamiento (de acumulación o de inversión) respecto al valor que toma en el volumen del semiconductor ( $\phi_B$ ). En particular, la altura de la barrera  $\psi_s = \phi_s - \phi_B$  que aparece en la Figura 3.3, es la curvatura máxima de la banda.

El cálculo teórico del campo eléctrico y de la carga presente en la superficie del semiconductor es extremadamente complicado. Sólo para el caso de aproximaciones que simplifiquen el cálculo de la ecuación de Poisson (unidimensionalidad, semiconductor no degenerado, dopado uniforme), es posible establecer la relación entre el campo en la intercara y el potencial  $\phi$ . La expresión exacta de esta relación es [7]

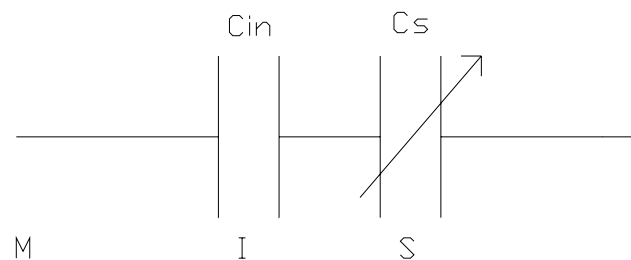
$$\xi_s = \frac{\sqrt{2kT}}{qL_D} \left[ \left( \frac{q(\phi_B - \phi_s)}{kT} \right) \sinh \frac{q\phi_B}{kT} - \cosh \frac{q\phi_B}{kT} + \cosh \frac{q\phi_s}{kT} \right] \quad (3.3-3)$$

donde  $L_D$  es la longitud de Debye intrínseca en el semiconductor.

La aplicación de la ley de Gauss permite conocer la carga por unidad de área en la intercara a partir del campo eléctrico en la misma, mediante la expresión:

$$Q_s = \epsilon_s \xi_s \quad (3.3-4)$$

Puesto que el semiconductor almacena carga que varía con la tensión aplicada, la forma más habitual de representarlo en estas estructuras es mediante su capacidad ( $C_s$ ). Esta capacidad está en serie con la del aislante ( $C_{in}$ ), de modo que en las estructuras ideales, el modelo circuital del un sistema MIS es como el representado en la Figura 3.4. De estas dos capacidades, tan sólo la del semiconductor varía con la tensión de puerta aplicada y con la frecuencia a la que varía la señal de ac superpuesta a dicha tensión dc aplicada sobre el dispositivo, por lo que la forma más usual de estudiar una estructura MIS, es mediante las curvas Capacidad-Voltaje (C-V) a distintas frecuencias.



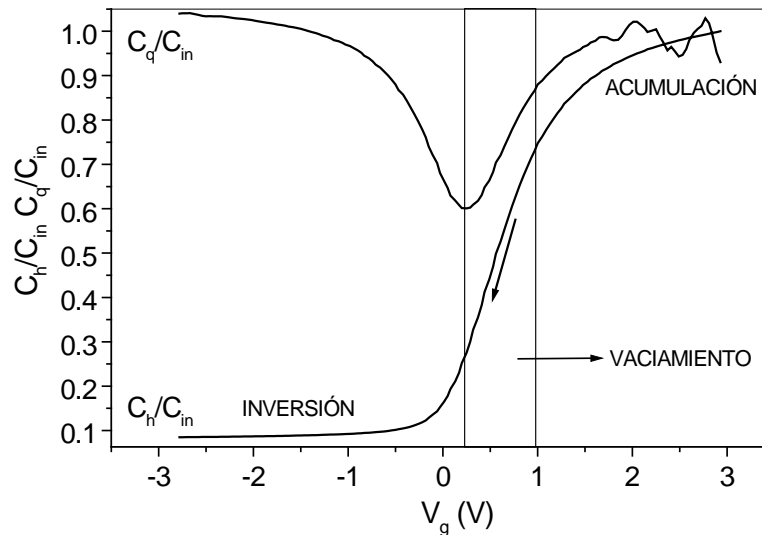
$$\left(\frac{1}{C_T}\right) = \left(\frac{1}{C_{in}}\right) + \left(\frac{1}{C_s}\right) \quad (3.3-5)$$

**Figura 3.4.** Modelo circuital de estructura MIS ideal.  $C_T$  es la capacidad total de la estructura.

En esta memoria utilizaremos sólo dos frecuencias de la tensión ac superpuesta al barrido en tensión: alta frecuencia (1MHz) y cuasiestática o baja frecuencia. La primera es suficientemente elevada para considerar que sólo responden a la tensión de ac los portadores mayoritarios, puesto que los minoritarios tienen tiempos de vida largos y no son capaces de seguir la señal aplicada; y la segunda, que será suficientemente lenta para que respondan los portadores minoritarios en la estructura MIS. Una curva C-V típica de estas estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP se muestra en la Figura 3.5.

En esta figura, se han marcado también las distintas regiones de operación de estas estructuras. Para tensiones  $V_g$  positivas y superiores  $V_{fb}$  (zona de acumulación), los electrones son atraídos a la superficie del semiconductor, tal y como se describió anteriormente. Esta alta densidad de electrones dará lugar a una capacidad de forma que  $C_s$  será mucho mayor que la capacidad del aislante ( $C_s \gg C_{in}$ ); así que atendiendo al circuito equivalente de la estructura representado en la Figura 3.4., la capacidad total será  $C_T = C_{in}$ . Conforme  $V_g$  disminuye, la

densidad de electrones acumulados en superficie también disminuye, haciéndose  $C_s$  menor y  $C_T < C_{in}$ .



**Figura 3.5.** Curvas de alta frecuencia ( $C_h$ ) y cuasiestática ( $C_q$ ) típicas, normalizadas a la capacidad del aislante ( $C_{in}$ ), de una estructura MIS Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP analizada en esta memoria.

Cuando  $V_g < V_{fb}$ , los electrones son repelidos de la superficie del semiconductor y se empieza a formar la capa de vaciamiento de impurezas ionizadas (*región de vaciamiento*), haciéndose  $C_s$  y  $C_T$  cada vez más pequeñas. En estas dos regiones apenas hay diferencias entre las capacidades de alta ( $C_h$ ) y baja frecuencia ( $C_q$ ) ya que la concentración de portadores minoritarios (huecos, en nuestro caso) es despreciable frente a la de mayoritarios (electrones). Por tanto, no importa si los portadores minoritarios responden a la tensión de ac.

La principal diferencia se observa en la *región de fuerte inversión*, donde los portadores minoritarios en la capa de vaciamiento son comparables e incluso exceden a los mayoritarios. En esta región, para el caso de baja frecuencia en el que los minoritarios responden a la señal de ac, la cantidad de estos minoritarios aumentará a medida que  $V_g$  se haga más negativo (lo que hace que  $C_s$  también aumente). Cuando  $C_s > C_{in}$ , la capacidad total será otra vez  $C_{in}$ , lo que hace que la curva de la capacidad cuasiestática vuelva a subir hasta el valor de acumulación. En el caso de alta frecuencia, la señal de ac es tan rápida que los portadores minoritarios no son capaces de seguirla, de forma que están “bloqueados” y sólo responde la zona de vaciamiento variando su anchura, aunque estas variaciones serán muy pequeñas. Por lo tanto, la capacidad de inversión es casi constante e

igual al inverso de la suma de los inversos de  $C_{in}$  y de la capacidad de vaciamiento. Esta capacidad de vaciamiento en fuerte inversión será máxima, puesto que la anchura de vaciamiento es mínima, y su expresión es<sup>[7]</sup>

$$C_{min} = \frac{1}{\left(\frac{T_{in}}{\epsilon_d}\right) + \left(\frac{L_{max}}{\epsilon_s}\right)} \quad (3.3-6)$$

donde  $T_{in}$  es el espesor del aislante,  $\epsilon_d$  es su permitividad estática,  $L_{max}$  es la anchura máxima de la zona de vaciamiento, y  $\epsilon_s$  es la permitividad del semiconductor.

Existen tres factores que desvían el comportamiento de una estructura MIS del ideal y que hasta ahora no se han considerado: la diferencia de función de trabajo metal-semiconductor no es cero; existe carga atrapada en el aislante y existen estados interfaciales. A continuación se enumeran de forma breve las características de estos factores de no idealidad y su influencia en las características C-V.

- El primer factor es la *diferencia de función de trabajo metal-semiconductor* ( $W_{ms}$ ). Esto tiene como consecuencia que las bandas del semiconductor y del metal no se alinean a polarización de puerta  $V_g=0$  V, generándose un campo eléctrico interno en el sistema que curvará las bandas del semiconductor (acumulando o vaciando su superficie) hasta alcanzar el equilibrio. La principal consecuencia de este hecho es que la tensión a la que se alcanza la condición de bandas planas ya no es cero.
- El segundo factor es la presencia de *carga en el aislante*,  $Q_{in}$ : dentro de ésta tenemos que distinguir tres tipos de carga diferentes (ver Figura 3.6): carga fija en el aislante ( $Q_f$ ), localizada en la intercara aislante-semiconductor o muy cerca de ella; carga atrapada en el aislante ( $Q_{it}$ ), generalmente localizada en la intercara metal-aislante o aislante-semiconductor; y la carga iónica ( $Q_m$ ) producida por iones generalmente alcalinos, localizada en la intercara metal-aislante y que es móvil.

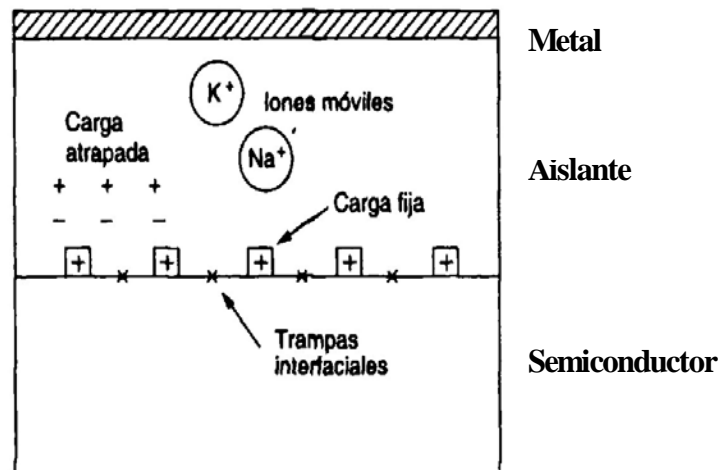


Figura 3.6. Tipo y colocación de los distintos tipos de carga presentes en una estructura MIS. (Refs.[7],[8])

La carga en el aislante es, por tanto, la suma de las tres contribuciones anteriores:

$$Q_i = Q_f + Q_{it} + Q_m \quad (3.3-7)$$

Esta carga  $Q_i$  tiene un importante efecto sobre el funcionamiento tanto de las estructuras MIS como de los transistores MISFET: puede alterar la tensión umbral,  $V_{th}$ , en un transistor o alterar el potencial superficial del semiconductor, llegando incluso a invertirlo. El efecto principal de  $Q_i$  sobre las características C-V de las estructuras que estamos estudiando, es el desplazamiento en tensión en dichas curvas respecto a la curva teórica. Este desplazamiento viene dado por la diferencia  $V_{fb} - W_{ms}$ , que es la porción de tensión de bandas planas debida a la carga en el aislante. Para el caso en que la carga en el aislante,  $Q_i$ , esté localizada en un plano en la intercara aislante-semiconductor, dicha  $Q_i$  se puede calcular directamente de la medida de  $V_{fb}$ [7]:

$$V_{fb} - W_{ms} = -\frac{Q_i}{C_{in}} \quad (3.3-8)$$

donde  $C_{in} = \frac{\epsilon_d}{T_{in}}$ . La ecuación (3.3-8) muestra que la curva C-V se ve desplazada a lo largo del eje de tensiones respecto a la curva ideal la cantidad  $V_{fb} - W_{ms}$ . Este desplazamiento se produce en cada punto de la curva y no altera su forma.

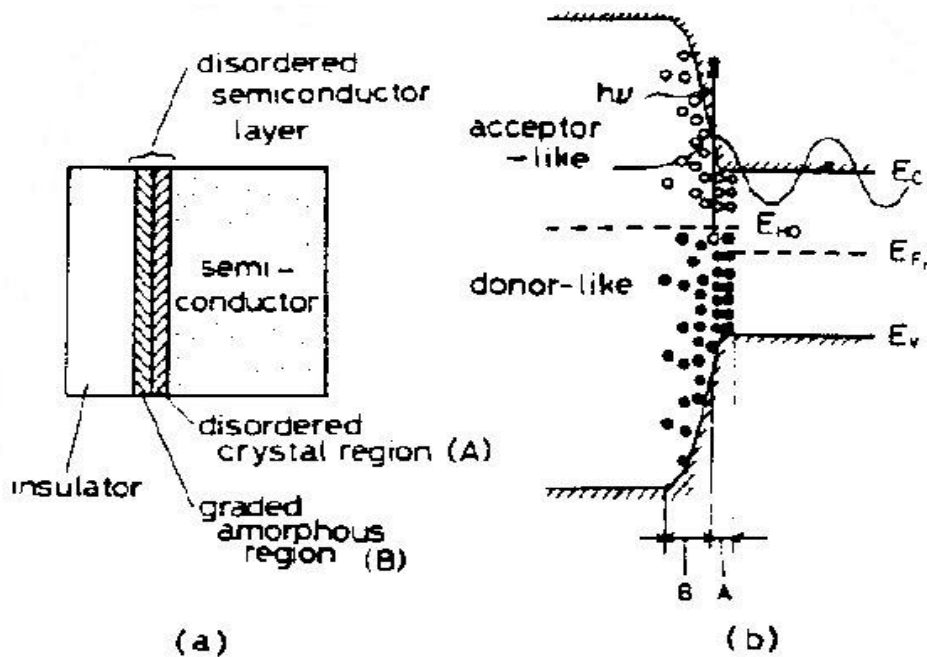


Cuando  $Q_i > 0$ , se produce en la curva C-V un desplazamiento hacia valores más negativos de la tensión de puerta.

- El último factor es la presencia de *estados interfaciales*,  $D_{it}$ : estos defectos están localizados en la intercara aislante-semiconductor. La principal diferencia con respecto a la carga en el aislante es que esta última no depende de la tensión de puerta, mientras que la carga atrapada por estos estados interfaciales sí depende de  $V_g$ . De esta forma, al variar la tensión de puerta intercambian carga con el semiconductor, capturando o emitiendo portadores. El origen de estos estados puede estar asociado a varios hechos: por un lado, puede deberse tanto a la interrupción de la periodicidad de la red del material y la unión de dos materiales de constante de red distintas, como a la alteración superficial de la estructura de bandas del semiconductor; y por otro lado, a los defectos o impurezas localizados en la intercara, como consecuencia de las limpiezas y el depósito del aislante. El comportamiento eléctrico de las estructuras MIS y MISFET está basado en el conocimiento y el control de esta intercara.

El modelo más aceptado para explicar las intercaras aislante-semiconductor III-V fue propuesto a mediados de los 80 por el grupo de Hasegawa<sup>[9],[10]</sup>, y se conoce como el *modelo de estados en el gap inducidos por el desorden (DIGS)*. Este modelo establece que la región desordenada está compuesta por dos zonas: una próxima al semiconductor, conocida como la región de cristal desordenado, y otra próxima al aislante, conocida como la región amorfa de desorden gradual. La primera engloba una variación aleatoria de longitudes y ángulos de enlace, que ocupa varias monocapas y preserva en conjunto un orden cristalino a largo alcance. La segunda sería una región de transición desde el semiconductor al aislante, donde el orden a largo alcance se ha perdido y ocupa varias decenas de angstroms. A esta intercara desordenada se le atribuyen los estados interfaciales. Este modelo, a diferencia de los anteriores en el tiempo<sup>[11],[12]</sup>, supone que los estados en la intercara forman un continuo de estados localizados distribuidos espacialmente en el gap del semiconductor. Cuando hay un alto grado de desorden, existe también una región de estados extendidos (ver Figura 3.7) cerca de cada una de las bandas. La densidad de estados DIGS está compuesta por estados enlazantes (que actúan como donores) y antienlazantes (que actúan como aceptores). La contribución de

ambos tipos de estados da lugar a la forma de **U** típica de estas distribuciones. El mínimo de dicha distribución ( $E_{HO}$ ) está localizado en el punto donde se produce la neutralidad de carga entre los dos tipos de estados, aproximadamente a 0.35 eV de la banda de conducción en el caso del InP.



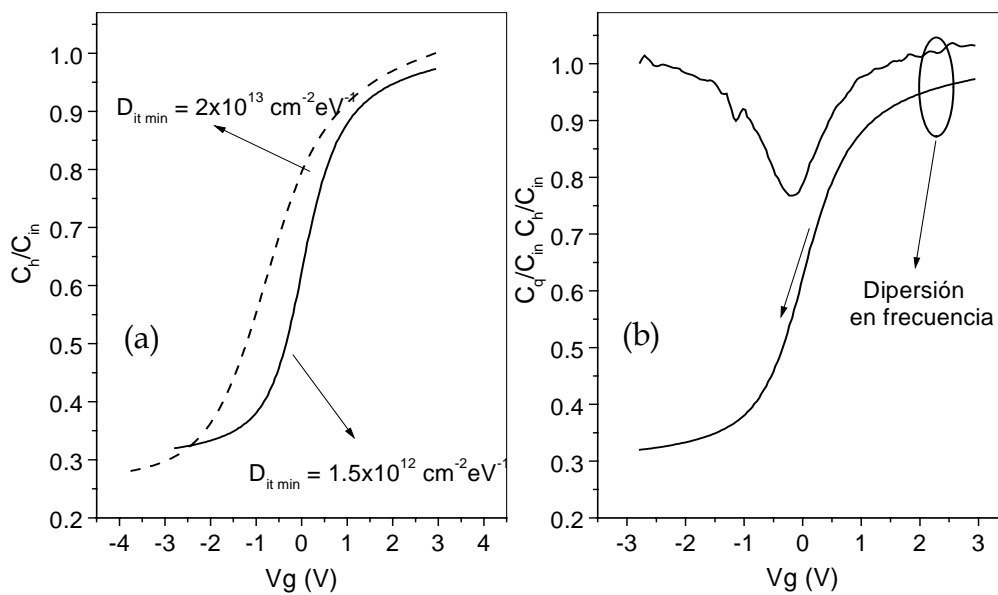
**Figura 3.7.** (a) Modelo de intercara propuesto por la teoría DIGS. (b) Modelo electrónico correspondiente en el que se muestra la distribución tanto espacial como en energías de los estados donores y aceptores, formando un continuo DIGS. El punto de neutralidad de carga ( $E_{HO}$ ) también aparece representado en esta figura.

La determinación de esta densidad de estados interfaciales se puede realizar mediante dos tipos de técnicas distintas: método de conductancia o métodos de capacidad. El primero, determina las pérdidas que origina el cambio de ocupación de los estados de trampas. Este método está indicado para la caracterización dinámica de las trampas (constante de tiempo, sección eficaz,...), y aunque es más complicado por medir la admitancia de las estructura MIS en función de la tensión de puerta y frecuencia variable, permite obtener más información de las trampas que los métodos capacitivos.

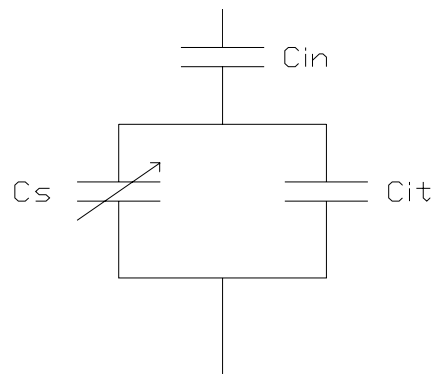
Por otro lado, los métodos capacitivos son adecuados para la determinación de las densidades de estados y los efectos que sobre ellas tienen los distintos pasos tecnológicos de la fabricación de estas estructuras. La presencia de estas trampas interfaciales se hace presente en las medidas de C-V de estas estructuras MIS de dos posibles formas: (i) la inclinación o suavizado de las

curvas C-V a lo largo del eje  $V_g$ , y (ii) la contribución de las trampas a la capacidad. El primer efecto, mostrado en la Figura 3.8-a, se debe a que la ocupación de dichos estados varía con la tensión aplicada en la puerta, de modo que parte de esa tensión se invierte en llenar esos estados en vez de acumular o invertir la superficie del semiconductor. En consecuencia se requiere un mayor rango de variación de  $V_g$  para llevar al MIS de acumulación a inversión.

La contribución de las trampas a la capacidad con una capacidad propia ( $C_{it}$ ), mostrado en la Figura 3.8-b, está presente en las medidas en baja frecuencia. El cambio en la densidad de carga de los estados interfaciales con la tensión de puerta, provoca que tengan asociada una capacidad ( $C_{it}(\psi_s) = -\left(\frac{\partial Q_{it}}{\partial \psi_s}\right)$ ), que influye en el modelo circuital equivalente de la estructura como se muestra en la Figura 3.9. La expresión de la capacidad medida en baja frecuencia se muestra en la ecuación (3.3-9).



**Figura 3.8.** Ejemplo de la contribución de los estados interfaciales ( $D_{it}$ ) sobre (a) la inclinación de la curva C-V de alta frecuencia, (b) dispersión en frecuencia entre  $C_q$  y  $C_h$ .



$$C_q = (C_s + C_{it}) \cdot \frac{C_{in}}{C_{in} + C_s + C_{it}} \quad (3.3-9)$$

Figura 3.9. Modelo circuital de MIS con trampas

Este circuito equivalente se deriva de la ley de Gauss suponiendo que la intercara aislante-semiconductor es atómicamente abrupta. El problema de esta suposición es que la intercara real está espacialmente extendida, y como resultado, el atrapamiento túnel puede dominar la respuesta de la intercara, especialmente en acumulación<sup>[13]</sup>. Para nuestro caso, el atrapamiento será relativamente bajo, especialmente en vaciamiento e inversión, por lo que este modelo se considerará válido.

Queda claro, por tanto, que la medida y análisis de las curvas C-V aportan información sobre los estados presentes en la intercara. Dentro de las posibles medidas de capacidad que se pueden realizar para las estructuras MIS, podemos encontrar 4 técnicas distintas:

- Método de alta frecuencia (*método de Terman*)<sup>[14]</sup>, que consiste en la medida de la capacidad en función de  $V_g$  a una frecuencia suficientemente alta para que las trampas no respondan. Detecta estos estados por la inclinación de la curva C-V respecto a la ideal.
- Método de baja frecuencia (*método de Berglund*)<sup>[15]</sup>, que consiste en la medida de la capacidad a una frecuencia suficientemente baja para que la respuesta de las trampas sea inmediata y se detecte su influencia en la capacidad.
- Método de alta-baja frecuencia, que es el utilizado en esta memoria. Fue desarrollado por Castagné y Vapaille a principios de los 70<sup>[16]</sup>, y combina

la medida de la capacidad en alta y baja frecuencia para obtener el valor “medido” de  $C_s$ . Es precisamente ésta la principal ventaja de este método frente a los dos anteriores, puesto que una de las principales fuentes de error es el cálculo teórico de  $C_s(X_s)$ .

Con el método de alta-baja frecuencia, la capacidad asociada a los estados interfaciales se determina directamente operando con las curvas C-V obtenidas experimentalmente, y viene dada por la expresión:

$$C_{it} = \left( \frac{1}{C_q} - \frac{1}{C_{in}} \right)^{-1} - \left( \frac{1}{C_h} - \frac{1}{C_{in}} \right)^{-1} \quad (3.3-10)$$

Una vez conocida la capacidad asociada a estas trampas interfaciales, la densidad de dichos estados se obtiene fácilmente como

$$D_{it} = \frac{C_{it}}{qA} \quad (3.3-11)$$

donde  $D_{it}$  es la densidad de estados interfaciales,  $q$  es la carga del electrón y  $A$  es el área de la estructura.

- El método de espectroscopía de los transitorios de niveles profundos (DLTS) merece una explicación más detallada que se dará en el apartado 3.5 de este Capítulo.

### 3.3.2. Sistema utilizado

Las medidas de capacidad-voltaje (C-V) presentadas en esta memoria han sido realizadas con el sistema de medida Model82 Simultaneous C-V, de la casa Keithley Instruments. La medida de las capacidades de alta frecuencia (1MHz) y cuasiestática se realiza de forma simultánea, estando controlada por el protocolo IEEE, mediante un PC que utiliza el software 5957 de Keithley. La ventaja de este sistema de medida simultánea frente a otros de medida secuencial, es que se evitan desplazamientos de tensión entre las dos curvas medidas, que podría producir el falseamiento de los parámetros calculados a partir de las mismas.

El esquema de los aparatos utilizados por el sistema aparece dibujado en la Figura 3.10. A continuación se realiza un breve comentario de los mismos. Una descripción detallada puede encontrarse en el manual del equipo<sup>[17]</sup>.

*Fuente de tensión Model 230-1:* suministra una tensión en continua hasta un máximo de  $\pm 100$  V. Además controla la frecuencia de operación del Acoplador de entrada remota 5951.

*Analizador de C-V Model 590:* suministra una señal de 100KHz o 1MHz, y mide la capacidad y la conductancia de la curva C-V de alta frecuencia. La máxima resolución en medidas de capacidad es de 10 fF.

*Analizador de C-V Model 595:* mide la capacidad en baja frecuencia y la corriente a través de la estructura ( $Q/t$ ), y suministra una señal escalonada (hasta  $\pm 20$  V) para la medida simultánea de las capacidades en alta y en baja frecuencia. La máxima resolución en medidas de capacidad es de 10 fF.

*Acoplador de entrada 5951:* conecta las entradas de los analizadores 590 y 595 a la muestra que se analiza.

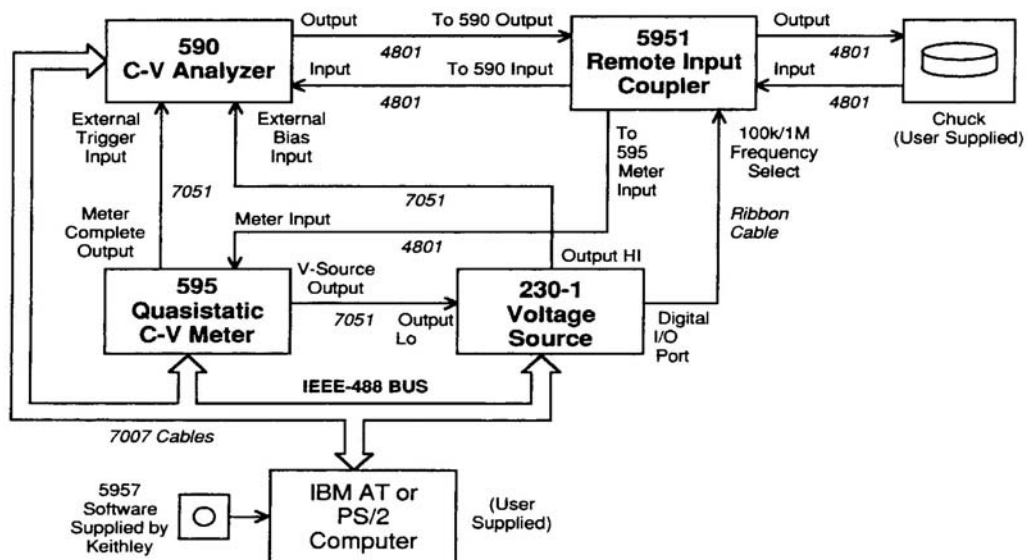


Figura 3.10. Esquema del sistema experimental Model82 de Keithley, utilizado para medir las curvas C-V.

El método de medida de la curva cuasiestática es el de carga realimentada<sup>[1],[17]</sup>. En este método, cada medida a baja frecuencia se realiza en dos pasos. En el primero, se aplica una tensión en forma de escalón, de la que se puede elegir la

altura del mismo ( $\Delta V$ ) y el tiempo durante el que se aplica la tensión ( $t$ ). De esta forma se controla la velocidad de barrido que se desea ( $U_{\text{barr}} = \Delta V/t$ ). Y en el segundo, una vez estabilizada la capacidad, se mide.

La medida de las características C-V se realizó en una estación de puntas aislada eléctricamente (caja de Faraday) a la que está conectada el sistema Model82. Esta estación consta de tres puntas, dos de ellas conectadas a la muestra (contactos superior e inferior) y una tercera, conectada a la tierra del equipo y a la propia estación de puntas, que la aísla eléctricamente. Las medidas se han realizado siempre bajo las mismas condiciones de oscuridad y temperatura ambiente.

### 3.3.3. Método de medida

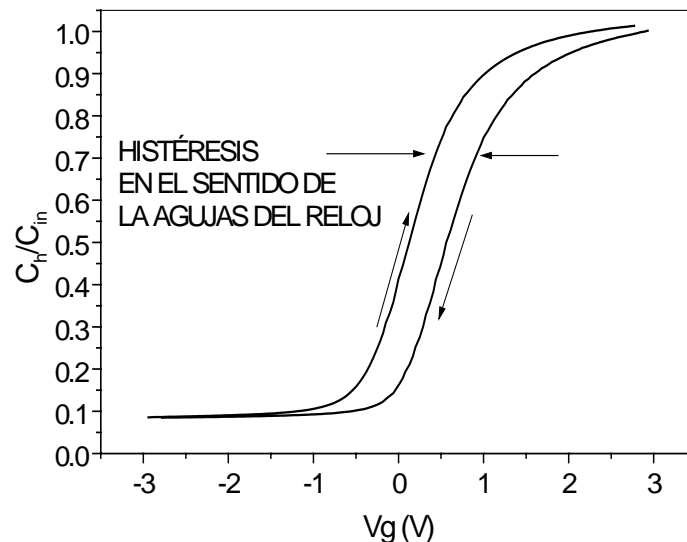
El método de medida seguido ha sido bastante sistemático. De cada muestra se han medido al menos 5 electrodos distribuidos aleatoriamente en ella, lo que permite estimar el porcentaje de electrodos que funcionan en cada una.

El sistema de medida requiere una serie de datos del semiconductor como son el gap del semiconductor (InP: 1.35 eV), el nivel de dopado del sustrato (tipo n,  $5 \times 10^{15} \text{cm}^{-3}$ ), la permitividad relativa del semiconductor (12,43),... o del aislante (permitividad relativa: 7,5), función de trabajo del metal utilizado como electrodo superior o el área de la estructura ( $1.12 \times 10^{-3} \text{cm}^2$ ). A partir de ellos y de los valores C-V medidos, se obtienen las principales magnitudes necesarias para caracterizar la estructura MIS: la capacidad del aislante ( $C_{\text{in}}$ ), el valor de la resistencia serie ( $R_s$ ), tensión de bandas planas ( $V_{\text{fb}}$ ), tensión umbral ( $V_{\text{th}}$ ), carga en el aislante ( $Q_i$ ), densidad de estados interfaciales ( $D_{\text{it}}$ ) en función de la energía en el gap ( $E_t$ ) calculados por el método de alta-baja frecuencia ya explicado anteriormente, ...

El programa de adquisición de datos Model82 permite hacer una serie de correcciones antes de realizar la medida. Entre ellas se encuentran por ejemplo: corrección de capacidades y resistencias parásitas propias de los cables del sistema (que al no haber cambiado los cables, sólo se realizó una vez) y la corrección de la resistencia serie de la estructura<sup>[7]</sup>. Esta resistencia serie procede de la resistencia propia del semiconductor y de la asociada al contacto trasero, y afecta a la curva de alta frecuencia en acumulación<sup>[1]</sup>. El valor de esta resistencia en las muestras

analizadas no suele llegar a los  $100\Omega$ , teniendo un valor medio de  $25\ \Omega$  para la mayoría de ellas.

Una vez realizada esta corrección de la resistencia serie de forma sistemática antes de la medida de cada electrodo, se realizaron barridos desde acumulación a inversión y viceversa para observar fenómenos de histéresis en las curvas de alta frecuencia. Este valor se ha calculado como la diferencia entre la tensión de bandas planas de la curva medida desde acumulación y la de la curva medida desde inversión. La histéresis medida en todas las muestras tiene el sentido de las agujas del reloj, como se muestra en la Figura 3.11, ello indica que es debida al atrapamiento de la carga inyectada en la intercara aislante-semiconductor<sup>[1]</sup>.



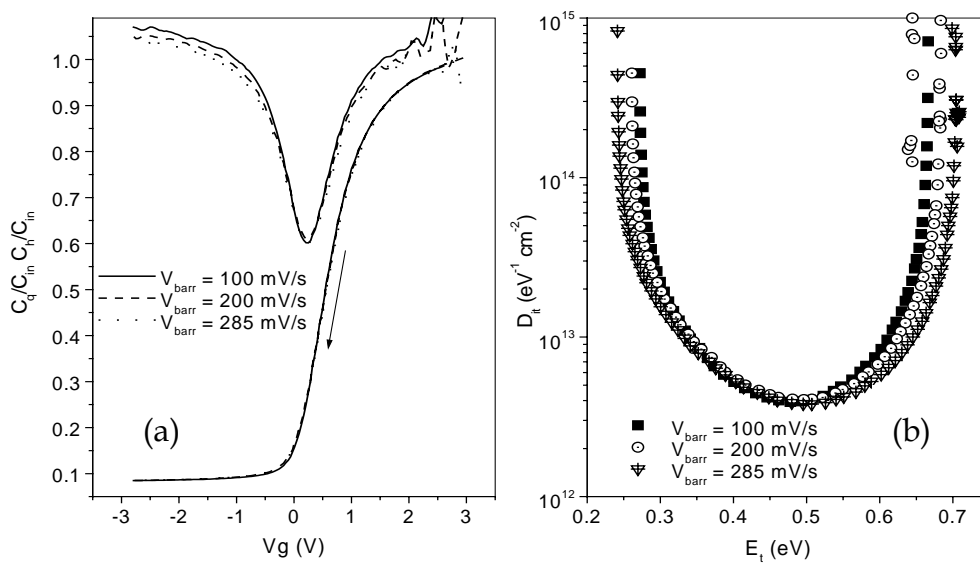
*Figura 3.11. Ejemplo de histéresis en el sentido de las agujas del reloj medida sobre las estructuras Al/SiN<sub>x</sub>/H/InP, realizadas en esta tesis.*

En cada electrodo se analizó la influencia de la velocidad de barrido y del margen de barrido.

La velocidad de barrido es un parámetro que afecta fundamentalmente a la curva C-V cuasiestática. Esta velocidad debe ser lo suficientemente lenta como para permitir que los portadores minoritarios y las trampas interfaciales sean capaces de responder a las variaciones de la tensión aplicada. La limitación viene dada por el semiconductor utilizado en la estructura, puesto que está relacionado con el tiempo de vida de los minoritarios. En nuestro caso, hemos comparado el comportamiento de las curvas C-V medidas para tres velocidades de barrido: 100 mV/s, 200 mV/s y 285 mV/s. Estos valores corresponden a escalones de tensión



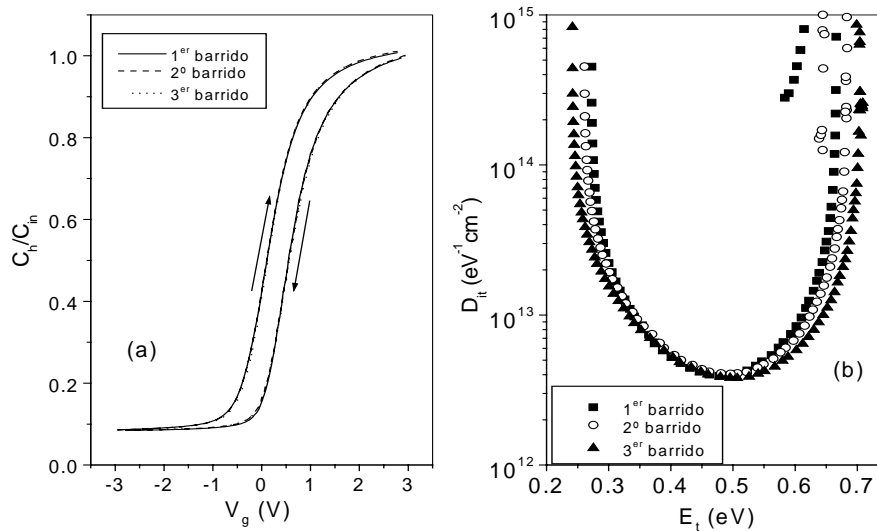
de 20 mV y tiempos de espera de 0.2s, 0.1s y 0.07s respectivamente. Las diferencias obtenidas, tanto en las curvas C-V como en las densidades de estados, para cada una de las velocidades de barrido se muestran en las Figura 3.12 a y b. Se puede observar que la velocidad de barrido no afecta a los valores de  $V_{fb}$ , de  $V_{th}$  o de histéresis, y se comprueba que en los tres casos la velocidad de barrido es suficientemente lenta como para que respondan las trampas interfaciales y los portadores minoritarios, puesto que las curvas cuasiestáticas se recuperan en la zona de inversión.



**Figura 3.12.** Comparación velocidad de barrido (a) sobre las curvas C-V, (b) sobre las densidades de estados. Muestra Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con  $x=1.55$  y espesor de 200Å.

La principal influencia de esta velocidad de barrido se observa en las curvas cuasiestáticas cuando dicha velocidad es lenta (100 mV/s). En ese caso, la curva cuasiestática, y por tanto la densidad de estados, es bastante ruidosa, como refleja la Figura 3.12-a. Es por eso que todas las medidas de capacidad presentadas en esta memoria están medidas a una velocidad de barrido de 285 mV/s.

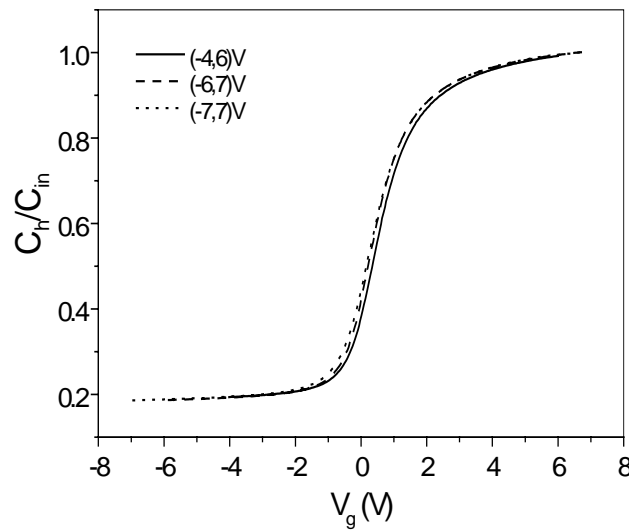
El margen de barrido utilizado ha sido en todas las medidas suficiente para alcanzar los regímenes de acumulación e inversión. En la mayoría de los casos fue suficiente un barrido en el intervalo de (-3, +3) V, salvo para aquellas muestras que, debido a la alta densidad de estados presentes en la intercara, no alcanzaban el régimen de inversión en ese intervalo, y en las que se ha aumentado el margen de medida hasta (-8, +4) V.



**Figura 3.13.** Influencia de los barridos sucesivos (a) sobre las curvas C-V en alta frecuencia y (b) sobre las densidades de estados. Muestra Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con  $x=1.55$  y espesor de 100Å.

Ha sido referido en la bibliografía<sup>[20]</sup> que el uso de barridos consecutivos sobre el mismo electrodo, al igual que los barridos no simétricos, puede producir cambios en los parámetros analizados sobre la muestra ( $V_{fb}$ ,  $V_{th}$ ,...), debido a que el comportamiento eléctrico del SiN<sub>x</sub>:H está dominado por las trampas. Como se puede ver en la Figura 3.13, al realizar tres barridos consecutivos sobre la misma muestra apenas hay variación en las curvas. El pequeño desplazamiento que se observa de un barrido a otro es despreciable y entra perfectamente dentro del margen de error de la medida de la tensión de bandas planas. Por otro lado, la influencia sobre la distribución de estados en el gap es también prácticamente despreciable, tanto en el mínimo como en la anchura de barrido del nivel de Fermi en el gap.

En cuanto a la influencia de la simetría del intervalo de medida, se muestra en la Figura 3.14. Se puede comprobar que, en este caso, el efecto del intervalo tampoco es muy relevante, pues la variación de  $V_{fb}$  es del orden de 0.08V, pudiéndose considerar en ambos casos dichas diferencias dentro de los errores experimentales del cálculo de este parámetro.



*Figura 3.14. Influencia de la simetría del intervalo de medida en las curvas C-V medidas a 1MHz. Muestra Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con x=1.43 y espesor de 500Å*

## 3.4. Caracterización IV de las estructuras MIS

### 3.4.1. Teoría

Está ampliamente referido en la bibliografía que los principales mecanismos que dominan la conducción en un aislante como el SiN<sub>x</sub>:H, están regidos por la presencia de trampas profundas en dicho aislante. Debido precisamente a esta propiedad de atrapamiento de carga, el SiN<sub>x</sub>:H se ha empleado como material fundamental en la fabricación de celdas de memoria no volátiles (MNOS Y MONOS). No obstante, estas propiedades de almacenamiento de carga son perjudiciales para el funcionamiento de otros dispositivos, como los transistores de efecto campo (MISFET). La mejora de la calidad de las láminas de SiN<sub>x</sub>:H, tanto para unas aplicaciones como para otras, pasa por el estudio de la propiedades de atrapamiento y de conducción de portadores en el SiN<sub>x</sub>:H. Es precisamente este punto, el del tipo de portadores que intervienen en la conducción de las láminas de SiN<sub>x</sub>:H, un motivo de controversia. En principio, se consideró que eran los electrones los portadores responsables de la conducción y del atrapamiento en el aislante<sup>[18],[19]</sup>. A mediados de los 70, Svensson<sup>[21]</sup> propuso un modelo para los mecanismos de conducción basado en la participación de electrones y huecos.

Trabajos posteriores apoyan este modelo<sup>[22]</sup>, aunque también se cree en trabajos más recientes que la conducción está dominada por electrones<sup>[23],[24]</sup>.

Independientemente del tipo de portadores que rigen la conducción o del proceso de preparación de las láminas, éstas presentan cuatro tipos de mecanismos de conducción que se manifiestan dependiendo de la intensidad del campo eléctrico aplicado y de la temperatura a la que se realiza la medida.

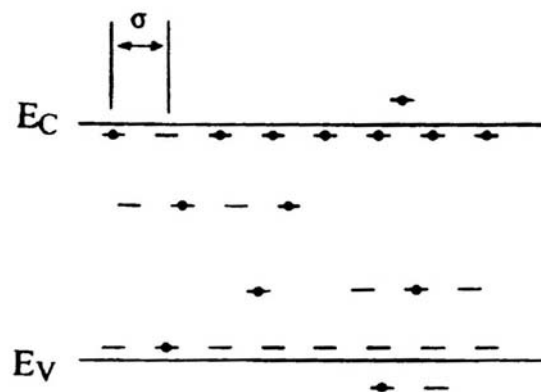
### Óhmico

Este mecanismo controlado por el aislante se produce a temperaturas moderadas y campos bajos. Consiste en el salto o "hopping" de portadores activados térmicamente de un estado aislado del aislante a otro<sup>[25],[26]</sup>. La expresión que gobierna la zona óhmica de la característica es de la forma:

$$J \sim \frac{E}{T} e^{\left(\frac{-W_g}{kT}\right)} \quad (3.4-1)$$

donde J es la densidad de corriente,  $W_g$  es la energía de activación térmica, k es la constante de Boltzmann y T la temperatura absoluta.

La pendiente en la zona de bajo campo de la característica lineal J vs E, permite obtener la resistividad ( $\rho=1/\sigma$ ) de la lámina como la inversa de dicha pendiente.



**Figura 3.15.** Diagrama esquemático de varios estados trampa en la banda de conducción ( $E_C$ ), banda de valencia ( $E_V$ ) y en el gap para la conducción óhmica por hopping en películas  $\text{SiN}_x\text{:H}$ . El parámetro  $\sigma$  es la distancia hopping (Ref [26]).

### Poole-Frenkel

Este mecanismo, también controlado por el aislante, se produce a campos y temperaturas altas. Es el resultado de una excitación térmica de los electrones desde las trampas del aislante, ayudados por el campo eléctrico aplicado. Al abandonar el electrón el centro, y considerando a éste neutro al estar ocupado por el electrón, se sentirá atraído por el potencial coulombiano de la carga positiva del átomo ionizado. De esto se deduce, que las trampas que son neutras cuando están vacías y cargadas cuando están ocupadas, no dan lugar al efecto Poole-Frenkel. La corriente regida por este mecanismo obedece a la expresión:

$$J \propto \frac{E}{T} \exp \left\{ -q \left[ \phi_t - \sqrt{\frac{qE}{\pi \epsilon_0 \epsilon_d}} \right] / kT \right\} \quad (3.4-2)$$

donde  $q$  es la carga del electrón,  $\phi_t$  es la altura de la barrera o nivel de energía de la trampa,  $\epsilon_0$  es la permitividad dieléctrica del vacío, y  $\epsilon_d$  es la permitividad dinámica del aislante, ya que el tiempo de escape de los electrones de las trampas es mucho menor que los tiempos empleados en la polarización de la estructura. Esta permitividad dieléctrica está relacionada con el índice de refracción mediante la expresión  $\epsilon_d = n^2$  ( $\sim 4$ ).

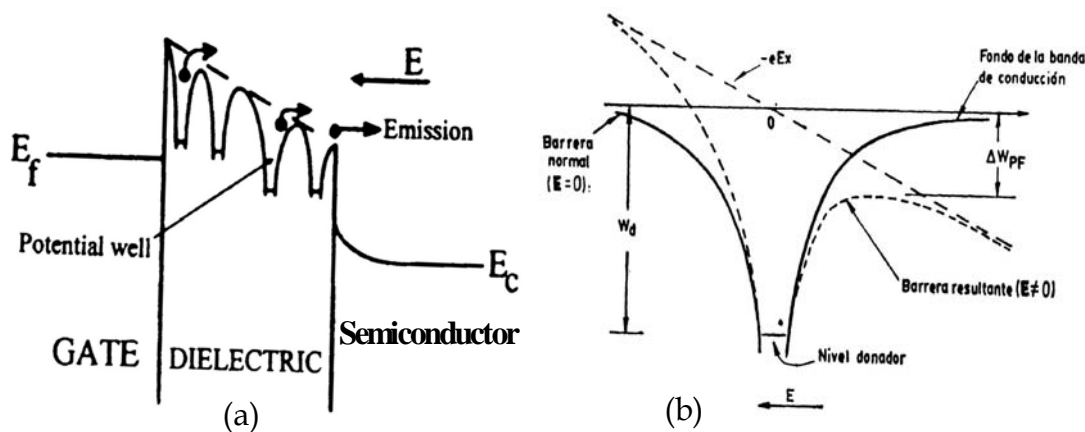


Figura 3.16. (a) Diagrama esquemático de la conducción Poole-Frenkel de electrones por emisión termoiónica. (b) Diagrama de energía potencial de un electrón que abandona un nivel donador, mostrando la disminución de la barrera por el efecto Poole-Frenkel.

De la medida en temperatura de las características IV a campo aplicado constante se puede determinar el valor de la altura de la barrera. Esta altura presenta dos valores en la bibliografía, en función de la zona de temperaturas en la

que se determine: entre 1.05 - 1.20 eV, para temperaturas por encima de 80°C, y 0.79 - 0.98 eV para temperaturas por debajo de 80°C.

De la representación  $\ln (J/E)$  vs  $E^{1/2}$  a temperatura ambiente se obtiene una línea recta a campos relativamente altos (en general, superiores a 2MV/cm). La pendiente de dicha recta permite obtener el valor de la permitividad dieléctrica del aislante. Son muy pocos autores los que tratan con rigor el cálculo de dicha permitividad<sup>[27]</sup>, ya que la mayoría consideran como válidos los valores  $\epsilon_d$  próximos a los de la permitividad estática ( $\epsilon_s \sim 7$ ).

### Schottky

Este mecanismo, controlado en este caso por el contacto, se produce para campos eléctricos y temperaturas moderadas. Cuando un electrón se escapa de la superficie de un electrodo metálico, se produce entonces el conocido efecto del *potencial imagen*, como consecuencia de la fuerza atractiva entre el electrón y la superficie metálica polarizada. La aplicación de un campo eléctrico ( $-E$ ) supone la inclinación de la banda de conducción del aislante (tal y como se muestra en la Figura 3.17), de acuerdo con la ecuación  $-eE_x$ , de forma que la energía potencial de un electrón que se escapa del metal será:

$$W'_s(x) = W - \left( \frac{e^2}{16\pi\epsilon x} \right) - eE_x \quad (3.4-3)$$

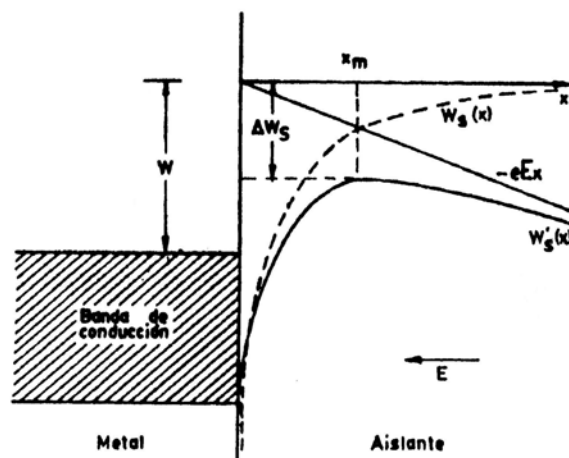


Figura 3.17. Diagrama de energía del contacto metal-aislante de acuerdo con el modelo de Schottky de emisión de electrones desde el metal a la banda de conducción del aislante.

De modo que debido a la fuerza imagen experimentada por el electrón en el aislante existe una disminución en la altura de la barrera dada por:

$$\Delta W_s = \beta_s E^{1/2} \text{ donde } \beta_s = \left( \frac{e^3}{4\pi\epsilon} \right)^{1/2} \quad (3.4-4)$$

siendo  $\epsilon = \epsilon_d \cdot \epsilon_0$ .

Por tanto, la corriente máxima que puede suministrar el contacto será de la forma:

$$J \sim T^2 \exp \left\{ -q \left[ W - \left( \frac{qE}{4\pi\epsilon_0\epsilon_d} \right)^{1/2} \right] / kT \right\} \quad (3.4-5)$$

Del ajuste de la curva  $\ln J$  vs  $E^{1/2}$  a temperatura constante se obtiene una línea recta cuya pendiente dará el valor de  $\epsilon_d$ .

Son muy pocos los grupos<sup>[28],[29]</sup> que hacen distinción entre este mecanismo de conducción y el de Poole-Frenkel, englobándolos<sup>[25],[27]</sup> casi siempre en un único mecanismo, que es el de Poole-Frenkel. Además hay que tener mucho cuidado con algunos trabajos publicados en la bibliografía científica, ya que a veces ciertos autores concluyen que el mecanismo de conducción es Poole-Frenkel por el hecho de obtener una línea recta en la representación  $\ln J$  vs  $E^{1/2}$ . Sin embargo, ésta no es la forma correcta de representar el efecto Poole-Frenkel, ya que el término preexponencial de la ecuación (3.4-2) también depende de E.

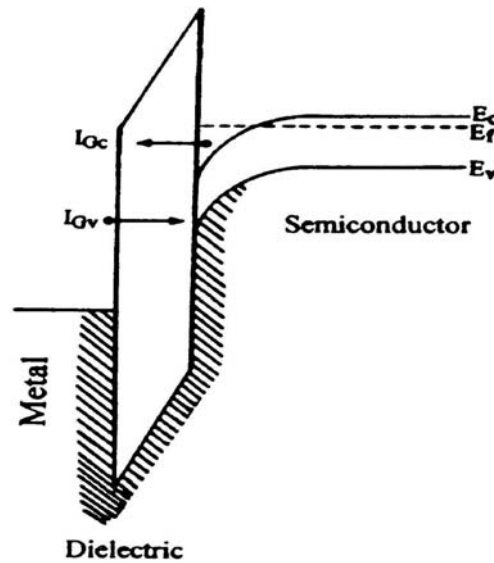
### ***Emisión de campo o efecto Fowler-Nordheim***

Este mecanismo, también controlado por el electrodo, se produce en láminas de alta calidad y a altos campos eléctricos aplicados. Consiste en un fenómeno de túnel de electrones del metal al semiconductor. Este túnel es función del campo eléctrico y del espesor del aislante. Si el aislante es suficientemente delgado ( $<60\text{\AA}$ ), los electrones hacen túnel a bajos campos eléctricos. Si por el contrario, el

espesor del aislante es mayor de  $60\text{\AA}$ , el túnel no empieza hasta un determinado valor umbral del campo aplicado. La expresión que gobierna este mecanismo es

$$J \sim E^2 \exp\left(\frac{-b}{E}\right) \quad (3.4-6)$$

donde  $b$  es una constante función de la masa efectiva de los portadores y de la profundidad de la trampa.



**Figura 3.18.** Esquema del diagrama de bandas de una estructura MIS para un efecto túnel Fowler-Nordheim a través de ella. En la figura,  $I_{Gv}$  es la corriente túnel de huecos e  $I_{Gc}$  es la corriente túnel de electrones.

Como se puede observar, este mecanismo no está activado térmicamente. Esto servirá para distinguir este mecanismo de los anteriores, ya que para el resto disminuye la intensidad de corriente al disminuir la temperatura a la que se realiza la medida. Por tanto, a bajas temperaturas, en caso de que exista Fowler-Nordheim, este será el único mecanismo presente.

En general, prácticamente todos los trabajos publicados hasta el momento coinciden en que los mecanismos de conducción que gobiernan las características I-V en el  $\text{SiN}_x\text{:H}$  son el de Poole-Frenkel<sup>[28]-[32]</sup> para campos intermedios, y Fowler-Nordheim<sup>[23],[32]</sup> para campos altos y pequeños espesores. No obstante, donde no existe un acuerdo claro es en la zona de bajos campos, donde se apuntan como posibles los mecanismos óhmicos, de *hopping*<sup>[33]</sup> o incluso de túnel<sup>[24]</sup>.



### 3.4.2. Sistema utilizado

Las medidas I-V de las estructuras metal/SiN<sub>x</sub>:H/InP se han realizado en oscuridad en una estación de puntas aisladas eléctricamente (caja de Faraday), como la empleada en la caracterización C-V. La técnica de medida consistió en la generación de una rampa de tensión en la que la tensión de polarización se eleva a escalones de 20 mV. Los tiempos de espera entre la aplicación de un escalón y el siguiente han sido dos, 0.5 y 1 s. De esta forma las velocidades de barrido empleadas han sido 40 mV/s y 20 mV/s. Además, hay que señalar que el sistema de medida permite la opción de empezar la medida transcurrido un tiempo desde que el electrodo se polariza. Todos los barridos se han empezado sistemáticamente 10 s después de que la muestra haya sido conectada, de modo que se eliminen posibles corrientes de desplazamiento transitorias.

Las medidas se tomaron de forma automática con el programa ICs, que controla los aparatos empleados a través del protocolo IEEE. El programa controla no sólo los escalones de tensión y los tiempos de espera entre un escalón y otro, sino que permite controlar la escala en la que se realiza la medida, las tensiones entre las que se realiza la misma, y el tiempo de espera para que el sistema empiece a medir.

Los aparatos empleados en la caracterización I-V han sido los siguientes:

- Analizador Keithley 595, que hace las funciones tanto de fuente de tensión (de 0-20 V) como de amperímetro (resolución mínima: 1 fA).
- Acoplador 5951 que sincroniza la medida y establece la conexión entre el ordenador y el analizador.

Su forma de conexión es la misma que la presentada en la Figura 3.10 para las medidas C-V, eliminando el analizador Keithley 590.

La caracterización I-V se ha empleado no tanto para el estudio de los mecanismos de conducción de las láminas SiN<sub>x</sub>:H, como para la obtención de dos parámetros tecnológicos de importancia a la hora de establecer la calidad del aislante: resistividad ( $\rho$ ) y campo de ruptura ( $E_b$ ). Estos parámetros se han obtenido de las características I-V a temperatura ambiente en las regiones

apropiadas, para lo que la muestra se ha polarizado de 0 a 20 V. Esta polarización es la máxima que permite obtener el sistema de medida, y limita los campos eléctricos aplicados a un máximo de 4 MV/cm para láminas de 500 $\text{\AA}$ .

Generalmente, la ruptura dieléctrica aparece como una inestabilidad o un aumento brusco de corriente, que pasa a través del material aislante cuando se aplica a través de él una diferencia de potencial superior a un cierto valor límite. A medida que ese potencial aplicado aumenta, las inestabilidades en la corriente también aumentan, definiéndose el campo de ruptura como aquel valor límite por encima del cual la corriente supera cierto valor previamente establecido. En nuestro caso, ese valor de densidad de corriente ha sido fijado como 1  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$  [34]. Las definiciones que se pueden aplicar para el campo de ruptura son diversas, sin establecerse un criterio definitivo, pudiendo encontrar entre ellas, por ejemplo, la dada por el grupo de Delmotte<sup>[28]</sup>, que define el campo eléctrico como aquel en que la corriente a través del dieléctrico aumenta en 1nA/cm<sup>2</sup>, más restrictiva que la empleada en nuestro caso. O la dada por el grupo de J.M. Albella *et al.*<sup>[35]</sup>, que lo define como aquel en que la corriente es 1 $\mu\text{A}$ , que es menos restrictiva que la nuestra. Hemos empleado el criterio antes definido por considerarlo un término intermedio entre los empleados en la bibliografía y por no depender del área del electrodo. En cuanto a la resistividad, la mayoría de los autores coinciden en medirla como la pendiente de la característica I-V en la zona óhmica.

Por último, cabe señalar que el método de medida utilizado ha consistido en polarizar la muestra en acumulación, para evitar de este modo la influencia del sustrato, y realizar la medida en tensiones crecientes sobre cinco electrodos de forma aleatoria. Sobre cada uno de estos electrodos se realizan, como mínimo, dos medidas (una para cada tiempo de medida), siendo fijado el número máximo de ellas cuando se llegaba a la ruptura dieléctrica o se degradaba el electrodo demasiado por las sucesivas medidas. De este modo se ha podido observar (como se verá en capítulos sucesivos) fenómenos de histéresis, tanto al barrer dos veces consecutivas el mismo electrodo, como al hacer el barrido de 0 a 20 V y posteriormente de 20 a 0 V.

## 3.5. Espectroscopía de transitorios de niveles profundos (DLTS)

### 3.5.1. Teoría

Una de las técnicas más usadas para la caracterización de niveles profundos en un material semiconductor es la espectroscopía de transitorios de niveles profundos, DLTS (*deep-level transient spectroscopy*), debido a su alta sensibilidad y a la gran información que ofrece sobre dichos niveles. Es una técnica desarrollada por Sah<sup>[36],[37]</sup> y mejorada en 1974 por Lang<sup>[38]</sup> (con el concepto de ventana del transitorio, para obtener las curvas de DLTS), que consiste en la combinación de medidas de transitorios de capacidad (de corriente o de carga) en un barrido de temperaturas.

Al aplicar un pulso de tensión a una unión se produce un transitorio asociado con la constante de tiempo de los niveles presentes en la unión. La forma del transitorio variará en función de que estemos ante una trampa de mayoritarios o de minoritarios.

De la medida de dichos transitorios de capacidad, C-t, a varias temperaturas, se puede obtener la diferencia de capacidades para dos tiempos  $t_1$  y  $t_2$  (llamada ventana del transitorio). Se demuestra<sup>[39]</sup> que esta diferencia de capacidad se puede expresar como:

$$\Delta C = C(t_1) - C(t_2) = \frac{C_o n_T(0)}{2N_D} \left[ \exp\left(-\frac{t_2}{\tau_e}\right) - \exp\left(-\frac{t_1}{\tau_e}\right) \right] \quad (3.5-1)$$

en función de la temperatura, donde  $C_o$  y  $n_T(0)$  son la capacidad y la concentración de electrones atrapados en el tiempo  $t=0$ ,  $\tau_e$  es la constante de tiempo, y  $N_D$  es la concentración de donores del semiconductor (suponiendo un semiconductor tipo n). En el espectro de DLTS aparecen una serie de picos en función de una temperatura para una ventana de medida determinada. Cada uno de estos máximos ( $\Delta C_{\max}$ ) corresponde a una emisión caracterizada por su constante de tiempo:

$$\tau_{e,max} = \frac{t_2 - t_1}{\ln(t_2 / t_1)} \quad (3.5-2)$$

Generando una serie de curvas C-t a distintas temperaturas, para una determinada ventana,  $t_1$ - $t_2$ , se genera un valor de  $\tau_e$  correspondiente a una determinada temperatura. Variando entonces la ventana,  $t_1$ - $t_2$ , se variarán los máximos obtenidos a distintas temperaturas, lo que se utiliza para obtener un diagrama de Arrhenius ( $\ln(\tau_{e,max} \cdot T^2)$  vs  $1/T$ ), a partir de cuya pendiente se obtiene la posición energética del nivel en el gap mediante la expresión:

$$\frac{1}{2\pi\tau_{e,max}} = N_C \cdot \sigma \cdot v_{th} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta E}{k_B T}\right) \quad (3.5-3)$$

donde  $N_C$ , es la densidad de estados en la banda de conducción,  $\sigma$  es la sección eficaz de captura de la trampa y  $v_{th}$  es la velocidad térmica de los portadores. La concentración de la trampa, derivada del máximo de capacidad,  $\Delta C_{max}$ , de las curvas  $\Delta C$ -T, viene dado por:

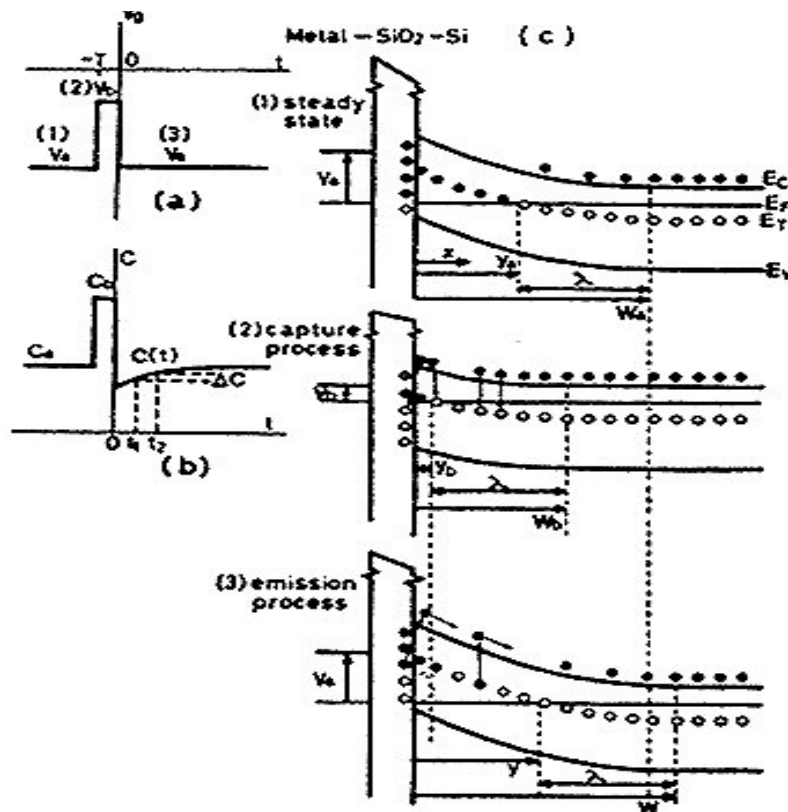
$$N_T = \frac{\Delta C_{max}}{C_o} \cdot \frac{2N_D \frac{r}{r-1}}{(1-r)} \quad (3.5-4)$$

siendo  $r=t_1/t_2$ .

A pesar de que la técnica fue desarrollada para uniones p-n, con medidas de transitorio de capacidad se puede obtener, con idéntica instrumentación, los espectros DLTS de carga atrapada en la intercara de una estructura aislante-semiconductor. En este caso la interpretación de los datos es diferente, ya que las trampas interfaciales están distribuidas de forma continua en energía a través del gap, mientras que las trampas asociadas al material semiconductor tienen niveles discretos de energía.

Suponiendo una estructura MIS con un sustrato tipo n, como las analizadas en este trabajo, al aplicar una polarización positiva en la puerta se produce la ocupación de la mayoría de las trampas de la intercara por una mayoría de electrones. Un potencial de puerta negativo produce el vaciamiento del dispositivo, tal y como se muestra en la Figura 3.19, y los electrones son emitidos

desde las trampas. Estos electrones emitidos dan lugar a un transitorio de carga, capacidad o corriente.



**Figura 3.19.** Secuencia de la tensión de polarización (a) transitorios de capacidad resultante, (b) curvatura de las bandas de energía y estado de ocupación de los estados de la intercara y de las trampas en volumen, para una unión MOS (metal-SiO<sub>2</sub>-Si) con sustrato tipo n en estado estacionario con polarización  $V_a$  (c-1), en el proceso de captura con polarización  $V_b$  (c-2), y en el proceso de emisión con polarización  $V_a$  (c-3).

Ha sido demostrado por Johnson<sup>[40]</sup> y Yamasaki et al.<sup>[41]</sup> que para una estructura MIS, cuyas medidas de capacidad son realizadas en alta frecuencia y bajo las condiciones siguientes:  $qD_{it}=C_{it}\ll C_{in}$  ( $C_{in}$ , capacidad del aislante) y  $\Delta C=C(t_1)-C(t_2)\ll C_h$ , la diferencia de capacidad entre los dos tiempos del transitorio,  $t_1$  y  $t_2$ , pueden expresarse aproximadamente como:

$$\Delta C \approx -\frac{[C(t_1)]^3}{\epsilon_s N_D C_{in}} \ln\left(\frac{t_2}{t_1}\right) kTD_{it} \quad (3.5-5)$$

donde la densidad de trampas en la intercara es:

$$D_{it} = \frac{\varepsilon_s N_D}{kT \ln\left(\frac{t_2}{t_1}\right)} \cdot \frac{C_{in}}{[C(t_1)]^3} \Delta C \quad (3.5-6)$$

determinada por los electrones emitidos desde las trampas interfaciales en el tiempo  $(t_2-t_1)$  en el intervalo de energías  $\Delta E=kT\ln(t_2/t_1)$  a la energía<sup>[7]</sup>

$$E_{it,max} = E_C - kT \ln\left(\frac{\sigma_n(E)v_{th}N_C(t_2 - t_1)}{\ln(t_2 - t_1)}\right) \quad (3.5-7)$$

En las expresiones anteriores,  $C_h$  es la capacidad de la estructura MIS en alta frecuencia,  $\varepsilon_s$  es la constante dieléctrica del semiconductor,  $N_D$  es la concentración de dopantes,  $C_{in}$  es la capacidad del aislante y  $\sigma_n$  es la sección eficaz transversal de captura de electrones de los estados interfaciales ( $\sigma_n=1 \times 10^{14} \text{ cm}^2$  será el valor utilizado para el InP<sup>[46]</sup>).

La representación  $D_{it}$  vs  $E_{it}$  se obtiene variando  $t_1$  y  $t_2$ . Para cada combinación de  $t_1$  y  $t_2$ , se obtiene un  $E_{it}$  de la ecuación (3.5-7) y un valor de  $D_{it}$  de la ecuación (3.5-6). Si la muestra contiene también niveles profundos asociados al semiconductor, es posible distinguir dichos niveles de las trampas interfaciales por la forma y los picos de temperatura de la representación DLTS<sup>[7]</sup>.

### 3.5.2. Sistema utilizado

Las medidas de DLTS han sido realizadas en el Dpto. de Electricidad y Electrónica de la E.T.S.I. de Telecomunicación de Valladolid.

El montaje experimental utilizado en las medidas DLTS en este trabajo se muestra esquemáticamente en la Figura 3.20. La muestra se coloca en un criostato de nitrógeno líquido, en vacío. Mediante un electrómetro programable Keithley 617 se polariza el dispositivo.

Las medidas se hacen entre 78 y 300 K a intervalos de 1K, y para cada temperatura se usan dos trenes de pulso diferentes, con periodos de 100 ms o de 1 s, lo que permite obtener con precisión constantes de tiempo hasta de 1s. La capacidad en alta frecuencia (1MHz) se mide usando un capacitómetro Booton 72B,

y los transitorios se registran en un osciloscopio digital programable HP54501A, sincronizado con el generador de pulsos.

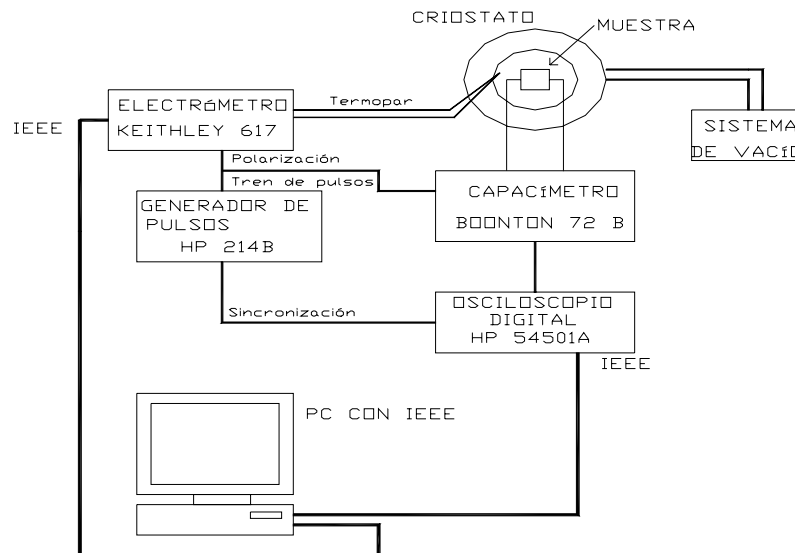


Figura 3.20. Sistema experimental utilizado para las medidas de DLTS realizadas en este trabajo.

## 3.6. Transitorios de conductancia

### 3.6.1. Teoría

A pesar de que, como hemos visto en el apartado anterior, la técnica de DLTS es útil para determinar la presencia de niveles profundos en el volumen del semiconductor, esta técnica no da información acerca de la distribución espacial del daño. Esta información la proporcionan los transitorios de conductancia.

Estos transitorios se obtienen a temperatura ambiente al aplicar pulsos de tensión que llevan a las estructuras MIS de fuerte a débil inversión. Por consiguiente, los procesos de captura se producen en aquellas trampas de electrones del DIGS que están vacíos. Este proceso está asistido por túnel y consume tiempo. Los estados cerca de la interfaz capturan electrones antes que aquellos que están localizados más lejos, en el interior del aislante, de forma que estos efectos de captura se verán influidos por la frecuencia a la que se apliquen los pulsos<sup>[47]</sup>.

La base de esta técnica se muestra en las Figuras 3.21 a y b.

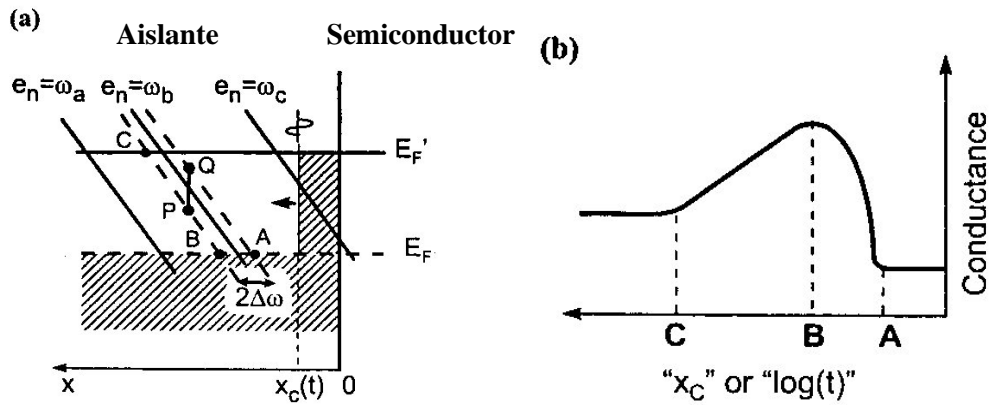


Figura 3.21. (a) Diagrama de bandas esquemático de una intercara aislante-semiconductor que ilustra la captura de electrones por el continuo de estados DIGS durante un transitorio de conductancia. (b) Forma general de un transitorio de conductancia.

Es precisamente la distribución espacial de los estados de la intercara lo que justifica y explica la presencia de los transitorios de conducción<sup>[48]</sup>. Cuando los estados están espacialmente distribuidos, los procesos de emisión y captura de electrones implican tanto excitación térmica como túnel. En la Figura 3.21-a se presenta el diagrama de una estructura aislante-semiconductor durante el transitorio. Los niveles de energía  $E_F$  y  $E_F'$  son las posiciones de energía relativas del nivel de Fermi respecto a los estados interfaciales antes y después de aplicar el pulso de tensión positivo. Las líneas corresponden a estados que tienen la misma velocidad de emisión de electrones<sup>[47],[49]</sup>. El punto  $x_c(t)$  es la distancia cubierta por el frente de electrones de túnel durante el tiempo  $t$ . Esta distancia viene dada por<sup>[47],[50]</sup>

$$x_c(t) = x_{on} \ln(\sigma_0 v_{th} n_s t) \quad (3.6-1)$$

donde  $x_{on} = \left( \frac{\hbar}{2\sqrt{2m_{eff} H_{eff}}} \right)$ ,  $\sigma_0$  es la sección de captura de los portadores para  $x=0$ ,  $v_{th}$  es la velocidad térmica de los portadores en el semiconductor,  $n_s$  es la densidad de portadores libres en la intercara, y finalmente,  $H_{eff}$  es la barrera de energía del aislante para portadores minoritarios.

De los transitorios experimentales de conductancia,  $G(t)$ , se puede obtener la densidad de estados DIGS ( $N_{DIGS}$ ) como función de la distancia espacial a la intercara  $x_c(t)$  y de la posición de la energía, como<sup>[50]</sup>



$$N_{DIGS} = \frac{\frac{\Delta G}{\omega}}{0.4qA} \quad (3.6-2)$$

$$E' - E(x_c, t) = H_{eff} + kT \ln \left( \frac{\sigma_0 v_{th} N_c}{\omega / 1.98} \right) - \frac{kT}{x_{on}} x_c(t) \quad (3.6-3)$$

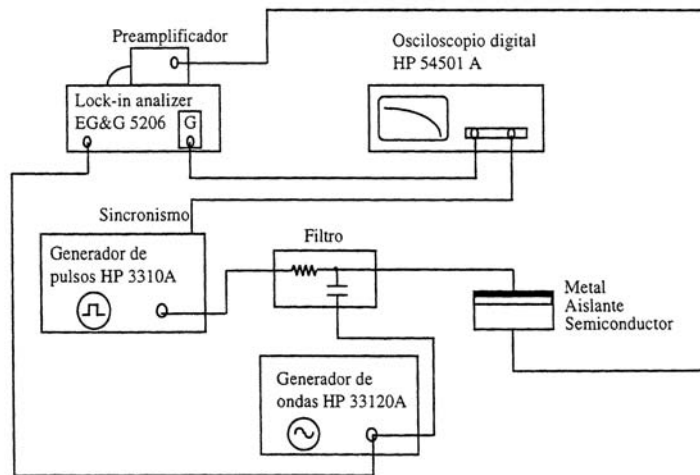
donde  $E'$  se refiere al borde de la banda de energía de portadores en el aislante ( $E_c'$  para electrones, y  $E_v'$  para huecos).

Es conocido que sólo aquellas trampas con velocidades de emisión y captura en el mismo orden de magnitud de la frecuencia, tienen contribuciones no nulas a la conductancia<sup>[51]</sup>. Consideremos una frecuencia  $\omega_b$  y que sólo aquellos estados con velocidad de emisión comprendida entre  $\omega_b \pm \Delta\omega$  contribuyen a la conductancia. Al principio del transitorio, el frente de electrones de túnel está muy próximo a la intercara. De este modo, todos los estados que capturan electrones tienen velocidades de emisión muy superiores a la frecuencia, y no producen ningún cambio en la conductancia de la estructura. Cuando  $x_c(t)$  alcanza el punto A (ver Figura 3.21-a), los estados con velocidad de emisión igual a  $\omega_b$  y con energía un poco superior a  $E_F$  dan alguna contribución a la señal de conductancia. Pasado este punto, son más los estados que contribuyen. Cuando  $x_c(t)$  alcanza el punto B el rango  $\omega_b \pm \Delta\omega$  se completa. La señal de conductancia aumenta durante el tiempo empleado en ir de A a B, por lo que los estados que contribuyen a la conductancia en el tiempo  $t'$  son los que aparecen marcados en el segmento PQ. Este segmento se mueve de B a C siguiendo las líneas de emisión constante, y la conductancia instantánea es proporcional a la densidad de estados en ese segmento. Una vez que  $x_c(t)$  alcanza el punto C, los estados con velocidad emisión en el rango de medida tendrán ahora energías por encima del nivel de Fermi,  $E_F'$ , y permanecen vacíos. De este modo, no contribuirán a la medida y la conductancia alcanzará un estado estacionario (ver Figura 3.21-b).

### 3.6.2. Sistema utilizado

Las medidas de transitorios de conductancia han sido también realizadas en el Dpto. de Electricidad y Electrónica de la E.T.S.I. de Telecomunicación de

Valladolid. Ésta es una técnica de medida bastante reciente, de la cual hacemos aquí una breve descripción teórica y experimental. Para un análisis más profundo nos remitimos a la tesis doctoral de la Dra. Rosa Peláez Carranza<sup>[46]</sup>, donde se hace un estudio mucho más detallado.



*Figura 3.22. Montaje experimental para la obtención de los transitorios de conductancia presentados en esta memoria y obtenidos en muestras MIS.*

Los transitorios de conductancia son obtenidos tras aplicar a la muestra un pulso y registrar, tras él, las modificaciones que sufre la conductancia. El montaje experimental utilizado para registrar dichos transitorios aparece en la Figura 3.22. Los pulsos de tensión se aplican mediante una fuente de tensión HP3310A, con una duración de 60s y un intervalo entre pulso y pulso de 10s. De este modo se polariza la muestra negativamente en el instante inicial para, a continuación, pasar a una polarización menos negativa, y en este intervalo registrar la conductancia presentada por la muestra. Con este proceso, se analiza lo que ocurre durante el proceso de captura de electrones por los defectos (DIGS) existentes en el aislante. Los electrones capturados proceden de la banda de conducción del semiconductor y se desplazan por el interior del aislante asistidos por efecto túnel. Por este motivo, los estados que se encuentren situados en posiciones próximas a la intercara son los que van a capturar electrones antes que los estados que se encuentren en posiciones más alejadas.

La altura del pulso usado es de 1V y la frecuencia es de 14mHz, con una duración de la parte baja del ciclo de un 15%. De modo que los centros están

emitiendo los electrones que tenían capturados durante 10s, para volver a capturar a continuación, durante 60s.

En cuanto a los valores de tensión altos y bajos de los pulsos, se han probado distintos valores, de forma que se pudieran medir entre distintos regímenes de funcionamiento: de fuerte a débil inversión, de inversión a vaciamiento, de vaciamiento a acumulación, o de acumulación a acumulación.

### 3.7. Referencias

- [1] *"Láminas delgadas de SiN<sub>x</sub>:H y SiO<sub>x</sub>:H depositadas mediante la técnica ECR-CVD para su aplicación en estructuras MIS"*, Tesis doctoral de S. García Sánchez. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (1996).
- [2] *"Estudio de la estabilidad térmica del a-SiN<sub>x</sub>:H producido mediante la técnica de plasma ECR-CVD"*. Tesis doctoral de F. Martínez Viviente. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (2000).
- [3] S.S.Chao, J.E.Tyler, Y.Takagi, P.G.Pai, G.Lukovsky, S.Y.Lin, C.K.Wong, M.J.Martini, *J.Vac.Sci.Technol. A* 4, 1574 (1986).
- [4] Principal Auger Electron Energies, Physical Electronics (1995).
- [5] L.E.Davis, N.C.McDonal, P.W.Palmberg, G.E.Riach, R.E.Weber, *Handbook of Auger Electron Spectroscopy*, 2<sup>a</sup> Edic, Physical Electronics Industries, Perkin-Elmer Corp., Eden Prairie, MN 1976.
- [6] A.Joshi, L.E.Davis, P.W.Palmberg, *Methods of Surface Analysis*, ed. A.W.Czanderna, Elsevier Publications, Aamsterdam, 1975.
- [7] E.H. Nicollian and J.R. Brews, *"MOS Physics and Technology"*. Wiley (New York, 1982).
- [8] R.F. Pierret. *"Dispositivos de efecto campo"* Addison-Wesley Iberoamericana. (Wilmington, 1994).
- [9] H.Hasewaga, H.Ohno. *J.Vac.Sci.Technol. B* 4 (4), 1130-1138 (1986).
- [10] H.Hasegawa, L.He, H.Ohno, T.Sawada, T.Haga, Y.Abe, H.Takahashi. *J.Vac.Sci.Technol. B* 5, 1097-1107 (1989).
- [11] W.E.Spicer, I.Lindau, P.Skeathm, C.Y.Su. *J.Vac.Sci.Technol.* 17 (5), 1019-1027 (1980).
- [12] H.Hasegawa, T.Sawada. *Thin Solid Films* 103, 119-140 (1983).
- [13] D.S.L.Mui, Z.Wang, H.Morkoç. *Thin Solid Films*, 231, 107-124 (1993).

- [14] L.M.Terman. *Solid State Electron.* 5, 285-299 (1962).
- [15] C.N.Berglung. *IEEE Trans.Electron.Dev.* 13, 701-705 (1966).
- [16] R.Castagné, A.Vapaille. *Surf.Sci.* 28, 557 (1971).
- [17] Manual de operaciones del Model82 Simultaneous C-V measurements.
- [18] P.C.Arnett, *J.Appl.Phys.* 46, 5236-5243 (1975).
- [19] K.Lehovec, A.Fedotowsky *IEEE. Trans. Electron. Dev.* ED-24 536-540-(1977).
- [20] W.S. Lau, S.J. Fonash, J. Kanicki. *J.Appl.Phys.* 66, 2765 (1989).
- [21] C.M. Svensson. *J.Appl.Phys.* 48, 329-335 (1977).
- [22] E.Suzuki, Y.Hayashi. *J.Appl.Phys.* 53, 8880- (1982).
- [23] F.Martín, X.Aymerich. *Microelec.J.* Vol.22, nº 7-8, 5-17 (1991).
- [24] Y-C. Jeon, H-Y Lee, S-K Joo. *J.Appl.Phys.* 75 (2), 979-984 (1994).
- [25] S.M.Sze. *J.Appl.Phys.* 38 (7), 2951-2956 (1967).
- [26] M.Tao, D.Park, S.N.Mohammad, D.Li, A.E.Botchkerav, H.Morkoç. *Phil.Mag. B* 73(4), 723-736 (1996).
- [27] S.W. Hsieh, C.Y. Chang, Y.S.Lee, C.W. Lin, S.C.Hsu. *J.Appl.Phys.* 76 (6), 3645-3655 (1994).
- [28] M.C. Hugon, F.Delmotte, B.Agius, J.L.Courant. *J.Vac.Sci.Technol A* 15 (6), 3143-3153 (1997).
- [29] D.Landheer, K.Rajesh, D.Masson, J.E.Hulse, G.I.Sproule, T.Quance. *J.Vac. Sci. Technol. A* 16 (5), 2931-2940 (1998).
- [30] J.R. Flemish, R.L.Pfeffer, *J.Appl.Phys.* 74 (5), 3277-3281 (1993).
- [31] M.C. Hugon, F.Delmotte, B.Agius, E.A.Irene. *J.Vac.Sci.Technol B* 17 (4), 1430-1434 (1999).
- [32] S.N.Mohammad, M.Tao, D.G.Park, A.E. Botchkarev, D.Li, H.Morkoç. *Phil.Mag. B* 73 (5) 817-831 (1996).
- [33] G.N.Parsons, J.H.Souk, J.Batey. *J.Appl.Phys* 70 (3), 1553-1560 (1991).
- [34] W.S.Lau, S.J.Fonash, J.Kanicki. *J.Appl.Phys.* 66, 2765 (1989).
- [35] J.M.Albella, J.M.Martinez Duart, *Fisica de Dieléctricos*, Ed. Marcombo, Barcelona 1994.
- [36] C.T.Sah, L.Forbers, L.L. Rosier, A.F.Tasch, Jr. *Solid-State Electronics.* Vol 13, 759-788 (1970).
- [37] C.T.Sah. *Solid-State Electronics.* vol.19, 975-990 (1976).
- [38] D.V.Lang. *J.Appl.Phys.* vol 45, nº7, 3023-3032 (1974).

- [39] D.K. Schroeder, *"Semiconductor material and device characterization"*, Wiley (New York, 1990).
- [40] N.M. Johnson, *J.Vac.Sci.Technol.* 21, 303-314 (1982).
- [41] K. Yamasaki, M. Yoshida, T. Sugano. *Jnp.J.Appl.Phys.* 18, 113-122 (1979).
- [42] S.M.Sze. *"Physics of Semiconductor devices"*, Wiley (New York, 1981).
- [43] J. Kanicki, F.R. Libsch, J. Griffith, R. Polastre. *A.Appl.Phys.* 69 (4), 2339-2345 (1991).
- [44] M.J. Taylor, D.L. Lile, A.K. Nedoluha. *J.Vac. Sci.Technol. B* 2 (3), 522-526 (1984).
- [45] P.R.Gray, R.G.Mayer. *"Análisis y diseño de circuitos integrados analógicos"*. Prentice Hall. (México, 1995).
- [46] *"Caracterización eléctrica de estructuras MIS de nitruro de silicio crecido por ECR-CVD"*, Tesis doctoral de R.Peláez Carranza. Dpto. Electricidad y Electrónica, E.T.S.I Telecomunicaciones, Universidad de Valladolid (2000).
- [47] S.Dueñas, R.Peláez, E.Castán, R.Pinacho, L.Quintanilla, J.Barbolla, I.Mártel, G.González-Díaz. *Appl.Phys.Lett.* 71 (6), 826-828 (1997).
- [48] P.van Staa, H.Rombach, P.Kassing. *J.Appl.Phys.* 54, 4014 (1983).
- [49] T.Hashizume, H.Hasegawa, R.Riemenschneider, H.L.Hartangel. *Jnp.J.Appl. Phys. Part. 1*, 33, 727 (1994).
- [50] H.Castán, S.Dueñas, J.Barbolla, E.Redondo, N.Blanco, I.Mártel, G.González-Díaz. *Proceedings of 10<sup>th</sup> Workshop of Dielectrics in Microelectronics.* 3-5 Nov. 1999 (Barcelona), pp. 67-68.
- [51] J.Barbolla, S.Dueñas, L.Bailón, *Solid-State Electron.* 35, 285 (1992).

# **Capítulo 4**

---

## ***Influencia de la composición, del espesor del aislante y de los tratamientos térmicos, sobre las propiedades de las estructuras MIS SiN<sub>x</sub>:H/InP***

### **4.1. Introducción**

La pérdida de elemento V (P) en los semiconductores compuestos III-V al elevar la temperatura hace necesaria la utilización de una técnica de depósito de aislantes de baja temperatura. Esta característica, junto con la minimización del daño de la superficie del semiconductor, hacen que la técnica de depósito por plasma ECR-CVD sea idónea para el depósito de aislantes del tipo SiN<sub>x</sub>:H sobre InP.

No obstante, el simple depósito del aislante con una técnica adecuada no garantiza la idoneidad de la estructura aislante-semiconductor. Por lo general la

intercara entre el nitruro y los semiconductores III-V presentan una elevada densidad de estados ( $10^{12} - 10^{13} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$ ). A lo largo de los años se han ido probando diversos procesos, con más o menos éxito, para minimizar estos defectos en la intercara manteniendo las propiedades aislantes del nitruro. Dos de estos procesos, los más estudiados, ya fueron descritos en el Capítulo 1. Recordemos por ejemplo, que a principios de los noventa se hizo la prueba sometiendo a la superficie del semiconductor a baños químicos que pasivaran la superficie saturando enlaces. Entre ellos destacan los estudios realizados por el grupo de R.W.Kwok *et al.*<sup>[1]</sup>, que utilizando estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP y tratando a la superficie del InP con disoluciones con contenido de azufre, consiguieron densidades de defectos del orden de  $5 \cdot 10^{12} \text{ eV}^{-2}\text{cm}^{-1}$  (utilizando el método de alta baja frecuencia).

También a mediados de los noventa el grupo de H.Morkoç<sup>[2]</sup> optimizó las estructuras MIS con una técnica mucho más avanzada, pero también sumamente compleja: el depósito de una película extremadamente delgada de Si (ICL) entre el aislante y el semiconductor, que adapte su constante de red a la del semiconductor y sirva de transición hacia el aislante. Con esta técnica se han conseguido densidades de estados en el entorno de  $5 \cdot 10^{10} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$  para sistemas Al/SiN<sub>x</sub>:H/Si/GaAs.

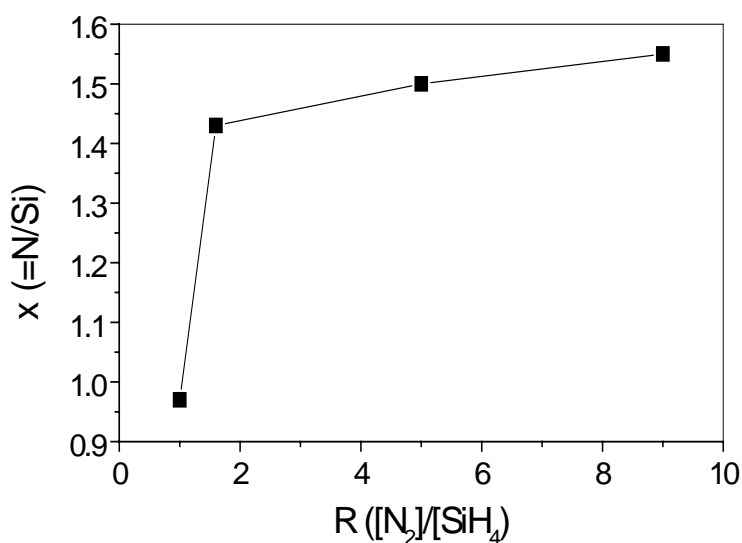
Sin embargo, el hecho de tener que recurrir a técnicas costosas o complicadas para reducir los defectos de la intercara representa el principal inconveniente de estas estructuras basadas en semiconductores III-V. En este capítulo se presentan los resultados obtenidos sobre estructuras MIS SiN<sub>x</sub>:H/InP fabricadas por depósito directo del aislante SiN<sub>x</sub>:H sobre la superficie del semiconductor, con la técnica de plasma ECR-CVD. La principal ventaja es la simplicidad del proceso de fabricación de estas estructuras. La optimización de los defectos de la intercara se ha llevado a cabo mediante tres procesos: variar la composición del aislante, variar su espesor y, por último, someter a las estructuras aislante-semiconductor a procesos de recocido térmico rápido.

El capítulo se estructurará, por tanto, en tres partes bien diferenciadas. La primera, consistirá en el estudio de la influencia de la composición del aislante SiN<sub>x</sub>:H sobre las propiedades de las estructuras propuestas. Dicho estudio se realizará a través de las propiedades eléctricas obtenidas a partir de las medidas C-

V (densidad de estados interfaciales, cargas atrapadas en el aislante,...), I-V (resistividad, campo eléctrico,...) y DLTS (densidad de estados interfaciales, estados profundos). En la segunda parte, se realiza un estudio de la influencia del espesor del aislante sobre las propiedades eléctricas de las estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP. La tercera y última parte, se ocupa de la influencia de los recocidos térmicos rápidos (RTA) previos al depósito de los contactos, sobre los estados de la intercara y las propiedades del aislante (resistividad y campo de ruptura).

## 4.2. Influencia de la composición de las láminas SiN<sub>x</sub>:H

Antes de comenzar con el estudio propiamente dicho al que dedicamos este apartado, debemos comentar las composiciones que se van a estudiar y la relación que tienen con las variables de depósito.



*Figura 4.1.* Relación entre la composición del aislante ( $x=N/Si$ ) y el cociente de flujos de gases introducidos en el depósito del SiN<sub>x</sub>:H ( $R=[N_2]/[SiH_4]$ ).

Lo que se entiende por composición en las láminas de nitruro de silicio (SiN<sub>x</sub>:H) es la relación entre el número de átomos de N frente al de Si ( $x=N/Si$ ). Esta relación se ha analizado mediante dos técnicas (Auger<sup>[3]</sup> y RBS<sup>[4]</sup>), y su descripción y resultados aparecen detallados en dos tesis realizadas anteriormente en este departamento<sup>[3],[4]</sup>. Por tanto, no se hará un estudio detallado de composición de nuestras láminas de SiN<sub>x</sub>:H. En la Figura 4.1 se establece la relación entre la



composición de las láminas ( $x$ ) y de los flujos de gases utilizados en el depósito ( $R=[\text{N}_2]/[\text{SiH}_4]$ ).

Con objeto de analizar la uniformidad de la lámina de  $\text{SiN}_x\text{:H}$ , se hizo un estudio, mediante espectroscopía Auger (AES). La Figura 4.2 muestra un perfil Auger de una muestra  $\text{SiN}_x\text{:H}/\text{InP}$  de composición  $x=1.55$ , estudiada en esta tesis.

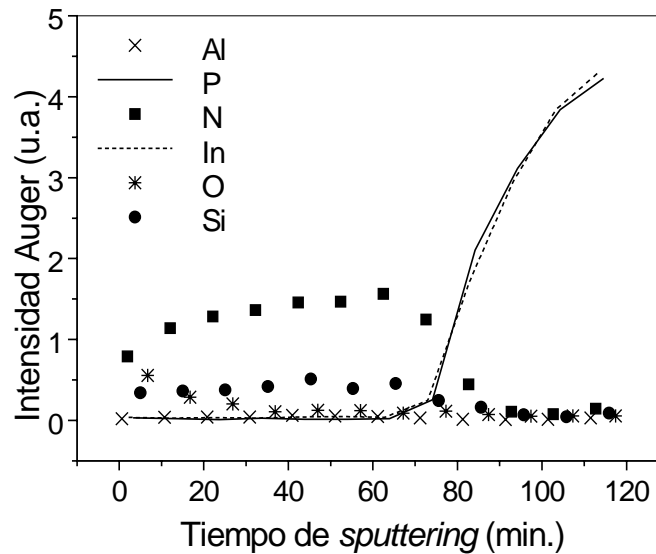


Figura 4.2. Perfil Auger (AES) en profundidad de una muestra  $\text{SiN}_x\text{:H}/\text{InP}$  de composición  $x=1.55$ .

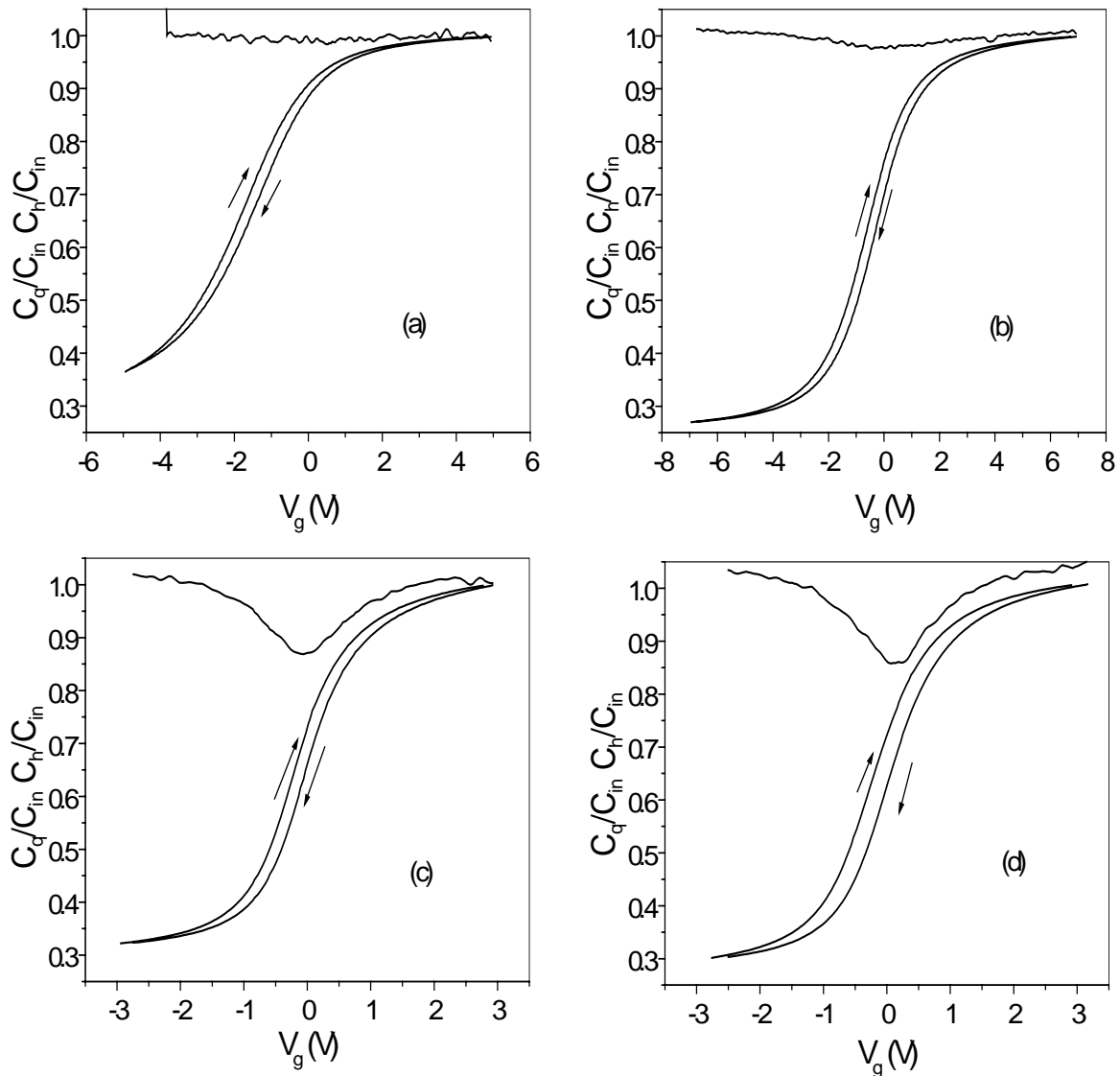
Se observa que la intercara aislante-semiconductor es abrupta y bien definida, ya que la transición del semiconductor al aislante se realiza en pocos angstroms. El espectro AES revela la presencia de pequeñas cantidades de oxígeno en el aislante. El origen de este oxígeno ya ha sido estudiado en nuestras láminas, atribuyéndolo a la contaminación procedente de la erosión de la campana de cuarzo donde se genera la descarga del plasma<sup>[5]</sup>. Además, se observa una pequeña difusión de fósforo, segregado desde la superficie del semiconductor al aislante. Sin embargo, en la mayoría de los casos esta difusión está por debajo del límite de detección del sistema de medida, por lo que no va a ser relevante. Por último, en la figura aparecen representadas con (\*) las medidas de la cantidad de Al en el interior de la lámina de nitruro. Esta medida se realizó para detectar la posible difusión hacia el interior de la estructura del Al depositado como contacto de puerta. Los valores de intensidad Auger demuestran que esta posible difusión no se produce, con lo que se garantiza que el contacto no contamina al  $\text{SiN}_x\text{:H}$ .

### 4.2.1. Caracterización C-V

#### ***Estudio de las curvas C-V***

La Figura 4.3 muestra las curvas C-V cuasiestática ( $C_q$ ) y de alta frecuencia ( $C_h$ ) de las estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP, con cuatro composiciones distintas de aislante ( $x$ ). Estas composiciones varían desde láminas (a) ricas en Si, con composición  $x=0.97$ ; (b) láminas próximas a la estequiometría,  $x=1.43$ ; hasta (c) y (d) láminas ricas en N,  $x=1.5$  y  $x=1.55$ , respectivamente. Todas las estructuras mostradas tienen un espesor de aislante de unos  $500\text{\AA}$ . Se puede comprobar la fuerte dependencia de las curvas C-V con dicha composición, especialmente acusada en el caso de la curva cuasiestática. El hecho de que se hayan podido medir estas  $C_q$  en todas las composiciones analizadas, es indicativo de una cierta calidad de las intercaras aislante-semiconductor y de una baja densidad de poros (*pinholes*). No obstante, el mínimo de dichas curvas cambia significativamente en el rango de composiciones analizadas. Así, para láminas ricas en Si, se observa una  $C_q$  totalmente plana, dominada por la capacidad de las trampas. Conforme va aumentando el contenido de N en las láminas SiN<sub>x</sub>:H se observa una disminución de valor mínimo de las curvas cuasiestáticas medidas, obteniéndose los mejores resultados para las composiciones  $x=1.55$ . El porcentaje de electrodos en los que se mide la curva cuasiestática también varía con la composición, siendo menores cuanto mayor es el contenido de Si ( $\sim 60\%$  para  $x=0.97$ , hasta  $\sim 80\%$  para  $x=1.55$ ). Estos porcentajes, siempre superiores al 50%, indican una excelente uniformidad de las láminas estudiadas.

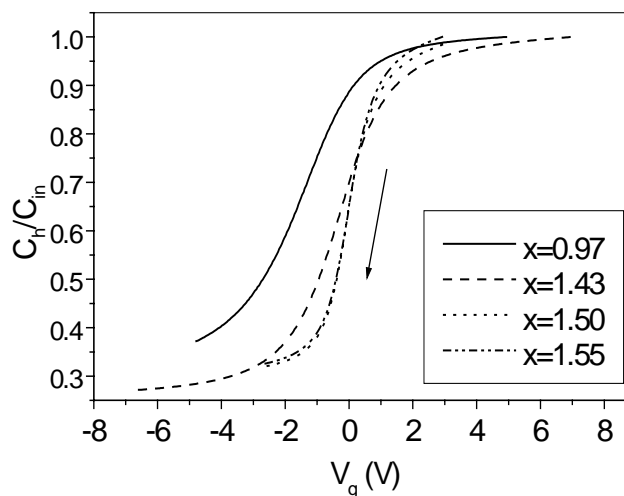
En la Figura 4.3, se puede observar que la dispersión de los valores de la capacidad en acumulación de las curvas de alta y de baja frecuencia (*dispersión en frecuencia*) es siempre muy bajo, especialmente en las estructuras con aislante de mayor contenido en Si. Esta dispersión aumenta progresivamente desde un 0.4% para composiciones de  $x=0.97$ , hasta 5.2% para las composiciones de mayor contenido en N ( $x=1.55$ ). La dispersión en frecuencia está asociada a la presencia de un continuo de trampas "rápidas" localizado en el aislante y en la intercara aislante-semiconductor<sup>[6],[7]</sup>. El grupo de D.S.L. Mui *et al.*<sup>[8]-[10]</sup> ha estudiado este efecto de dispersión en frecuencia en estructuras MIS con SiN<sub>x</sub>:H depositado por ECR-CVD como aislante, llegando a la conclusión de que esta dispersión se debe fundamental-



**Figura 4.3.** Características C-V medidas sobre estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con las siguientes composiciones de aislante: (a)  $x=0.97$ ; (b)  $x=1.43$ ; (c)  $x=1.5$ ; (d)  $x=1.55$ . El espesor de aislante es de aproximadamente  $500 \text{ \AA}$ .

mente a la captura de electrones procedentes del túnel en las trampas que están extendidas espacialmente por la intercara<sup>[9]</sup>. Los bajos valores de esta dispersión, comparables a los obtenidos con otras estructuras basadas en InP<sup>[9]</sup> ó In<sub>0.53</sub>Ga<sub>0.47</sub>As<sup>[11]</sup>, indican la baja densidad de estados con tiempos de vida inferiores a  $1 \mu\text{s}$ , que son capaces de responder a frecuencias de 1MHz.

Respecto a las curvas medidas de alta frecuencia ( $C_h$ ), se observa que no son perfectamente planas en las zonas de fuerte acumulación e inversión. Esto se atribuye más al hecho de no haber polarizado suficientemente las estructuras, que a

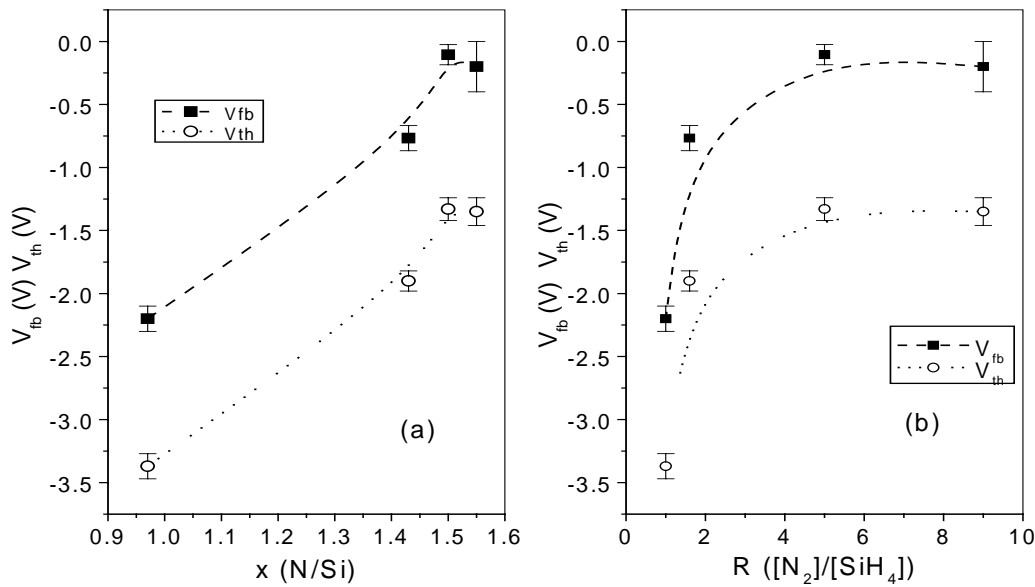


**Figura 4.4.** Curvas C-V de alta frecuencia, barridas de acumulación a inversión, para las distintas composiciones de SiN<sub>x</sub>:H analizadas.

una imposibilidad de alcanzar dichos regímenes. No obstante, puesto que el método de "alta - baja" frecuencia sólo es válido en la región de vaciamiento, el hecho de no haber alcanzado plenamente esos regímenes no influirá en el cálculo del mínimo de la densidad de estados en la intercara. La inclinación de dichas curvas, tomando aquellas medidas desde acumulación a inversión, se ve afectada por la variación de la composición de las láminas aislantes. Esta dependencia se presenta en la Figura 4.4.

En esta figura, se puede comprobar que las curvas de alta frecuencia se van desplazando hacia valores más positivos de tensión conforme aumenta la cantidad de N presente en las láminas de SiN<sub>x</sub>:H, estabilizándose para los valores de composición más altos ( $x=1.50$  y  $x=1.55$ ). Esto indica que tanto la tensión de bandas planas ( $V_{fb}$ ) como la tensión umbral ( $V_{th}$ ) de dichas estructuras, varían con la composición del aislante, con una dependencia tan acusada como la que se muestra en la Figura 4.5. Los valores aquí mostrados se obtienen de las curvas a 1 MHz medidas de acumulación a inversión, mostradas en la Figura 4.4, y los márgenes de error representan la dispersión de valores obtenidos en los distintos electrodos medidos.

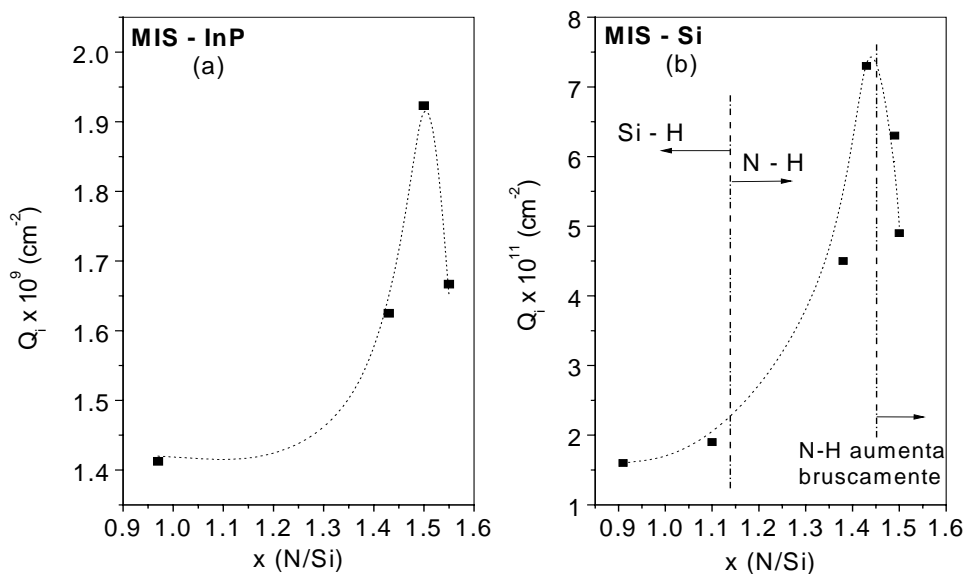
Esta disminución de la tensión de bandas planas al aumentar la relación  $[N]/[Si]$ , ha sido observada en láminas SiN<sub>x</sub>:H depositadas por PECVD<sup>[12]</sup>. Esta tendencia implica que, comparativamente, existe menor cantidad de cargas en la intercara o en el volumen del aislante en las láminas ricas en N, directamente



**Figura 4.5.** Dependencia de las tensiones de bandas planas ( $V_{fb}$ ) y umbral ( $V_{th}$ ), calculadas en la curvas C-V de alta frecuencia mostradas en la Figura 4.4, (a) con la composición de las láminas SiN<sub>x</sub>:H, o alternativamente, (b) con la relación de flujos. Las barras de error muestran la dispersión de los datos obtenidos entre los distintos electrodos medidos.

relacionadas con la disminución de *dangling-bonds* de Si en el aislante<sup>[12]-[14]</sup>. Los valores obtenidos de tensión de bandas planas en los casos de composiciones ricas en N, son comparables o incluso mejores que aquellas obtenidas con otros métodos de preparación de la superficie del InP más complicados, como por ejemplo limpieza por plasma de H<sup>[15]</sup> o tratadas con pasivación química<sup>[16]</sup>. Esto indica la buena calidad de las estructuras fabricadas, obtenida sin recurrir a técnicas adicionales de tratamiento de la superficie del InP.

En cuanto a los valores de la carga atrapada en el aislante ( $Q_i$ ), calculados a partir de los datos de tensión de bandas planas mostrados en la Figura 4.5, oscilan entre  $1.4 - 2 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  con una dependencia de la estequiometría de la lámina de SiN<sub>x</sub>:H como la mostrada en la Figura 4.6-a. Esta magnitud está especialmente relacionada con la densidad de centros eléctricamente activos en el dieléctrico (carga fija, carga móvil y carga atrapada) y su valor puede alterar la tensión umbral del transistor de efecto de campo. Sin embargo, la tensión de bandas planas es especialmente sensible a la carga fija en el aislante, mientras que la carga atrapada se ve reflejada en las medidas I-V (como mostraremos en el apartado 4.2.2). Esta carga se ha calculado a partir de la diferencia entre la tensión de bandas planas (obtenida de las curvas C-V de alta frecuencia desde acumulación mostrada en la



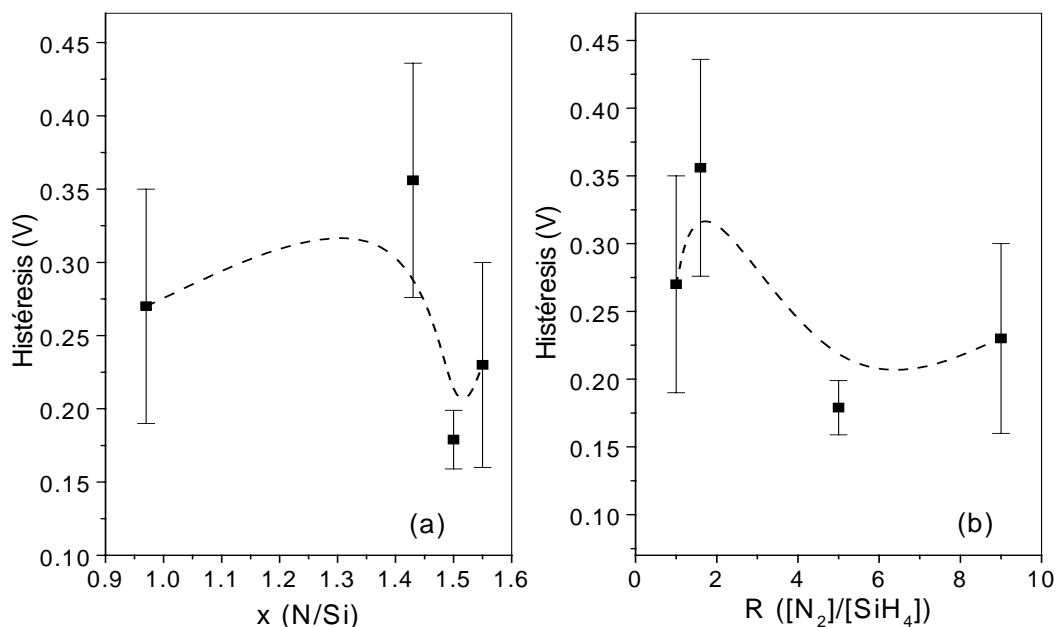
**Figura 4.6.** (a) Carga en el aislante calculada a partir de la tensión de bandas planas presentadas en la Figura 4.5 en función de la estequiometría de las láminas de  $\text{SiN}_x\text{:H}$ . (b) Iguales datos para láminas de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  depositadas sobre Si, realizadas en este mismo laboratorio y presentados en la memoria de Silvia García (ref.[3]).

Figura 4.5) y la función de trabajo del metal,  $V_{fb} - W_{ms}$ , de acuerdo con la ecuación (3.3-8). Por trabajar con Al como electrodo de puerta, esta diferencia es negativa, por lo que la carga atrapada en la intercara aislante-semiconductor en estas estructuras es positiva, independientemente de la composición del aislante. Hecho que está de acuerdo con lo observado en otras estructuras con  $\text{SiN}_x\text{:H}$  similares<sup>[12],[17]</sup>.

Como se aprecia en la Figura 4.6 - a, la curva  $Q_i$  vs.  $x$  tiene un máximo en torno a  $x=1.5$ , mientras que para valores mayores y menores del cociente  $[\text{N}]/[\text{Si}]$  la carga atrapada disminuye gradualmente. En la Figura 4.6 - b se presentan los resultados obtenidos para estructuras MIS sobre Si realizados en este mismo laboratorio, también con plasma ECR-CVD como técnica de depósito del aislante, presentados en la tesis doctoral de la Dra. S. García Sánchez<sup>[3]</sup>. En esta figura aparece señalada la presencia de enlaces Si-H y N-H medida en dichas láminas de nitruro. Se puede comprobar que tanto las muestras realizadas sobre InP como sobre Si, presentan una dependencia de la carga atrapada con la composición del aislante cualitativamente muy similar, si bien no ocurre lo mismo con los valores de dicha carga,  $Q_i$ , significativamente mayores en el caso de las estructuras MIS sobre Si. En la citada tesis se relaciona ese comportamiento con la densidad de enlaces colgantes de Si (defectos en la red) en el aislante, de manera que se podrían

considerar como los causantes de dicha carga del  $\text{SiN}_x\text{:H}$ . De esta forma, cuando las composiciones son ricas en Si, la densidad de enlaces colgantes de Si aumenta con  $x$ , aumentando también  $Q_i$ . A partir de una composición límite ( $x=1.4$  para muestras sobre Si, y  $x=1.5$  para muestras sobre InP), en la que el N entra preferentemente como N-H, la densidad de estos enlaces disminuye bruscamente, disminuyendo los defectos en la red y también  $Q_i$ .

En cuanto a la histéresis, en las Figura 4.3 se aprecia que todas las estructuras la presentan, y que ésta sigue el sentido de las agujas del reloj. En el caso de semiconductores tipo n, como el utilizado en esta memoria, este sentido de la histéresis indica que es debida al atrapamiento o emisión de carga inyectada en la intercara aislante-semiconductor. Los fenómenos de histéresis están asociados a la presencia de trampas tanto en la intercara como en el aislante con constantes de tiempo largas (trampas lentas)<sup>[18]</sup>, que capturan o emiten electrones libres. Las cinéticas de emisión y captura son lentas y no simétricas, por lo que la capacidad experimental dependerá de la dirección del barrido de tensión aplicado. La presencia de fenómenos de histéresis está referida para todo tipo de aislantes ( $\text{SiN}_x\text{:H}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,...) y substratos (Si, InP, InGaAs,...)<sup>[19]-[23]</sup>.



**Figura 4.7.** Valor de la histéresis de las curvas C-V en alta frecuencia para (a) las distintas composiciones de aislante estudiadas, y (b) para las relaciones de flujos usados. Las barras de error muestran la dispersión de los datos obtenidos entre los distintos electrodos medidos.

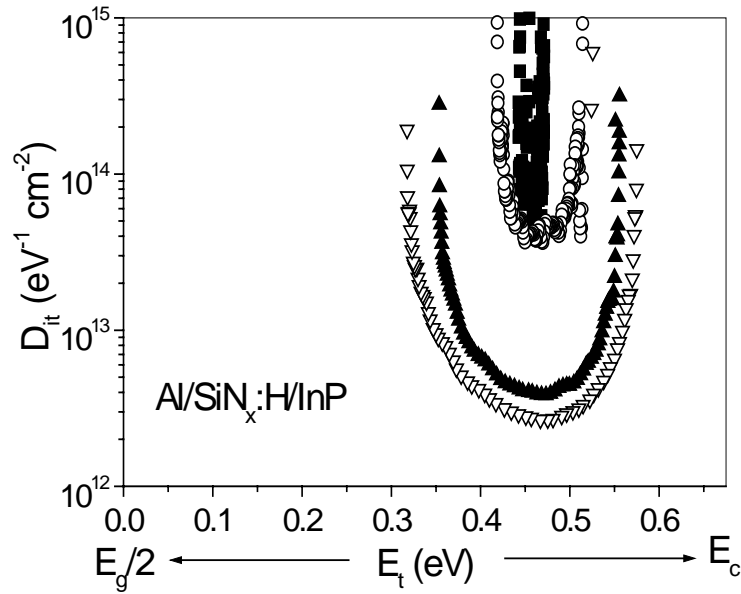
En la Figura 4.7, se muestran los valores de histéresis en función de la composición del aislante,  $x$ , y de la relación de flujos,  $R$  (medidos en las curvas C-V de la Figura 4.3 como la diferencia entre las tensiones bandas planas de las curvas de alta frecuencia para cada dirección de barrido). Las barras de error indican la dispersión de los valores de histéresis obtenidos entre los distintos electrodos medidos para una misma composición. Se observa que para las láminas ricas en Si y próximas a la estequiometría, los valores de histéresis son mayores y oscilan entre 0.25 - 0.4 V, mientras que para las composiciones ricas en N ( $x=1.5$  y  $x=1.55$ ) se obtienen los menores valores de histéresis, nunca superiores a 0.2 V. Este comportamiento está de acuerdo con lo establecido por Lau *et al.*<sup>[24]</sup> en lo referente a que las láminas ricas en Si y próximas a la estequiometría presentan mayores valores de histéresis que aquellas con relación  $[N]/[Si]$  mayor, debido nuevamente a la mayor presencia en dichas láminas de centros de defectos activos motivados por el aumento de *dangling-bonds* de Si. Sin embargo, a la vista de la Figura 4.7, no se puede establecer una tendencia clara de dicho parámetro con la composición del aislante. Los valores de histéresis medidos son, para todas las composiciones, similares a los referidos para láminas de SiN<sub>x</sub>:H sobre InP, o incluso más bajos que para otras estructuras con tratamientos sobre la superficie del semiconductor<sup>[15]-[23]</sup>.

### ***Estudio de la densidad de estados en la intercara***

Las diferencias observadas en las medidas C-V de las estructuras analizadas se van a ver reflejadas en las distribuciones de estados interfaciales dentro del gap. En la Figura 4.8 se muestran las distribuciones de estado calculadas por el método de "alta - baja" frecuencia a partir de las curvas C-V de la Figura 4.3, para las composiciones de aislante estudiadas. Estas densidades de estados han sido calculadas para los barridos de las curvas C-V desde acumulación hasta inversión.

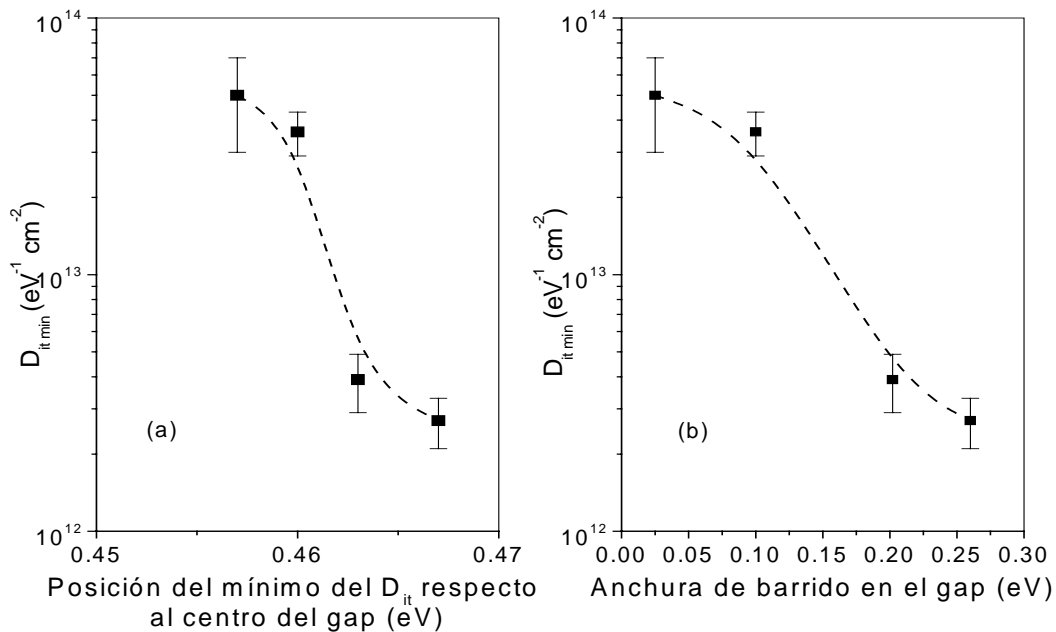
Se puede observar que las densidades de estados presentan, para todas las composiciones, la forma característica de  $U$  que se obtiene al utilizar métodos capacitivos para calcular dicha densidad. El mínimo de esta distribución disminuye, a la vez que la anchura de la misma aumenta, conforme incrementa el contenido de N en las láminas de SiN<sub>x</sub>:H. La posición del mínimo se sitúa en general en el entorno de 0.22eV de la banda de conducción (0.46eV del centro del gap), tendiendo





**Figura 4.8.** Densidades de estado de las estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP para las composiciones (■)  $x=0.97$ ; (○)  $x=1.43$ ; (△)  $x=1.50$ ; (▲)  $x=1.55$ .

a alejarse de la banda de conducción para láminas ricas en Si y estequiométricas, y a acercarse para láminas ricas en N. Esta leve dependencia de la posición del mínimo respecto al centro del gap del semiconductor se representa en la Figura 4.9 - a, para las cuatro composiciones analizadas.



**Figura 4.9.** Evolución del mínimo de la densidad de estados con (a) la posición de dicho mínimo y (b) de la anchura de barrido de la distribución de estados en el gap. Las barras de error muestran la dispersión de los datos obtenidos entre los distintos electrodos medidos.

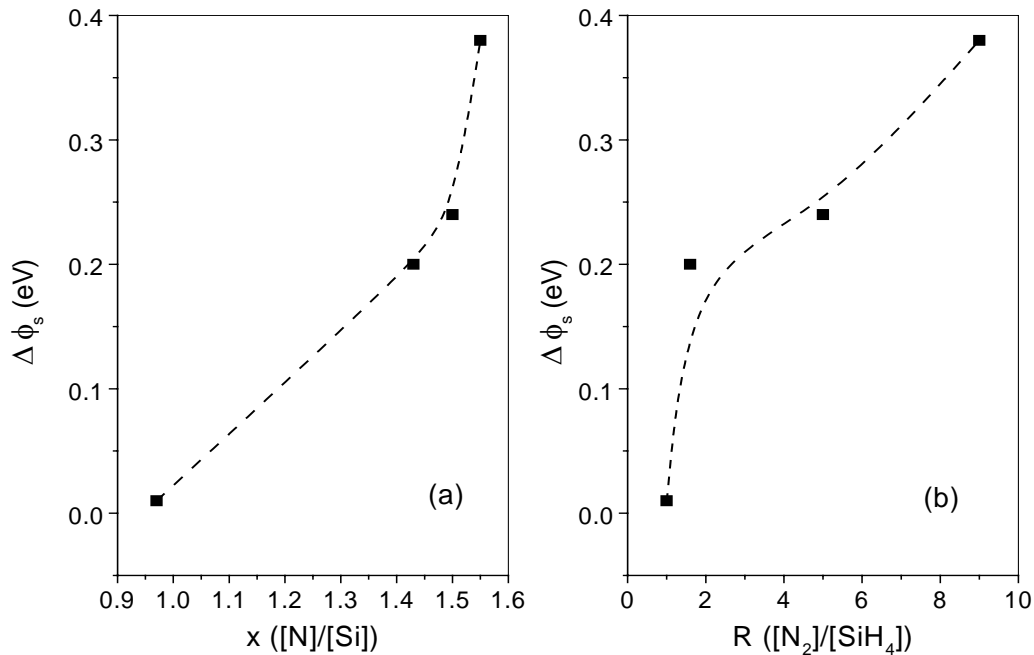
Este valor de energía en torno al que se obtienen los mínimos de densidades de estado, no coincide exactamente con lo predicho por la teoría DIGS de H.Hasewaga *et al.* [25],[26], que establece un valor para dicha energía de 0.35 eV por debajo de la banda de conducción (0.32eV respecto al centro del gap), independientemente del material aislante utilizado. La diferencia entre este valor y el que aquí se ha obtenido, junto con su leve dependencia con la composición del aislante, y unido a que estas discrepancias también se han observado en otros sistemas aislante-semiconductor III-V[11], hacen cuestionarse la validez de los resultados teóricos predichos por la teoría DIGS.

También es posible establecer una correlación entre el mínimo de la densidad de estados en la intercara y la modulación del nivel de Fermi (es decir, lo que este nivel puede desplazarse en el interior del gap prohibido). Esta dependencia aparece representada en la Figura 4.9-b, para las composiciones estudiadas. Es fácil deducir de ella que conforme el mínimo disminuye, la distribución se ensancha. Dicha anchura de barrido es de 0.27 eV en el mejor de los casos, que corresponde precisamente con la composición del aislante más rica en N (x=1.55). Por el contrario la composición más rica en Si de las estudiadas (x=0.97), presenta una densidad de estados que sólo barre 0.03 eV.

Sin embargo, como ya se ha mencionado antes, el método utilizado para obtener la densidad de estados (el de “alta-baja” frecuencia) tiene una precisión máxima en la zona de vaciamiento, región donde se calcula el mínimo de dicha distribución. Para la zona de acumulación la capacidad del semiconductor ( $C_s$ ) se vuelve más grande que la de las trampas de la intercara ( $C_{it}$ ), mientras que para la zona de inversión, aparece una capacidad de inversión en paralelo con la del semiconductor y de las trampas, haciendo que en ambos casos la expresión (3.3-10) deje de tener plena validez. Para hacernos una idea de lo que se desliza el nivel de Fermi en el interior del gap cuando barremos en polarización desde acumulación hasta inversión, se puede calcular el cambio total en el potencial superficial del semiconductor,  $\Delta\phi_s$ . Este cambio se define como [9], [27]

$$\Delta\phi_s \equiv \int_{V_g^{inv}}^{V_g^{acc}} \left[ \left( 1 - \frac{C_q}{C_{in}} \right) \right] dV_g \quad (4.2-1)$$

donde  $V_{g^{\text{acc}}}$  y  $V_{g^{\text{inv}}}$  son las tensiones de puerta que producen acumulación e inversión, respectivamente. Utilizando las curvas cuasiestáticas de la Figura 4.3 hemos calculado  $\Delta\phi_s$  para cada una de las composiciones analizadas. Esta relación  $\Delta\phi_s$  vs.  $x$  se muestra en la Figura 4.10.

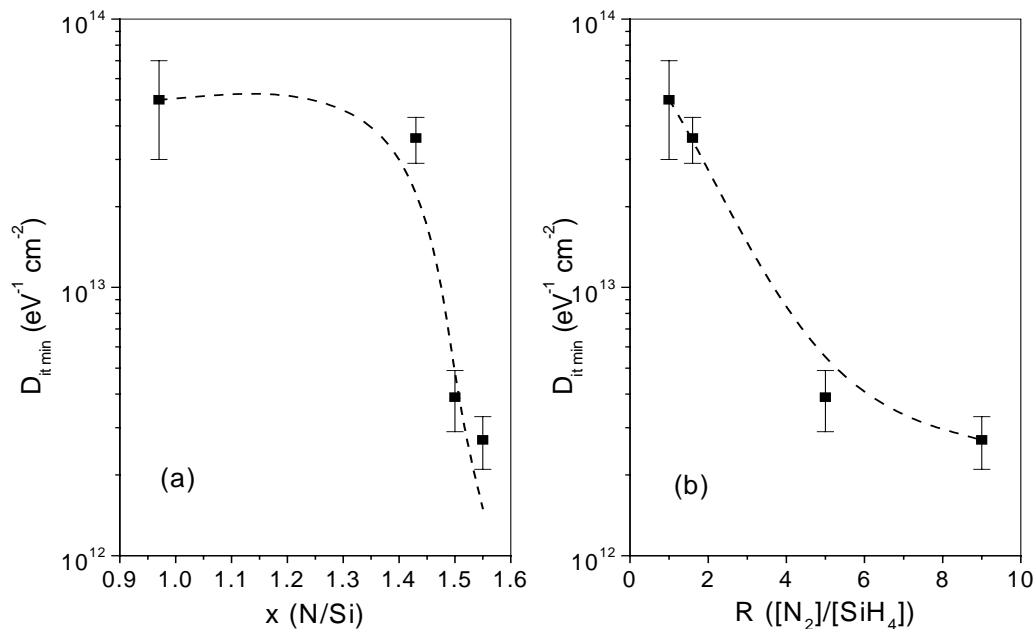


**Figura 4.10.** Dependencia del cambio total del potencial superficial del InP,  $\Delta\phi_s$ , (a) con la composición de las películas aislantes,  $x$ , y (b) con la relación de flujos  $R$ .

Se puede apreciar que este parámetro está muy próximo a cero para la composición más rica en Si, debido a la alta densidad de estados presente en estas láminas, que produce el bloqueo del movimiento del nivel de Fermi en la intercara. Conforme aumenta el contenido de N, en el que la densidad de trampas disminuye en el gap del InP,  $\Delta\phi_s$  aumenta, llegando a valer cerca de 0.4 eV en el caso de  $x=1.55$ . Este valor es considerablemente mayor que el obtenido por A.Kapila *et al.*<sup>[23]</sup> (0.2 eV) tras tratar con S la superficie del InP para pasivarla. Esto supone un movimiento del nivel de Fermi en el gap de aproximadamente el 40%, lo que indica la buena calidad de la intercara estudiada.

Por último, en la Figura 4.11, presentamos la dependencia del mínimo de la densidad de estados en la intercara (con las correspondientes barras de error, que representan la dispersión de resultados obtenidos para una misma composición) en función de la composición del aislante. En esta figura, se observa muy claramente que dicho mínimo disminuye drásticamente para composiciones ricas en N ( $x>1.43$ ), llegando a obtenerse densidades de estados en torno a  $3 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$  para

la composición  $x=1.55$ . Este hecho se ha explicado en trabajos anteriores<sup>[3],[4]</sup>, mediante la presencia medida de enlaces N-H. La densidad de estos enlaces es directamente proporcional al cociente  $[\text{N}]/[\text{Si}]$ .



**Figura 4.11.** Evolución del mínimo de la densidad de estados interfaciales ( $D_{it\ min}$ ) (a) con la composición de las láminas de  $\text{SiN}_x\text{:H}$ , y (b) con la relación de flujos. Las barras de error muestran la dispersión de los datos obtenidos entre los distintos electrodos medidos.

Esta presencia de N-H tiene un doble efecto: por un lado, mejorar la red del aislante al reducirse la presencia de defectos activos en él por disminuir los enlaces Si-Si y, por otro lado, la mayor presencia de N permite la incorporación de este elemento a la superficie del InP, ocupando los sitios libres dejados por las vacantes de P ( $V_P$ ). De esta forma el N ocuparía la posición del P, haciendo disminuir las  $V_P$  al aumentar el contenido de N en el aislante. Esto produciría una disminución de defectos interfaciales y del grado de desorden. Esta disminución en el desorden de la intercara se reflejaría como una disminución en la densidad de estados interfaciales y en un mayor margen de barrido del nivel de Fermi dentro del gap, tal y como se muestra en la Figura 4.10 y en la Figura 4.11.

Los valores del mínimo de la densidad de estados en la intercara aquí obtenidos se encuentran entre de los mejores para estructuras Al/ $\text{SiN}_x\text{:H}$ /InP, sin necesidad de un tratamiento específico de la superficie del semiconductor. Así por ejemplo, estructuras semejantes, con la superficie de InP previamente pasivada con  $\text{H}_2\text{S}$ <sup>[16]</sup> o con  $\text{KS}_x$ <sup>[28]</sup>, obtienen un mínimo de  $D_{it}$  (calculado también por el método de

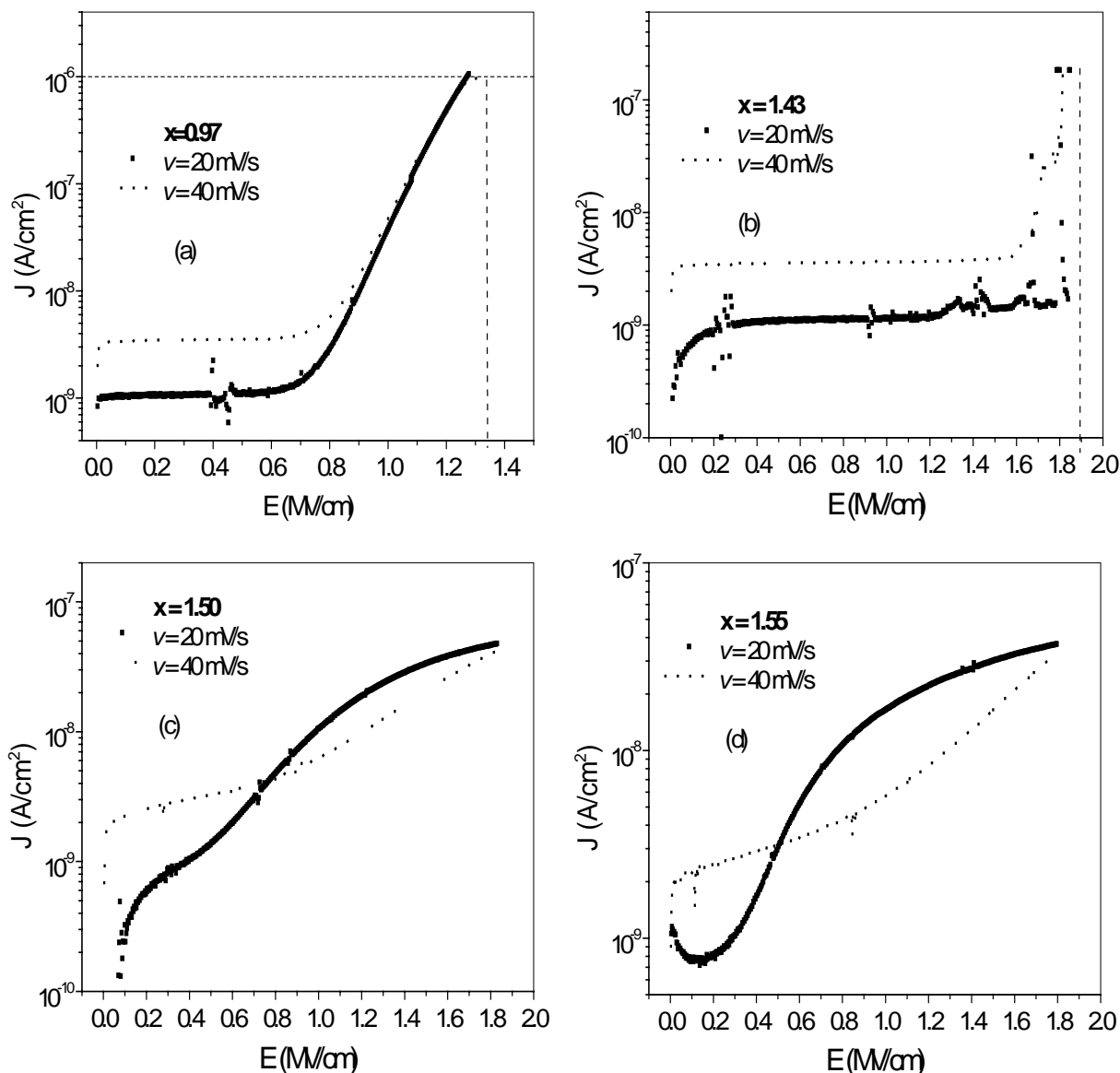
“alta - baja” frecuencia) del orden de  $2 \times 10^{13}$  eV<sup>-1</sup>cm<sup>-2</sup> ó  $4 \times 10^{12}$  eV<sup>-1</sup>cm<sup>-2</sup>, respectivamente. Ambos valores son, en cualquier caso, peores que los aquí presentados, a pesar de haber empleado pasivaciones químicas. Estos resultados demuestran la buena calidad de las intercara obtenidas con sólo variar la composición del aislante.

#### 4.2.2. Caracterización I-V

Una vez analizados los parámetros propios de la intercara de estas estructuras, pasaremos a estudiar las propiedades del aislante en función de su composición. En la Figura 4.12 aparecen las características I - V medidas en las estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP analizadas. Para cada composición se han representado dos medidas, una para cada velocidad de barrido utilizado. En este caso, los símbolos sólidos corresponden a barridos lentos ( $v=20$  mV/s), mientras que las líneas de puntos representan medidas más rápidas ( $v=40$  mV/s). De la observación directa de estas medidas podemos extraer varias conclusiones:

- a) *Las medidas realizadas para todas las composiciones dependen de igual modo de la velocidad de barrido de la medida. A mayores velocidades de barrido, mayores corrientes en la zona de bajo campo. Pero en la región de campos altos, las dos medidas confluyen, y el campo de ruptura es independiente de la velocidad de barrido. Esta dependencia con la velocidad de barrido ha sido ya descrita por otros autores<sup>[29]</sup>, asociándola a la presencia de una corriente de desplazamiento de dependerá de la variación de la polarización con el tiempo ( $\frac{\partial V}{\partial t} = v_{barr}$ ).*
- b) *La forma de las características I-V, así como la ruptura eléctrica de las mismas depende fuertemente de la composición del aislante utilizado. De este modo, se observan las siguientes diferencias: (i) para la composición rica en Si ( $x=0.97$ ), la característica I-V presenta una región óhmica media y un gradual aumento de la corriente a campos intermedios hasta llegar a la ruptura (recordemos que aquí hemos definido dicha ruptura como aquel campo para el que la densidad de corriente alcanza el valor de  $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ); (ii) para la composición más próxima a la estequiometría ( $x=1.43$ ), la zona óhmica domina prácticamente toda la característica, presentado una ruptura abrupta a campos próximos a  $2 \text{ MV}/\text{cm}$ ; en estos dos casos las características se comportan igual para las dos velocidades*

de barrido empleadas; (iii) para las composiciones más ricas en N ( $x=1.5$  y  $x=1.55$ ), en las curvas medidas más lentamente se aprecia claramente la saturación de la medida conforme aumenta el campo aplicado.

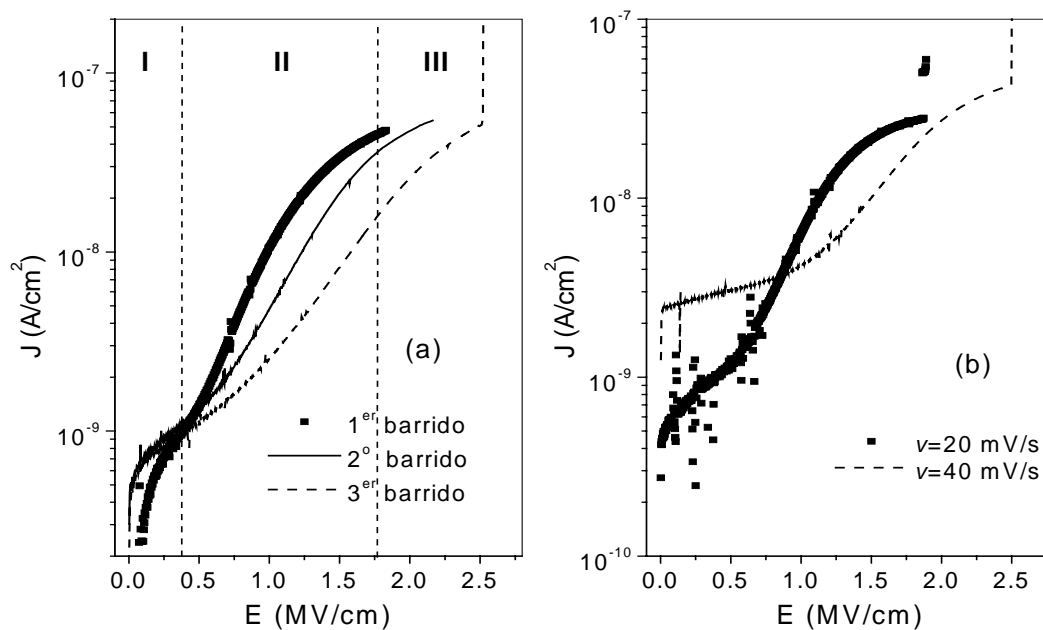


**Figura 4.12.** Características densidad de corriente en función del campo de ruptura ( $J - E$ ) de las estructuras  $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$  para las composiciones de aislante analizadas y dos velocidades de barrido: ( $\blacksquare$ )  $v=20$  m/s y (...)  $v=40$  m/s. Las composiciones del aislante son: (a)  $x=0.97$ ; (b)  $x=1.43$ ; (c)  $x=1.5$  y (d)  $x=1.55$ . ( $T_{in}=500\text{\AA}$ ).

Este comportamiento se observa más claramente en la Figura 4.13. En ella se presenta por un lado, la dependencia de dicha saturación con el número de barridos sucesivos sobre el mismo electrodo (Figura 4.13 - a), y por otro, la

dependencia de la saturación con la velocidad de barrido (Figura 4.13 - b) para una composición del aislante de  $x=1.50$ .

En la Figura 4.13 - a, se han señalado tres regiones de comportamiento. La región I que es la región óhmica de las curvas; la región II en el primer barrido y la región III en los sucesivos, están dominadas por el mecanismo de conducción propio de estas láminas, que se estudiará más adelante.



**Figura 4.13.** Dependencia de la saturación debida al atrapamiento con (a) barridos sucesivos sobre el mismo electrodo, (b) la velocidad de barrido. Muestra de estructura  $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$  de composición  $x=1.50$ .

Este comportamiento ya ha sido descrito para las láminas de  $\text{SiN}_x\text{:H}$ <sup>[30]-[33]</sup>, así como anteriormente, para las de  $\text{SiO}_2$ <sup>[34],[35]</sup>, y representa una muestra clara de que los mecanismos de conducción en estas láminas están dominados por la presencia de trampas en el aislante. La desviación (o desplazamiento) en campo eléctrico entre el primer barrido y el segundo (y entre el segundo y tercero) se atribuye a la presencia de una carga en el aislante que se almacena durante el primer barrido<sup>[31]</sup>. Esta carga genera un campo eléctrico que se opone al exterior, haciendo que disminuya el campo eléctrico efectivo aplicado en el aislante, de forma que la corriente disminuye. Si se asume que una única especie de portadores tiene un papel dominante en la conducción y que las cargas de atrapamiento están distribuidas a lo largo de la película, el desplazamiento del campo eléctrico ( $\Delta E$ ) debido a la carga atrapada se expresa como<sup>[31]</sup>

$$\Delta E = -\frac{qn_t T_{in}}{2\epsilon_s \text{SiN}_x} \quad (4.2-2)$$

donde  $n_t$  es la densidad de trampas y  $\epsilon_s^{\text{SiN}_x}$  es la permitividad estática del aislante. Si electrones y huecos contribuyeran por igual a la conducción, el desplazamiento del campo eléctrico no podría ocurrir, porque las cargas se compensarían unas a otras, y la *saturación* desaparecería. Por tanto, la saturación es característica de una conducción unipolar.

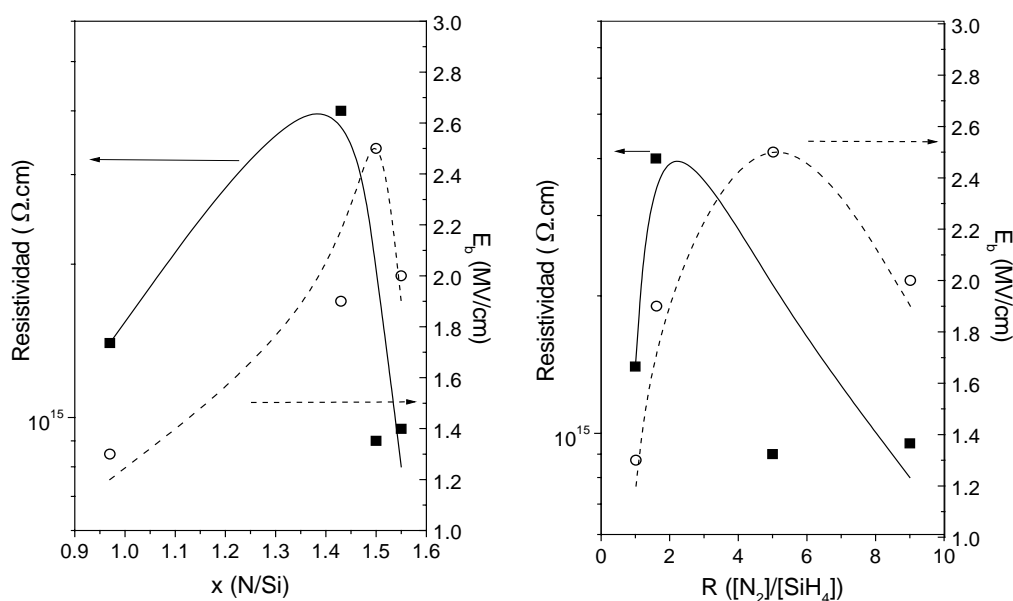
Atendiendo a la expresión (4.2-2), podemos obtener un valor estimativo de la densidad de trampas en el aislante. Tomando el valor de  $\Delta E$  en la región de campos intermedios (región II) de las curvas de la Figura 4.12 - c y - d, se obtienen densidades de carga atrapada (huecos por tratarse de un semiconductor tipo n) en torno a  $2.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  y  $5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  para las composiciones  $x=1.50$  y  $x=1.55$ , respectivamente. El hecho de que este comportamiento no se observe en otras composiciones o en láminas similares crecidas por otras técnicas de plasma, ha sido atribuido a la diferente estructura de defectos con que son crecidos los aislantes, que influye directamente en las secciones eficaces de captura de las trampas y en cómo éstas atrapan portadores<sup>[31]</sup>.

Por último, queda comentar la dependencia de esta *saturación* con la velocidad de barrido. Se puede observar en la Figura 4.13 - b, que el principio de la *saturación* debida al atrapamiento de carga se desplaza hacia campos mayores al aumentar la velocidad de barrido. Este mismo comportamiento ha sido observado por D. J. DiMaria *et al.*<sup>[34]</sup> en láminas de SiO<sub>x</sub>, atribuyéndolo a la corriente de desplazamiento presente en todo aislante como consecuencia de la velocidad de barrido.

- c) La dependencia de los valores de resistividad y campo de ruptura con la composición del SiN<sub>x</sub>:H que se perfilan en la Figura 4.12, se muestra más concretamente en la Figura 4.14. En ella se representan los valores medios de ambas magnitudes. En el caso de las composiciones más ricas en N ( $x > 1.43$ ), que se ven afectadas por los efectos de atrapamiento descritos, se han tomado los valores de los campos de ruptura medios de los últimos barridos de cada electrodo.



En esta figura se observa que: (i) las composiciones ricas en Si ( $x=0.97$ ), presentan los peores valores de resistividad y campo de ruptura; (ii) las composiciones intermedias presentan las mejores propiedades dieléctricas; (iii) en las composiciones más ricas en N ( $x=1.55$ ) se observa un empeoramiento sistemático de los valores de resistividad y campo de ruptura. Estos hechos se pueden explicar en función de los enlaces presentes en el SiN<sub>x</sub>:H para cada composición.



**Figura 4.14.** Dependencia de la resistividad ( $\rho$ ) y campo de ruptura ( $E_b$ ) con la composición del aislante,  $x$  y  $R$ .

Así, en el caso de las láminas con  $x=0.97$ , la presencia de enlaces Si-Si es muy alta<sup>[2],[36]</sup>. Estos enlaces, por un lado, tienen una baja energía de enlace (1.83 eV), lo que hace que estas láminas sean fáciles de romper eléctricamente, y por otro, los enlaces Si-Si son muy rígidos, y cualquier desplazamiento en ángulo o longitud de enlace genera defectos activos eléctricamente (o *dangling-bonds* de Si). Además, en esta composición existe una mayor presencia de hidrógeno enlazado (que aparece como Si-H)<sup>[37],[38]</sup>. Se ha demostrado que la presencia de H (así como el exceso de Si) puede causar una severa degradación de las propiedades aislantes de la película<sup>[30],[39]</sup> debido a la generación de defectos en el gap del SiN<sub>x</sub>:H.

Para el caso de composiciones intermedias, la mejora de las propiedades eléctricas está relacionada con la mayor presencia de átomos de N en la red del nitruro, que reduce la presencia de enlaces Si-Si, y por tanto los defectos que

contribuyen a aumentar la corriente a través del aislante. Además, la mayor energía de los enlaces Si-N (3.5 eV)<sup>[2]</sup> hace que presenten mayor dificultad para romperse, explicando así los mayores valores de los parámetros  $\rho$  y  $E_b$ .

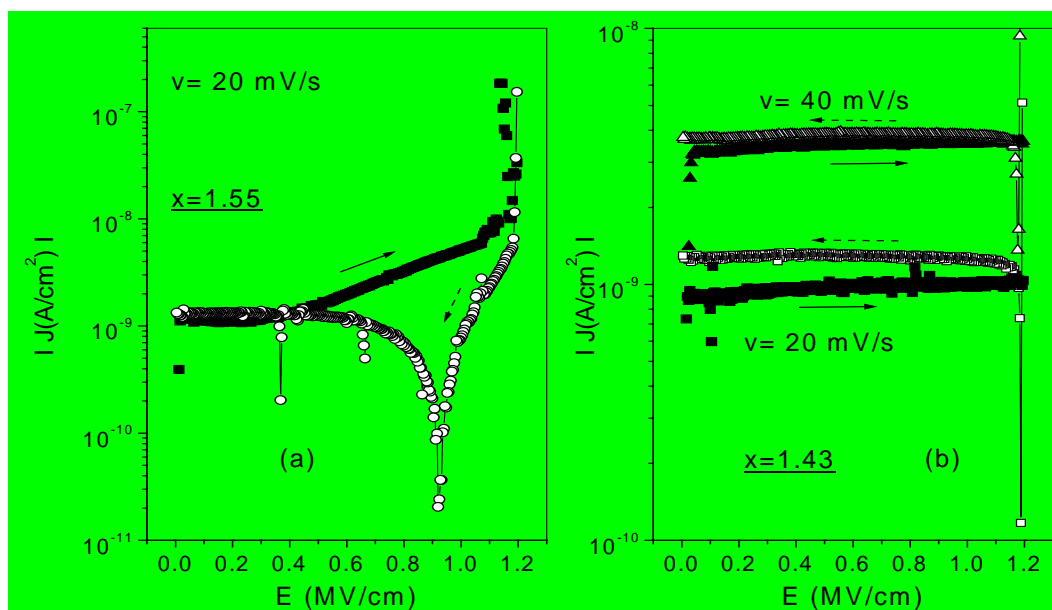
El empeoramiento de las propiedades eléctricas del aislante con mayor contenido de N ( $x=1.55$ ) ha sido referido por varios grupos<sup>[30],[32],[40],[41]</sup>. Las principales causas que justifican este comportamiento son dos. Por un lado, el hecho de que el contenido de H enlazado en las láminas aumenta (esta vez como enlaces N-H)<sup>[31],[41]</sup>; mientras que por otro lado, este deterioro de las propiedades eléctricas también puede estar influido por un daño introducido por la radiación emitida por el plasma del ECR-CVD<sup>[40]</sup>. Ya se mencionó en el Capítulo 2 que las largas exposiciones a radiaciones de rayos X y UV deterioran los materiales dieléctricos. En nuestro caso, la mayor duración del depósito de este tipo de aislante, junto con el mayor contenido de H que presentan, puede justificar los peores resultados obtenidos para estas composiciones.

Los valores de resistividad obtenidos se encuentran entre los mejores publicados para estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP<sup>[2],[40],[42]</sup> con dieléctrico crecido por plasma, lo que corrobora una vez más la buena calidad de nuestras láminas. En cuanto a los valores de campo eléctrico de ruptura, es difícil establecer una comparación directa con los datos publicados debido a la gran diversidad de criterios para definirlo.

- d) La última observación directa de las gráficas de la Figura 4.12, muestra una corriente más alta de lo normal en la composición  $x=1.55$  en la zona de bajos campos. Este fenómeno, que se ha observado también en la otra composición rica en N aunque no se haya mostrado más que para  $x=1.55$ , no aparece siempre en todas la medida realizadas. No se encuentra mucha bibliografía que haga un estudio tan detallado de las medidas I-V, por lo que sólo podemos referir otro trabajo en el que se mencione este comportamiento. El grupo de E.M. Vogel *et al.*<sup>[43]</sup> atribuye un comportamiento semejante en láminas de oxinitruro depositadas por LPRTCVD (*Low Pressure Rapid Thermal Chemical Vapor Deposition*) a la presencia de una corriente inicial por el llenado de trampas en el dieléctrico. Este hecho podría estar relacionado con la *saturación* que aparece en las medidas IV de estas composiciones. Puesto que esta corriente más elevada de lo normal sólo aparece a campos bajos y en la primera medida, parece razonable

pensar que realmente se produce el mencionado “llenado” de trampas, responsable del almacenamiento de carga en el aislante y de la generación del campo interno, que da lugar a la saturación en la característica IV y al desplazamiento en campo eléctrico en medidas sucesivas sobre el mismo electrodo.

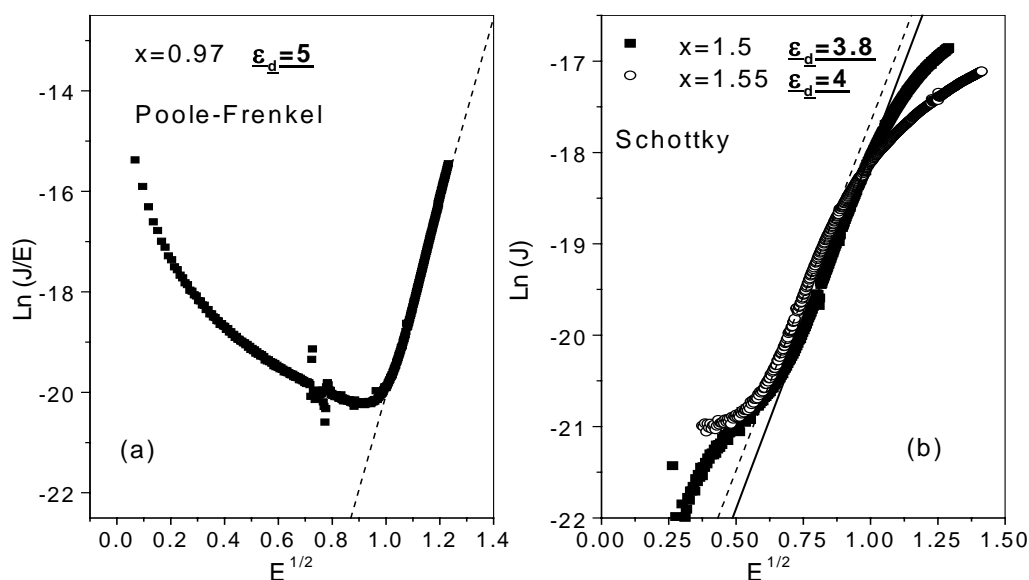
Una vez analizadas las características I-V para barridos crecientes de tensión, se realiza a continuación un pequeño estudio del comportamiento de dichas características I-V cuando se realiza un barrido decreciente en tensión. Seguidamente, se muestran las medidas realizadas sobre muestras de dos composiciones (a)  $x=1.55$  y (b)  $x=1.43$  (representativas del resto), en las que se ha realizado primero un barrido creciente (de 0 a 1.2 MV/cm) e inmediatamente después de haber acabado éste, se realiza otro decreciente (de 1.2 a 0 MV/cm).



**Figura 4.15.** Representación del valor absoluto de la densidad de corriente  $|J|/vs. E$  de las medidas de 0-1.2 MV/cm y 1.2-0 MV/cm en estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP de composiciones (a)  $x=1.55$ ; y (b)  $x=1.43$ .

Se puede observar que en todas las composiciones analizadas, la corriente medida en el sentido decreciente (barrido inverso) siempre se vuelve negativa. Este hecho indica el efecto de una corriente de desplazamiento. Además en la Figura 4.15 -- b se aprecia cómo esta corriente depende de la velocidad de barrido de igual forma que lo hace la corriente en el barrido creciente. Son pocos los grupos que presentan un estudio de la dependencia con la velocidad de barrido en láminas de  $\text{SiN}_x\text{:H}$ <sup>[32]</sup>, y menos aún los que los explican y los relacionan con medidas en

tensiones decrecientes. Por tanto, sólo nos podemos remitir a algunos trabajos publicados para SiO<sub>x</sub><sup>[34],[35]</sup>. El grupo de D.J. DiMaria *et al.*<sup>[34]</sup> establece que la corriente de desplazamiento de este tipo de láminas se puede expresar como  $C_{in} \frac{\partial V}{\partial t}$ , de forma que esta corriente se sumará a la de la estructura en polarizaciones crecientes, y cambiará de signo en polarizaciones decrecientes, restándose de la corriente de la estructura y llegando incluso a cambiar el signo de la corriente total. Este efecto es el que observamos en la Figura 4.15. Además, tal y como mencionamos al principio del estudio de las medidas I-V, esta corriente de desplazamiento es directamente proporcional a la velocidad de barrido, lo que justifica que aumente al hacerlo esta velocidad, como se observa en la Figura 4.15 - b para la composición  $x=1.43$ .



**Figura 4.16.** Ajustes de los mecanismos de conducción (a) Poole-Frenkel -  $\ln(J/E)$  vs.  $E^{1/2}$  - para la composición  $x=0.97$ ; (b) Schottky -  $\ln(J)$  vs.  $E^{1/2}$  - para las composiciones  $x=1.5$  y  $x=1.55$ .

Por último, sólo queda comentar los resultados obtenidos en el análisis del mecanismo de conducción presente en las láminas de SiN<sub>x</sub>:H para las composiciones estudiadas. En la Figura 4.16 se han representado los ajustes a los mecanismos de conducción Poole-Frenkel ( $\ln(J/E)$  vs.  $E^{1/2}$ ) para  $x=0.97$ , y Schottky ( $\ln(J)$  vs.  $E^{1/2}$ ) para  $x=1.5$  y  $x=1.55$ .

Estos ajustes se han realizado sobre las curvas I-V mostradas en la Figura 4.12. Los resultados indican claramente que el mecanismo de conducción presente en las láminas de SiN<sub>x</sub>:H depende fuertemente de la composición de éstas. Así, para

láminas ricas en Si el mecanismo dominante es el de Poole-Frenkel<sup>[2],[31],[36],[42],[44]</sup>, mayoritariamente referido en la bibliografía para láminas de SiN<sub>x</sub>:H. Por el contrario, las composiciones ricas en N, en las que el ajuste se ha realizado antes de que aparezcan los efectos de atrapamiento, presentan una conducción dominada por un mecanismo Schottky, que es menos citado por ser mal interpretada su representación<sup>[12],[17]</sup>, confundiéndola con la del Poole-Frenkel como ya se explicó en el apartado 3.4 del Capítulo anterior. Los valores de la permitividad dinámica ( $\epsilon_d$ ) obtenidos corresponden bastante bien a los esperados teóricamente ( $\epsilon_d=n^2=4$ ) y a los referidos en la bibliografía. Para composiciones intermedias ( $x=1.43$ ) no se han realizado estos ajustes por predominar una conducción tipo óhmico (o *hopping*) en toda la zona de tensiones medida, hasta que se produce la ruptura.

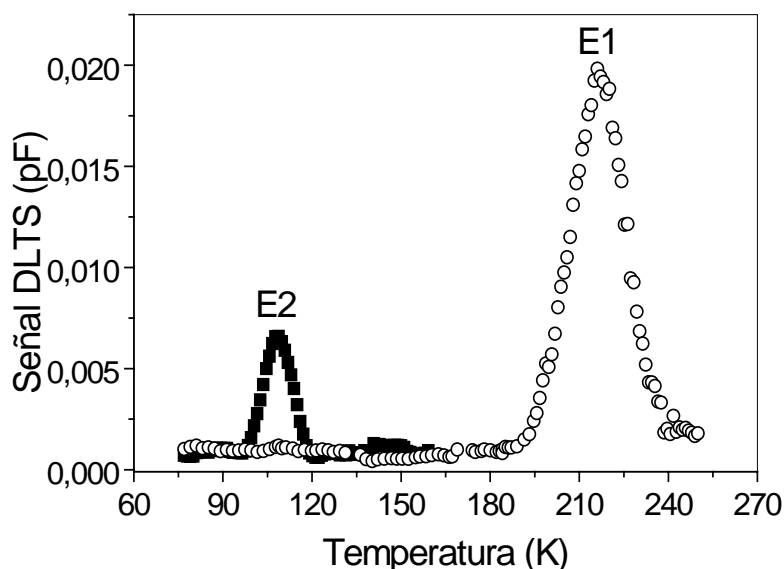
Como se ve de los resultados anteriores, los procesos de conducción en SiN<sub>x</sub>:H son muy complejos, por lo que sería necesario realizar un estudio más detallado que el aquí presentado, que incluyera medidas complementarias, como por ejemplo *J en función de la temperatura*. Obviamente, esto queda fuera de los objetivos de esta memoria.

### 4.2.3. Caracterización por DLTS y espectroscopía de conductancias

Se han realizado estas caracterizaciones para aportar un mayor conocimiento de los defectos presentes en la intercara (DLTS) y en el volumen del aislante (transitorios de conductancia).

En el estudio de los espectros DLTS se han realizado dos tipos de medidas. La primera, sobre una muestra que llamaremos patrón, consistente tan sólo en InP con una evaporación de contactos (sin depósito de aislante ni tratamientos térmicos), que servirá para estudiar la evolución de posibles centros profundos en las estructuras que estamos estudiando. Y la segunda, sobre las estructuras MIS propiamente dichas. La comparación de los espectros obtenidos para la muestra patrón y para una estructura Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con una composición de aislante  $x=1.55$ , se muestra en la Figura 4.17.

En esta figura, se puede observar que en la muestra patrón aparece un estado profundo (trampa de electrones) que hemos denominado E1, localizado en  $E_{E1}=E_c - 0.45$  eV. De acuerdo con diversos estudios realizados sobre InP, dicho estado parece estar asociado a la presencia de vacantes de fósforo ( $V_p$ ) o complejos relacionados con estas vacantes<sup>[45]-[47]</sup>.

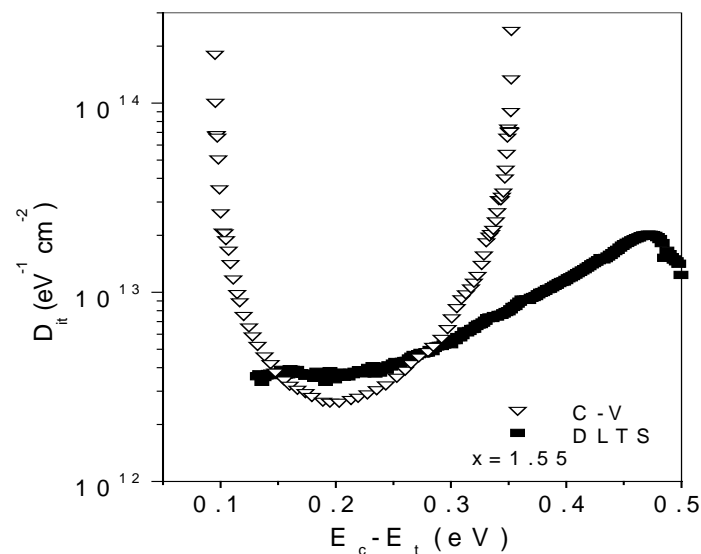


**Figura 4.17.** Espectro DLTS para una muestra de InP virgen (patrón)  $-(o)-$  y para una estructura Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con  $x=1.55$   $-(v)-$ , ( $\tau=7.21$  ms).

Para la estructura MIS se observa otro estado profundo (trampa de electrones) que hemos denominado E2, localizado esta vez en  $E_{E2}=E_c - 0.19$  eV. Este estado ha sido detectado también en otras composiciones, pero no en la muestra patrón. Este hecho nos hace suponer que se trata de un estado inducido por el proceso de depósito con ECR-CVD. Una posible explicación para este estado es que en el proceso de depósito del dieléctrico, el InP se mantiene a 200°C en una atmósfera que contiene H<sup>[45]</sup> procedente del SiH<sub>4</sub>, utilizado como gas precursor. Una hidrogenación no intencionada podría ser la causa que originara tal defecto. La hidrogenación, tanto de GaAs como de InP, cuando son expuestos a un plasma de H<sub>2</sub> está ampliamente estudiada<sup>[48],[49]</sup>. Además, se ha demostrado<sup>[50]</sup> que el SiN<sub>x</sub>:H es permeable al hidrógeno hasta anchuras aproximadas de 200 Å. De esta forma, el hidrógeno atómico podría penetrar en el sustrato de InP hasta cierta profundidad, interactuando con los defectos (en nuestro caso,  $V_p$ <sup>[51]</sup>), con impurezas ya presentes, incluso generando nuevos defectos. En particular, defectos complejos con uno o varios átomos de hidrógeno. Otro hecho que apoye esta hipótesis es que este centro

aparece en todas las composiciones analizadas, lo que refleja que no depende del aislante depositado, sino del proceso de depósito en sí.

El defecto señalado como E1 en la muestra patrón no se ha podido detectar en estas muestras, debido a que las medidas DLTS en las estructuras MIS a temperaturas mayores de 200K se deforman por la generación térmica de minoritarios, que llevan a la estructura al régimen de inversión. No obstante, se puede encontrar un estudio más detallado de estos centros en la tesis presentada por Rosa Peláez de la Universidad de Valladolid<sup>[52]</sup>.

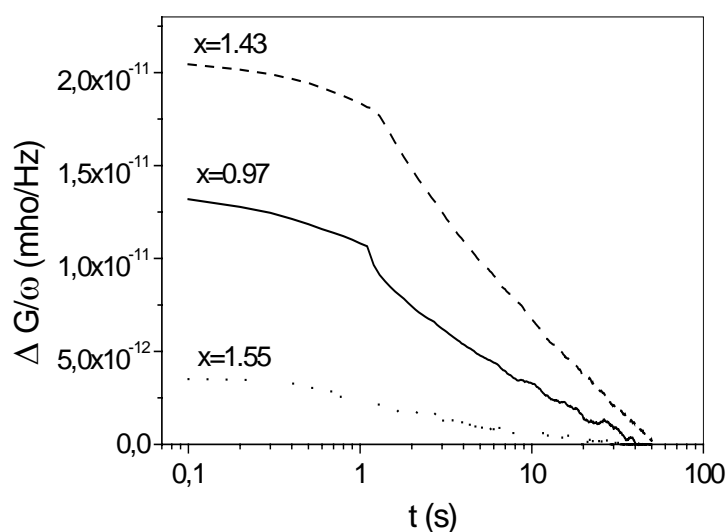


**Figura 4.18.** Comparación de la densidad de estados interfaciales obtenidas por C-V ( $\nabla$ ) y DLTS ( $\blacksquare$ ), para una muestra Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con  $x=1.55$ .

La densidad de estados calculada por DLTS se muestra en la Figura 4.18 para una estructura MIS de composición  $x=1.55$ . Para el resto de composiciones, las densidades de estado obtenidas son cualitativamente semejantes. De la comparación entre esta  $D_{it}$  y la obtenida por C-V, también mostrada en la figura, se puede comprobar que los resultados para los valores mínimos de  $D_{it}$  son diferentes para las dos técnicas, así como su dependencia en energías. Mientras que las distribuciones obtenidas por C-V presentan una acusada forma de **U**, no ocurre lo mismo en el caso de las obtenidas con DLTS, que además, en general, dan resultados menores que los obtenidos por C-V<sup>[22]</sup>. Estas diferencias se han observado en otras estructuras MIS, como SiN<sub>x</sub>:H/InGaAs<sup>[53]</sup>, y han sido explicadas por el grupo de H. Hasegawa<sup>[54]-[56]</sup> considerando que los estados de la intercara están distribuidos tanto energéticamente como espacialmente. El origen de estas

diferencias procede del hecho de que la zona analizada en el gap es distinta para las medidas C-V y para las de DLTS.

En la distribución  $D_{it}$  calculada por DLTS, mostrada en la Figura 4.18, aparece un aumento significativo en la densidad de estados cerca del centro del gap. Este aumento no se puede considerar debido a una mayor densidad de defectos, sino que es el resultado de la aparición de la generación de portadores minoritarios (de la que también se ha hablado en los espectros DLTS). Esta generación térmica de minoritarios es demasiado lenta a bajas temperaturas para contribuir a la señal. Sin embargo, a altas temperaturas, esta generación de minoritarios produce un falso pico de emisión, cuya constante de tiempo de relajación cae dentro de la constante de tiempo fijada para la detección en el sistema de medida utilizado. Por lo tanto, podemos concluir que dicho aumento en la densidad de estados es realmente una consecuencia de la medida.



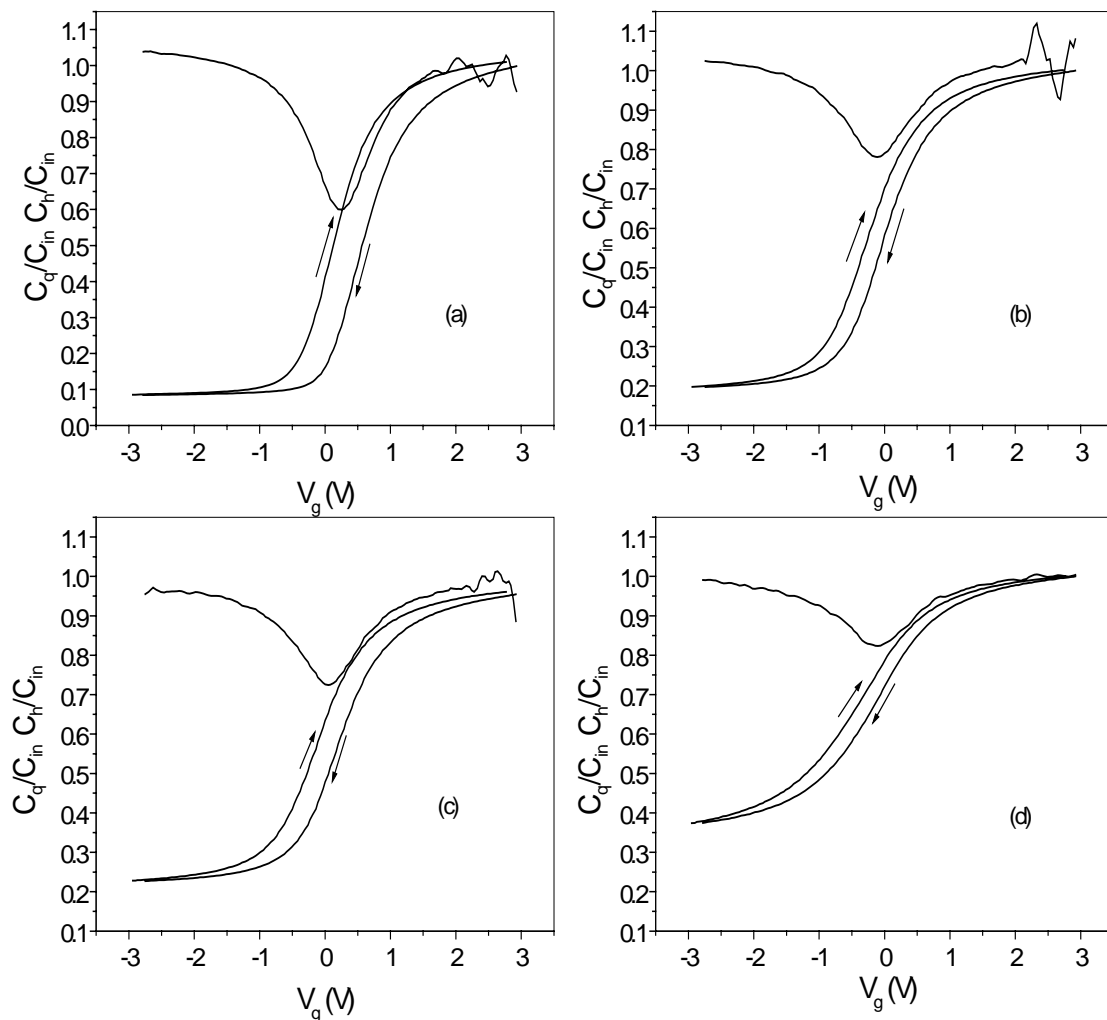
**Figura 4.19.** Transitorios de conductancia medidos a temperatura ambiente y frecuencia de 100KHz, para estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con 500Å de espesor de aislante y distintas composiciones (x): (—) x=0.97; (- -) x=1.43; y (...) x=1.55.

Debido a que las medidas por DLTS no dan información de la distribución espacial del dañado, se han realizado medidas de transitorios de conductancia a distintas temperaturas y frecuencias que, de acuerdo con las expresiones (3.6-1) - (3.6-3), permiten calcular la densidad DIGS de estados en función de la distancia a la intercara aislante/semiconductor y en función de la energía. En la Figura 4.19 se presenta una comparación de estas medidas realizadas sobre las estructuras MIS



para distintas composiciones de aislante. En ella se ha representado  $\Delta G/\omega$  frente al tiempo medida a temperatura ambiente y frecuencia de 100KHz.

De acuerdo con estos resultados y teniendo en cuenta que la densidad de estados DIGS ( $N_{\text{DIGS}}$ ) es proporcional a  $\Delta G/\omega$ , y el tiempo  $t$  de medida es proporcional a la distancia a la intercara ( $x_c$ ), se puede establecer que el daño disminuye conforme nos alejamos de la intercara aislante-semiconductor. Por otro lado, se observa también que la composición que menor densidad de estados presenta en el aislante es aquella más rica en N ( $x=1.55$ ), hecho éste en cierto modo esperable, puesto que es la composición que menores probabilidades tiene de presentar *dangling-bonds* de Si.



**Figura 4.20.** Medidas C-V sobre estructuras  $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$  de composición  $x=1.55$  y espesores de aislante (a) 100 Å; (b) 200 Å; (c) 350 Å; (d) 600 Å.

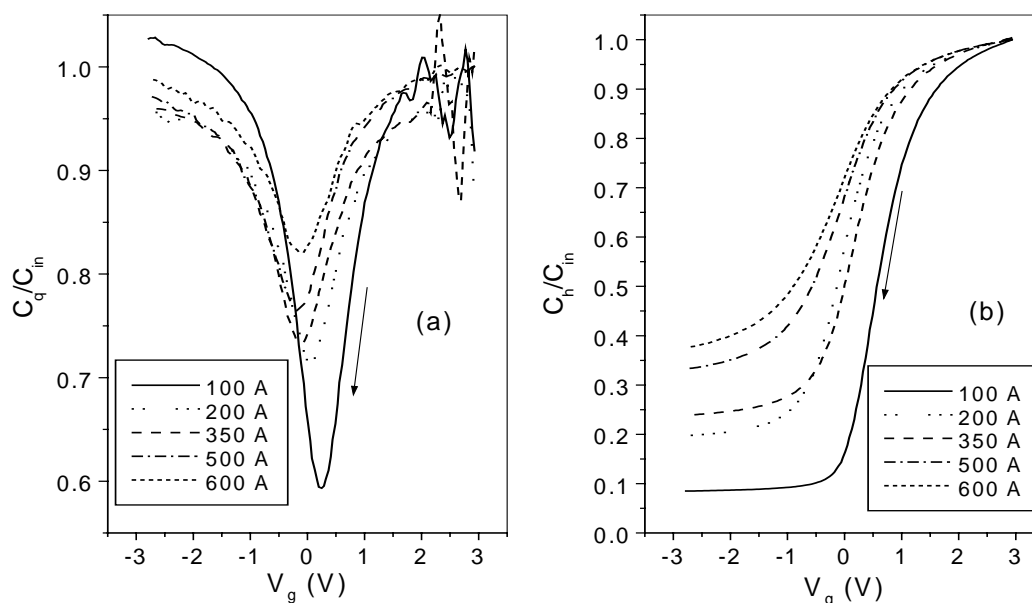
## 4.3. Influencia del espesor de las láminas de SiN<sub>x</sub>:H

La tendencia constante a la reducción de tamaño en el canal de los transistores de efecto de campo obliga a reducir los espesores de los aislantes, haciéndoles en muchos casos perder sus propiedades dieléctricas. Esta tendencia ha motivado el estudio de las características de las estructuras MIS en función del espesor de SiN<sub>x</sub>:H. Además, este estudio permite obtener cierta información sobre propiedades del aislante o la intercara, como son el tipo y la evolución de la carga atrapada o tipo de ruptura dieléctrica.

### 4.3.1. Caracterización C-V

#### *Estudio de las curvas C-V*

En la **Figura 4.20**, se muestran las medidas C-V realizadas sobre estructuras MIS con una composición de aislante de puerta de  $x=1.55$  para cuatro espesores distintos: (a) 100 Å; (b) 200 Å; (c) 350 Å y (d) 600 Å. La dependencia de estas curvas respecto del espesor del aislante es clara en varios aspectos, y se van a ir analizando a continuación.



**Figura 4.21.** Comparación de las curvas (a)  $C_q$  y (b)  $C_h$ , normalizadas a la capacidad del aislante, para todos los espesores de aislante analizados con composición  $x=1.55$ .

Se puede comprobar que tanto la forma de la curva de la capacidad cuasiestática ( $C_q$ ) como la de alta frecuencia ( $C_h$ ) dependen del espesor del aislante. En el caso de la capacidad cuasiestática, ésta se va haciendo más profunda a medida que disminuimos el espesor del aislante, tal y como se muestra en la Figura 4.21 - a, en la que se aprecian las curvas  $C_q - V$  normalizadas a la capacidad del aislante medidas desde acumulación a inversión, para las estructuras mostradas en la Figura 4.20. Hemos añadido la muestra de espesor de  $500 \text{ \AA}$  que fue analizada en el apartado anterior para completar el rango de espesores analizado.

La razón para esta dependencia con el espesor del aislante reside en que el curvamiento de bandas,  $\psi_s$ , cambia más rápidamente con la tensión aplicada cuanto menor es el espesor del aislante. La misma polarización provocará un campo eléctrico mayor en la superficie del semiconductor cuanto menor es el grosor del aislante, por lo que el cambio en las bandas será más rápido<sup>[58]</sup>. Este hecho hace que en el margen de tensiones aplicadas, las curvas de alta frecuencia ( $C_h$ ) alcancen plenamente los regímenes de inversión y acumulación en las estructuras con aislante delgado, no ocurriendo así cuando dicho espesor es mayor.

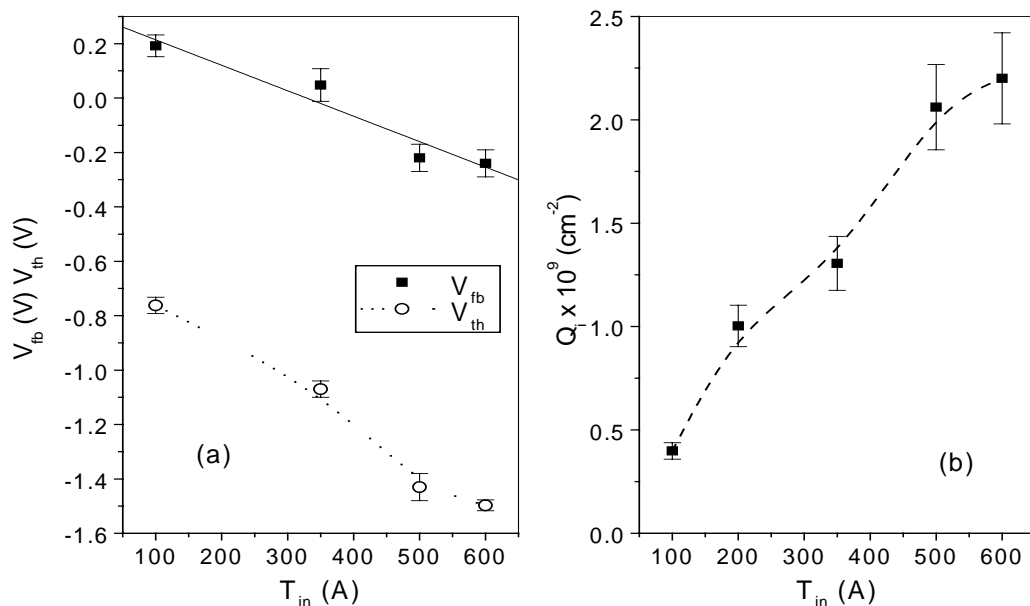
Esa dependencia de  $C_h$  con el espesor del aislante puede verse reflejada en la Figura 4.21 - b, donde los barridos en tensión han sido de nuevo tomados desde acumulación a inversión. En el caso de las curvas de alta frecuencia, la variación en espesor produce dos efectos en las curvas. Por un lado, se modifica el valor de la capacidad mínima alcanzado en inversión, y por otro, se observa que las curvas varían tanto en inclinación como en tensión de bandas planas. El hecho de que la capacidad mínima aumente conforme lo hace el espesor del dieléctrico es una consecuencia directa de la expresión (3.3-6), con la que definimos dicha capacidad. En cuanto a la tensión de bandas planas, también se observa que tiende a valores más positivos conforme disminuye el espesor del aislante. Mostramos esta variación en la Figura 4.22 - a, con los datos de tensión de bandas planas y umbral de las curvas de la Figura 4.21 - b. Esta tensión de bandas planas indica la presencia de una carga positiva atrapada en la intercara y/o en el aislante, que aumenta en valor conforme lo hace el espesor del aislante, tal y como mostramos en la Figura 4.22 - b. La dependencia de la tensión de bandas planas es lineal con el espesor. Si esta tensión variara con  $T_{in}^2$  sería indicativo de una carga fija atrapada distribuida uniformemente<sup>[17]</sup>. El hecho de que no sea así, señala que las cargas fijas no están

distribuidas uniformemente. Por lo tanto, si se supone que la mayoría de estas cargas están situadas en una zona próxima a la intercara, la distribución de carga  $[Q_f(x)]$  se podría expresar como

$$Q_f(x) = \rho_0 \quad \text{para } 0 < x < d_1 \quad (4.3-1)$$

$$Q_f(x) = 0 \quad \text{para } x > d_1 \quad (4.3-2)$$

donde  $d_1$  representa la longitud característica que describe la localización de la carga fija. De esta forma,  $V_{fb}$  varía linealmente con  $T_{in}^2$  en la región  $0 < x < d_1$ , y debería mostrar una dependencia lineal con  $T_{in}$  en la región  $x > d_1$ . Esta distribución establece una clara diferencia entre la intercara aislante-semiconductor y el volumen del aislante. Este comportamiento ha sido también observado y descrito por el grupo de M.C.Hugon *et al.*<sup>[17]</sup> para estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/Si, con composiciones ricas en N depositadas por plasma ECR.



**Figura 4.22.** Variación de (a) las tensiones umbral ( $V_{th}$ ) y de bandas planas ( $V_{fb}$ ) con el espesor del aislante; y (b) carga atrapada en las estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con composición  $x=1.55$ .

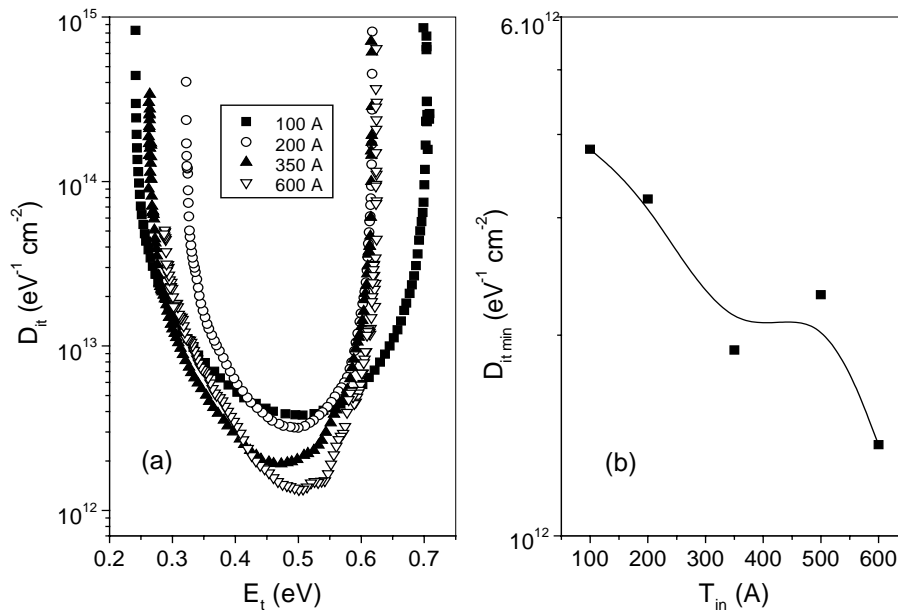
La dependencia de la carga atrapada con el espesor del aislante permite establecer si las trampas (que originalmente se suponen casi llenas de electrones en equilibrio térmico) están cargadas positivamente, negativamente o son neutras. Un estudio similar ha sido realizado por el grupo de S.Fujita *et al.*<sup>[59]</sup> sobre estructuras SiN<sub>x</sub>/Si depositadas por plasma. Dicho grupo ha obtenido la misma dependencia con el espesor del aislante que nosotros, llegando a la conclusión de que dichos

estados trampa son neutros o ionizados ligeramente en positivo cuando se llenan de electrones.

Para concluir con el análisis de las curvas C-V en función del espesor, sólo queda señalar los bajos valores de histéresis medidos para los distintos espesores de aislante. En todos los casos esta histéresis oscila entre 0.1 – 0.25V, indicando una baja presencia de trampas lentas en la intercara o en el aislante.

### **Estudio de la densidad de estados interfaciales**

El estudio de la intercara de las estructuras SiN<sub>x</sub>:H/InP en función del espesor del aislante, se completa con el análisis de la densidad de estados en función de este parámetro. En la Figura 4.23 – a se muestran las distribuciones de dichos estados calculadas para las medidas presentadas en la Figura 4.20. En la Figura 4.23 – b se muestra la dependencia del mínimo de esta densidad de estados y del cambio total del potencial superficial del InP,  $\Delta\phi_s$ , en función del espesor de aislante utilizado.



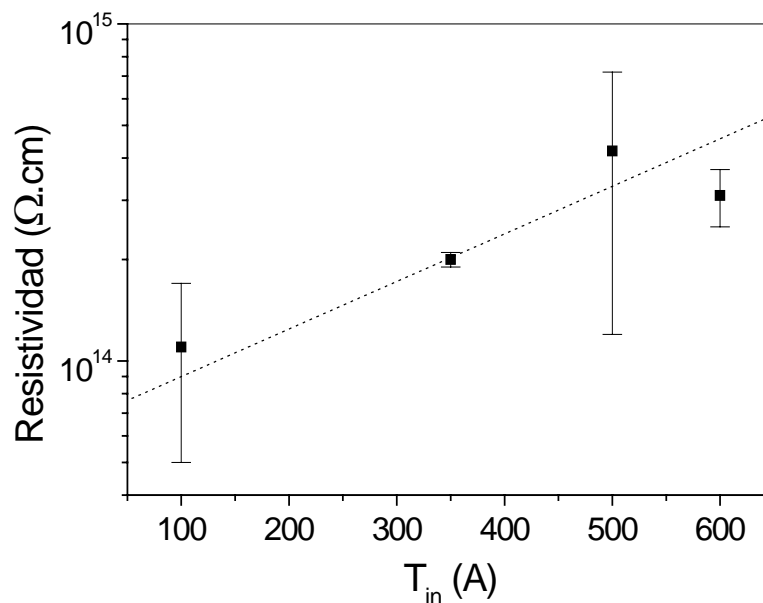
**Figura 4.23.** (a) Distribución de estados interfaciales ( $D_{it}$ ) para 4 espesores distintos de aislante en las estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP ( $x=1.55$ ); (b) mínimos de  $D_{it}$  en función del espesor del aislante.

En esta figura se observa que a medida que aumenta el espesor del dieléctrico disminuye la densidad de estados, mientras que se reduce el rango de barrido del nivel de Fermi en el gap del InP. Esta dependencia con el espesor puede estar relacionada con problemas de estrés, o mejor dicho, con una relajación del mismo

cuando aumenta el espesor del dieléctrico. Esto justificaría una disminución de los estados en la intercara al aumentar el grosor de aislante.

### 4.3.2. Caracterización I-V

En la Figura 4.24 se muestra la variación de la resistividad obtenida en las medidas I-V en estas estructuras en función del espesor. Como de costumbre, las barras de error indican la dispersión de los datos obtenidos en las medidas de varios electrodos sobre la misma muestra. Se puede apreciar, aunque la dispersión es relativamente grande en algunos puntos, que la resistividad tiende a crecer conforme lo hace el espesor del aislante. Esta evolución ha sido referida también para estructuras SiN<sub>x</sub>:H/Si en las que el nitruro ha sido depositado por ECR<sup>[17]</sup>, y se ha atribuido al hecho de que al disminuir el espesor del aislante la intercara aislante-semiconductor tiene una mayor influencia en las propiedades eléctricas del dieléctrico. De esta forma, las cargas fijas localizadas fundamentalmente en la intercara tendrían, a bajos espesores, mayor influencia que el volumen del SiN<sub>x</sub>:H.

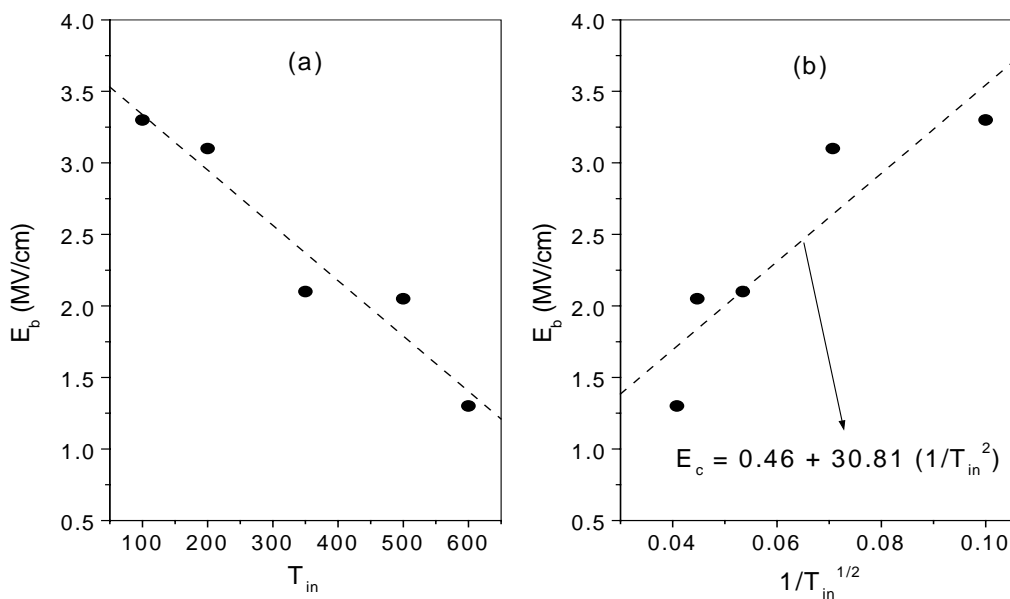


*Figura 4.24.* Variación de la resistividad de las películas aislantes con composición  $x=1.55$  en estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP en función de su espesor.

Los resultados obtenidos para los campos de ruptura medidos sobre las mismas muestras, revelan una tendencia completamente distinta. En la Figura 4.25 - a, donde aparece representado el máximo campo de ruptura obtenido para cada espesor, puede observarse que  $E_b$  disminuye conforme aumenta el espesor.

Esta tendencia que parece contraria a lo que cabría esperar, se entiende si la ruptura dieléctrica del SiN<sub>x</sub>:H está gobernada por un mecanismo de avalancha. Este mecanismo considera que el aumento de la corriente es debido, fundamentalmente, a un aumento de la concentración de portadores responsables de la conducción, como consecuencia de un proceso de ionización de los átomos de la red, bien sea por campo eléctrico (*Zener*), bien por colisiones de los electrones con los átomos de la red (*Seitz*). En los modelos basados en estos mecanismos, se tiene en cuenta que la concentración de portadores en la banda de conducción también puede crecer por la acción del campo aplicado. Dado que estos mecanismos se producen a campos altos, el proceso con mayor contribución será el de túnel a través de la barrera aislante-semiconductor. Combinando el efecto de avalancha con el de inyección de portadores, se obtiene la siguiente expresión para el campo de ruptura<sup>[60]</sup>

$$E_c = \frac{cte}{T_{in}^{1/2}} \quad (4.3-3)$$



**Figura 4.25.** (a) Dependencia de los valores máximos del campo de ruptura ( $E_b$ ) en función del espesor del SiN<sub>x</sub>:H con composición  $x=1.55$ ; (b) Ajuste a un mecanismo de ruptura por avalancha del aislante ( $E_b$  vs.  $1/T_{in}^2$ ).

El ajuste a esta dependencia se muestra en la Figura 4.25 - b. La buena correlación del ajuste y el bajo valor del término independiente de la recta (0.46), nos llevan a aceptar este tipo de mecanismo como el responsable de la ruptura en nuestras láminas. La disminución del campo de ruptura al aumentar el espesor del

aislante se ha observado experimentalmente también en otros aislantes, como el SiO<sub>2</sub><sup>[60]</sup>, y es consistente con el hecho de que un aumento del espesor del material permite el desarrollo de avalanchas de mayor tamaño, por lo que se requieren campos eléctricos más bajos para producir la ruptura.

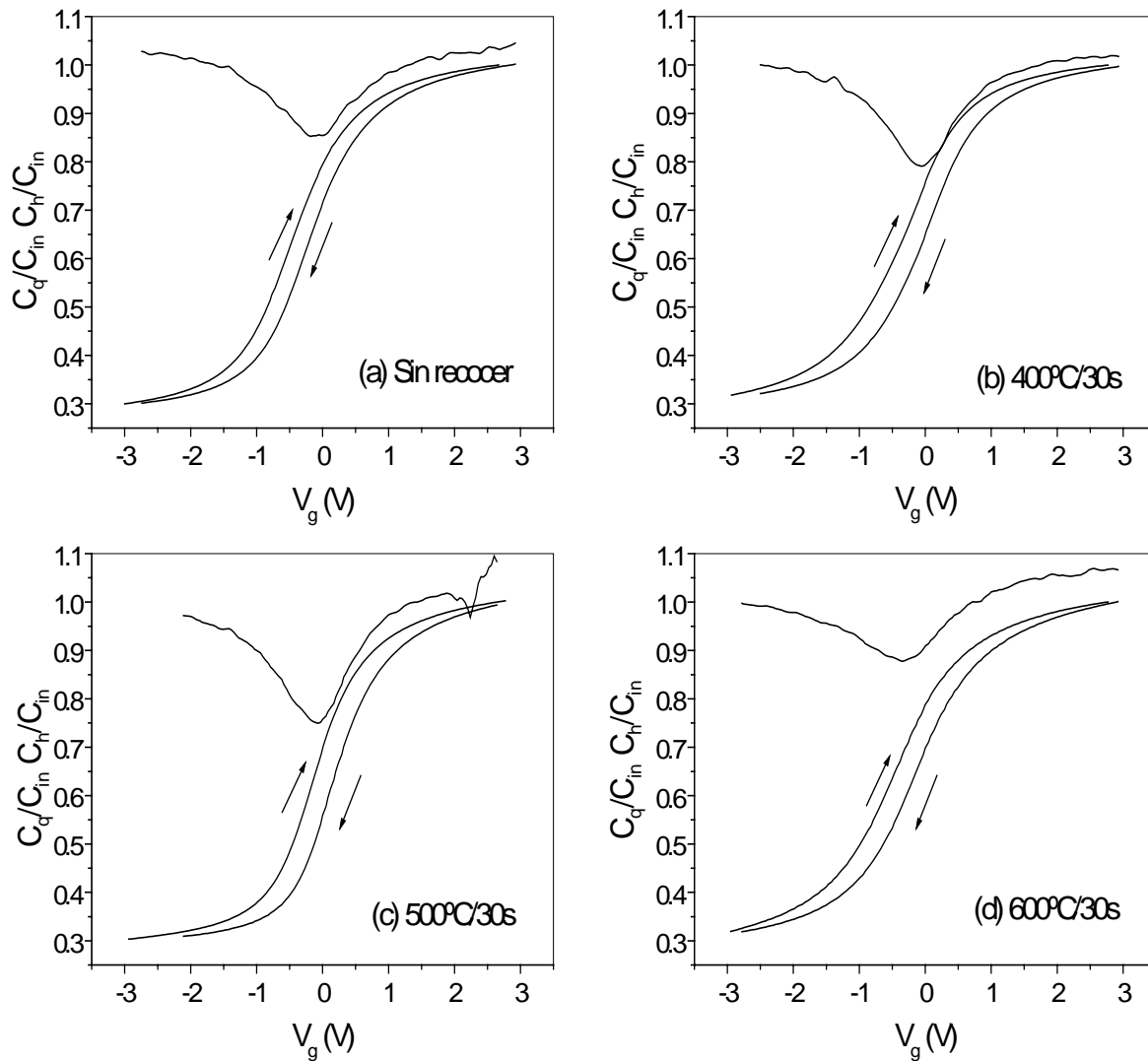
## 4.4. Influencia de los procesos de recocido térmico rápido (RTA)

Recientemente el uso de recocidos térmicos rápidos (RTA) ha sido estudiado y utilizado para mejorar tanto las propiedades de la intercara aislante-semiconductor como las propiedades eléctricas del SiN<sub>x</sub>:H. Este tipo de tratamientos ha sido empleado de modo generalizado en la realización de dispositivos basados en Si<sup>[61]</sup>, y se sabe que mejora las propiedades de las estructuras MIS basadas en semiconductores III-V<sup>[62]</sup>. A pesar de que el SiN<sub>x</sub>:H es preferible al SiO<sub>2</sub> depositado por plasma sobre los III-V (debido a que disminuye la cantidad de oxígeno presente en la intercara), requiere de un tratamiento térmico posterior al depósito para optimizar su funcionamiento como aislante de puerta de un transistor MISFET. Este recocido térmico rápido reduce la concentración de hidrógeno, promueve la concentración de Si-N y disminuye el estrés en la red<sup>[63],[64]</sup>. Estudios previos demuestran que la temperatura óptima de este proceso depende fuertemente de las características del SiN<sub>x</sub>:H y del semiconductor utilizado como sustrato. Así por ejemplo, en el caso de la intercara SiN<sub>x</sub>:H/Si el rango de temperaturas óptimo está entre 500 – 600°C<sup>[65]-[67]</sup>, consiguiéndose muy bajos niveles de daño en la intercara y reduciéndose las corrientes de pérdidas<sup>[67],[68]</sup> en esas estructuras. En el caso de dispositivos basados en GaAs con una ICL de Si, el rango óptimo de temperaturas de recocido se encuentra entre 450-500°C durante 30s<sup>[69]</sup>, mientras que para estructuras óxido-nitruro-óxido (ONO) y óxido-nitruro (ON) sobre Si, las temperaturas óptimas están por encima de los 900°C durante 30s<sup>[70]</sup>.

En este apartado nos centraremos en el estudio de las propiedades de la intercara y del aislante al someter a las estructuras aislante-semiconductor a procesos de recocido térmico rápido. Se presentan dos estudios en este sentido: por un lado la evolución de estas propiedades con la temperatura de recocido y, por otro, en función de la duración de ese proceso. El análisis se ha realizado para las



cuatro composiciones estudiadas en los apartados anteriores, puesto que como se verá, la composición del nitruro es determinante para la evolución en temperatura de las propiedades eléctricas de las estructuras MIS.



**Figura 4.26.** Medidas C-V para muestras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con composición de aislante  $x=1.55$ , sometidas a diferentes tratamientos de RTA. (a) Sin recocer; (b) 400°C durante 30s; (c) 500°C durante 30s; (d) 600°C durante 30s. El espesor del aislante es de 500Å.

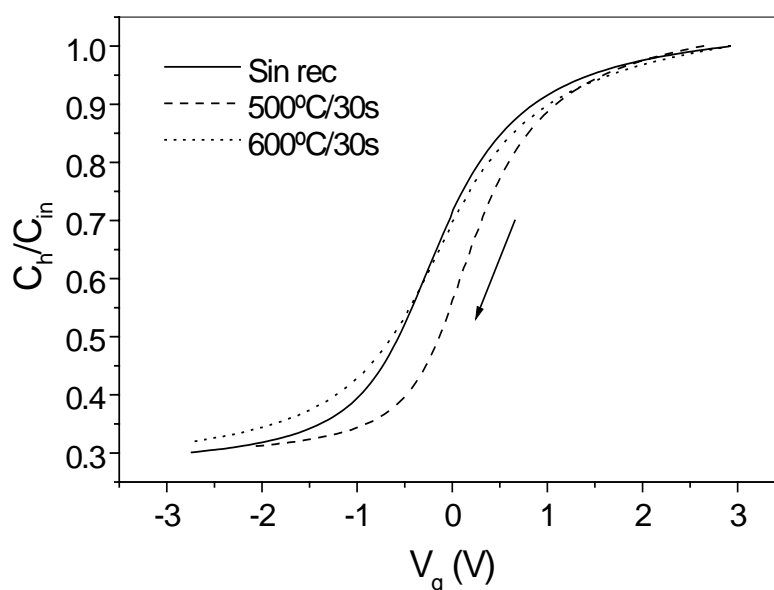
#### 4.4.1. Caracterización C-V

##### **Estudio de las curvas C-V**

El estudio del proceso de recocido rápido (RTA) previo a la evaporación de contactos sobre las estructuras MIS se ha realizado para todas las composiciones con un espesor de aislante de 500Å. Sin embargo, para evitar una acumulación

excesiva de datos y gráficos, y puesto que el comportamiento que se ha observado en este caso es similar para todas las composiciones, nos centraremos en los resultados obtenidos para estructuras  $\text{SiN}_x\text{:H/InP}$  con una composición de aislante  $x=1.55$ .

La **Figura 4.26** muestra las características C-V medidas sobre muestras  $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$  sometidas a distintas temperaturas de recocido: (a) sin recocer, (b)  $400^\circ\text{C}/30\text{s}$ ; (c)  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$  y (d)  $600^\circ\text{C}/30\text{s}$ . Como se puede observar en esta figura, los principales efectos de este tratamiento térmico previo al depósito de contactos es la mejora de las curvas  $C_h$  y  $C_q$  hasta temperaturas en torno a  $500^\circ\text{C}$  (mayor verticalidad de  $C_h$  y mayor profundidad de  $C_q$ ), mientras que para temperaturas superiores (por encima de  $600^\circ\text{C}$ ) se observa una degradación en estas estructuras que se ve reflejada en una disminución de la verticalidad de  $C_h$ , un mayor valor del mínimo de  $C_q$  y un aumento de la dispersión en frecuencia.



**Figura 4.27.** Comparación de las curvas de alta capacidad de tres estructuras  $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$  de la Figura 4.26, sometidas a tres procesos térmicos distintos: (—) sin recocer; (· · ·)  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$ ; (· · ·)  $600^\circ\text{C}/30\text{s}$ .

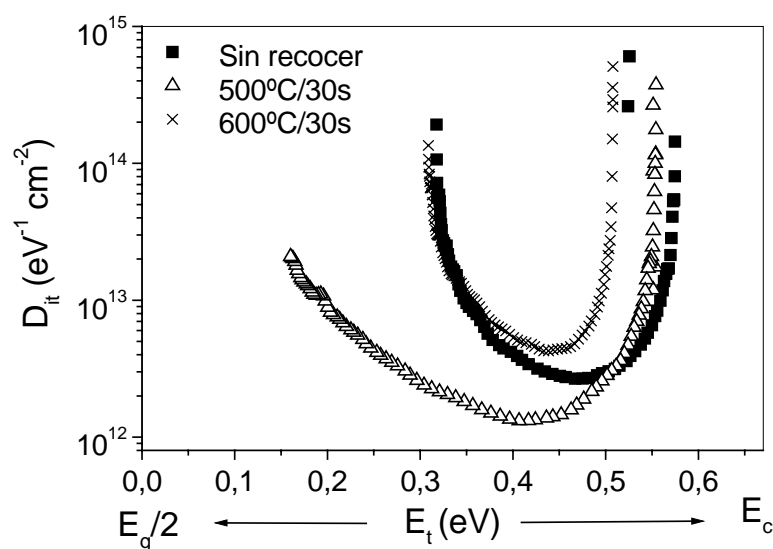
El mencionado efecto de la verticalidad de las curvas de alta frecuencia con la temperatura de recocido se muestra más explícitamente en la Figura 4.27. En ella se comparan las  $C_h$  mostradas en la Figura 4.26 para las muestras sin recocer y recocidas a  $500^\circ\text{C}$  y  $600^\circ\text{C}$  durante 30s. Se comprueba que, además de ser más vertical la curva para  $500^\circ\text{C}$  que para la muestra sin recocer, también se desplaza hacia valores más positivos de tensión, produciéndose un cambio en la tensión de

bandas planas de  $-0.35$  V para la muestra sin recocer a  $-0.08$  V para la muestra recocida a  $500^{\circ}\text{C}$ . Estos dos cambios indican una mejora de la intercara y una disminución de la carga atrapada.

Para recocidos de temperatura superior, como  $600^{\circ}\text{C}$ , las curvas se aplanan y se desplazan de nuevo hacia valores negativos, mostrando un empeoramiento de la intercara, como se verá en el apartado siguiente.

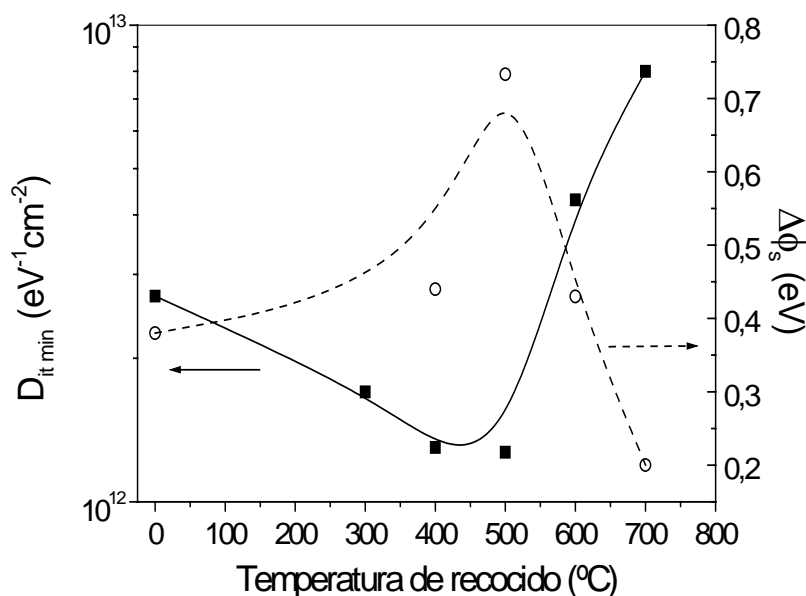
### **Estudio de la densidad de estados en la intercara**

Las diferencias observadas en las curvas C-V mostradas en el apartado anterior se reflejan en las distribuciones de estados calculadas para cada temperatura de recocido. Estas distribuciones energéticas de estados en la intercara se comparan en la Figura 4.28 para tres muestras sometidas a diferentes tratamientos térmicos: (a) sin recocer, (b)  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$  y (c)  $600^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ . Estas distribuciones han sido calculadas para las curvas mostradas en la Figura 4.26. Las distribuciones calculadas para el resto de temperaturas analizadas ( $300^{\circ}\text{C}$ ,  $400^{\circ}\text{C}$ ,  $700^{\circ}\text{C}$  y  $800^{\circ}\text{C}$ ) no se muestran en esta figura para una mayor claridad. Como se observa, la distribución de estados se ensancha y su mínimo disminuye al someter a las estructuras a recocidos no superiores a  $500^{\circ}\text{C}$  durante 30s. Para recocidos a temperaturas superiores, el empeoramiento de la intercara que mencionamos antes se ve ahora claramente mostrado.



**Figura 4.28.** Distribución energética de la densidad de estados interfaciales de tres estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante de  $500\text{Å}$ , para tres procesos térmicos distintos: (v) Sin recocer; (⊕)  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ ; (\*)  $600^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ .

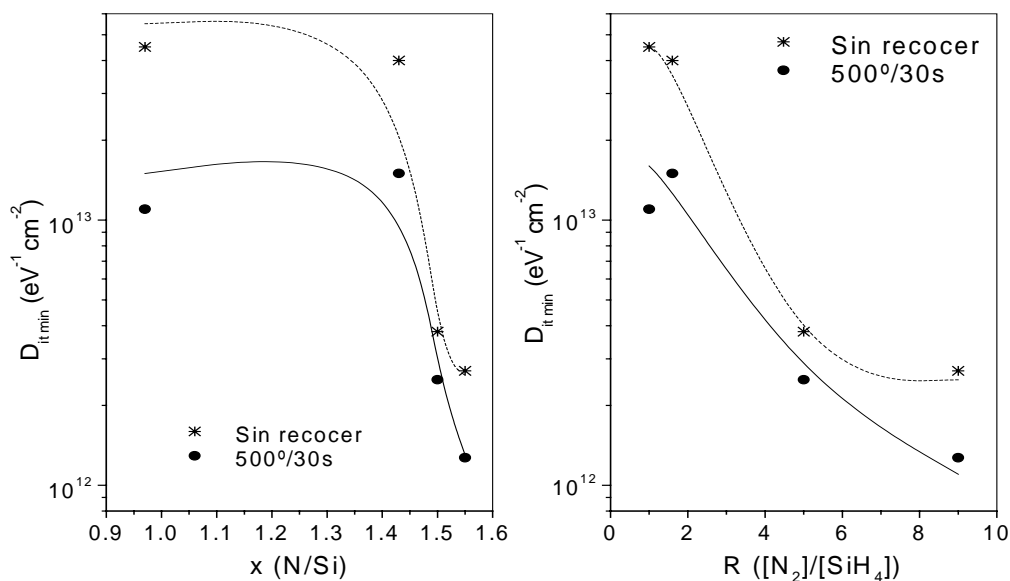
En la Figura 4.29, se muestran simultáneamente el mínimo de las densidades de estados interfaciales y la variación total del potencial superficial ( $\Delta\phi_s$ ) en función de la temperatura de recocido para una composición de aislante de  $x=1.55$ . Las muestras se han recocido durante 30s. Se puede comprobar que el mínimo de las densidades de estados ( $D_{it\ min}$ ) se reduce progresivamente conforme aumenta la temperatura de recocido, al igual que aumenta la variación del potencial superficial. Ambas variaciones indican una mejora de la calidad de la intercara, reduciéndose la densidad de estado y ampliándose el margen de barrido del nivel de Fermi en el gap del InP. Esta mejora para temperaturas inferiores a  $600^\circ\text{C}$  se puede atribuir a dos posible efectos: a una pasivación de la superficie de InP<sup>[22],[71],[72]</sup> y a la formación de enlaces P-N y/o P-In-N<sup>[73],[74]</sup>. La superficie del InP tiene una gran cantidad de defectos, muchos de ellos asociados a su elemento volátil (P), de forma que la superficie posee una gran cantidad de vacantes de P ( $V_P$ ). La presencia de un aislante como el  $\text{SiN}_x\text{:H}$  posibilitaría la incorporación de átomos de N procedentes de dicho aislante a la superficie del InP, especialmente en aquellos ricos en N (tal y como se describió en el apartado dedicado al estudio de las composiciones del aislante de este capítulo). Esta incorporación estaría activada térmicamente, siendo mayor a temperaturas de recocido en torno a  $500^\circ\text{C}$ , de forma que se explicaría la mejora de la intercara mostrada en la Figura 4.29 para esta temperatura.



**Figura 4.29.** Valor del mínimo de la densidad de estados interfaciales ( $\blacksquare$ ) y de la variación total del potencial superficial,  $\Delta\phi_s$  ( $\mu$ ) en función de la temperatura de RTA para un tiempo de recocido de 30s.

Por otro lado, tal y como se verá en el Capítulo 5 de esta memoria, estudios recientes han demostrado<sup>[73],[74]</sup> que al someter a la superficie de los semiconductores III-V, como es el caso del InP, a plasmas con nitrógeno, se activa la formación de complejos P-N y/o P-In-N. Estos complejos pasivan la superficie del semiconductor reduciendo así la densidad de defectos en la superficie. Sin embargo, se ha descrito que estos complejos de N son volátiles y se desorben térmicamente de la superficie a temperaturas entre 330°C y 530°C <sup>[75],[76]</sup>.

Es precisamente para temperaturas de recocido superiores a 500°C cuando se observa una creciente degradación de la intercara, que se refleja en un simultáneo empeoramiento del mínimo de densidad de estados y de la variación total del potencial superficial. Este deterioro está probablemente asociado a una elevada pérdida de fósforo en la superficie de nuestro semiconductor, que no se puede saturar con los átomos de N del aislante unido a la desorción de los complejos de N previsiblemente formados en la intercara. Un análisis más detallado de este aspecto se presenta en el Capítulo 5.

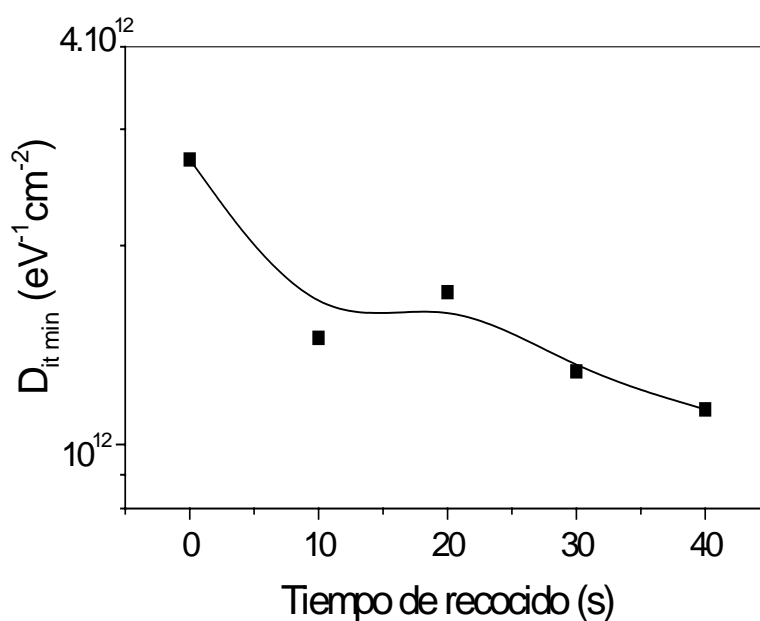


**Figura 4.30.** Mínimos de densidad de estados interfaciales en función de la composición del aislante para muestras sin recocer (-\*) y recocidas a 500°C durante 30s (-●-), todas ellas con un espesor aproximado del aislante de 500Å.

Este comportamiento con la temperatura de recocido ha sido observado en todas las composiciones estudiadas, obteniéndose siempre un mejor comportamiento de la intercara para recocidos a 500°C durante 30s. La Figura 4.30 muestra un ejemplo de la disminución del mínimo de la densidad de estados

interfaciales para este recocido, en función de la composición del aislante. En ella se comparan los mínimos de  $D_{it}$  en estructuras sin recocer y sometidas a un tratamiento térmico de  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$  para todo el rango de composiciones descrito.

Se observa que el recocido disminuye el valor del mínimo de las densidades de estados en todas las composiciones del aislante, sin embargo se mantienen las diferencias de estos mínimos de  $D_{it}$  en función de dichas composiciones. En esta figura, se aprecia que hasta composiciones en torno a la estequiométrica, los valores de  $D_{it \text{ min}}$  varían poco con la composición, aunque disminuyen con el recocido, hecho que como se verá un poco más adelante, puede estar relacionado con una pérdida de hidrógeno y una reconstrucción de la estructura en el  $\text{SiN}_x\text{:H}$ . Sin embargo, para aislantes ricos en N ( $x < 1.50$ ), se observa que se produce una acusada reducción de  $D_{it \text{ min}}$ . Esta tendencia es la misma para las muestras sin recocer o térmicamente tratadas. Para la muestra de composición  $x=1.55$  tras un recocido de  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$  se obtienen mínimos de densidad de estados en torno a  $1.3 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$ . Este valor es similar e incluso menor que los obtenidos para muestras con la superficie del InP pasivada antes del depósito del aislante<sup>[16],[28]</sup>; este dato, junto con el amplio margen de barrido del nivel de Fermi ( $\Delta\phi_s=0.7 \text{ eV}$ ), muestra las ventajas del tratamiento térmico para mejorar la intercara aislante/semiconductor, además de ser un método mucho más sencillo para lograr dicha mejora.



**Figura 4.31.** Valor del mínimo de la densidad de estados interfaciales en función del tiempo de recocido RTA para una temperatura fija de  $500^{\circ}\text{C}$ , en estructuras  $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$  con composición  $x=1.55$  y espesor de aislante de  $500 \text{ \AA}$ .

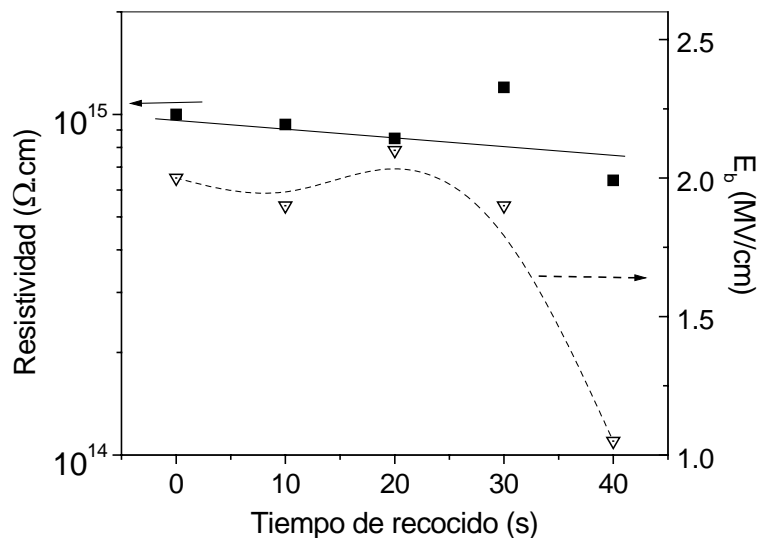
Para finalizar este estudio del efecto de los tratamientos térmicos sobre las propiedades de la intercara de las estructuras SiN<sub>x</sub>:H/InP, queda mostrar un pequeño análisis encaminado a establecer el mejor tiempo de recocido, puesto que ya hemos fijado como mejor temperatura la de 500°C. En la Figura 4.31 se muestra la dependencia del mínimo de la densidad de estados en la intercara en función del tiempo de recocido para muestras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con una composición de  $x=1.55$ , un espesor de aislante de 500 $\text{\AA}$  y una temperatura de recocido de 500°C. El resultado de 0s corresponde a la muestra no recocida.

En esta figura queda claro que el efecto beneficioso del recocido empieza a producirse ya a los 10s de tratamiento, produciéndose una continua mejora a medida que aumentamos el tiempo de recocido. De acuerdo con estos resultados parecería razonable pensar que si seguimos aumentando el tiempo de recocido, sigamos mejorando el mínimo de densidad de estados. Sin embargo, cuando se hacen recocidos más largos de 30s, el número de electrodos operativos dentro de una muestra decrece muy fuertemente, pasando del 80% al 40%. Por lo que aunque obtengamos mejores resultados, la degradación de la uniformidad de la muestra hace que desechemos el tratamiento de 40s, prefiriendo el de 30s como óptimo.

#### 4.4.2. Caracterización I-V

La influencia de los procesos de recocido térmico, como es lógico, también aparece en las propiedades dieléctricas del SiN<sub>x</sub>:H. Al igual que ocurre para los estados de la intercara, el tiempo de recocido influye en las propiedades aislantes del SiN<sub>x</sub>:H. En la Figura 4.32 se muestran los resultados de resistividad y campo de ruptura para muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de 500 $\text{\AA}$ , sometidas a procesos de recocido de 500°C en los que se ha variado el tiempo de dicho recocido.

Como se comprueba, mientras que los valores de resistividad parecen mantenerse a medida que aumenta el tiempo de recocido, el campo de ruptura, disminuye claramente. Estos resultados, que muestran un deterioro de las propiedades del aislante para tiempos elevados de recocido, junto con el hecho mencionado en el apartado anterior de que el número de electrodos disponible para tiempos de recocido superiores a 30s disminuye drásticamente, hace que se descarte el uso de recocidos con tiempos superiores a 30s.



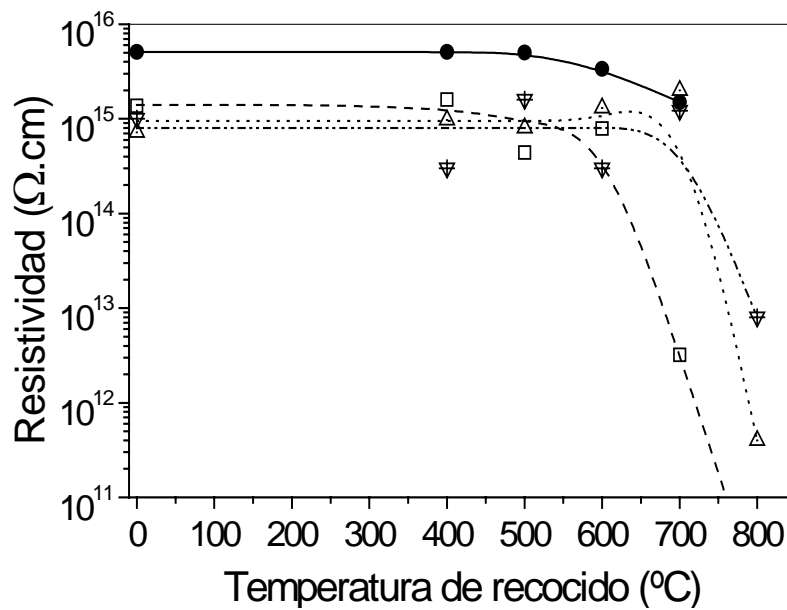
**Figura 4.32.** Resultados de las medidas de resistividad y campo eléctrico de ruptura ( $E_b$ ) en función del tiempo de recocido para procesos a 500°C sobre muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de 500 $\text{\AA}$ .

A continuación se presentan los resultados de las medidas I-V obtenidos para las diferentes composiciones, en función de las temperaturas de recocido para procesos de 30s. Este estudio se ha realizado sobre muestras de espesor de aislante de 500 $\text{\AA}$ . En la Figura 4.33 se muestran los resultados de resistividad y en la Figura 4.34, los de campo de ruptura. Los valores representados para 0°C corresponden a las muestras que no han sido sometidas a ningún tratamiento de recocido térmico rápido. Estas figuras muestran varios resultados que se pueden clasificar en función de la composición del aislante como:

- (i) Las muestras ricas en Si ( $x=0.97$ ), presentan los peores valores de los parámetros eléctricos y se degradan a temperaturas de recocido inferiores al resto de composiciones.
- (ii) Los mayores valores de resistividad y campo de ruptura se obtienen para las muestras de composición próxima a la estequiometría.
- (iii) La degradación con la temperatura de recocido en esta composición y en las muestras ricas en N, aparece en torno a los 600°C.

El origen de estas diferencias en el comportamiento eléctrico de las estructuras MIS se encuentra en la estructura de enlaces de cada composición del dieléctrico. Así, las diferencias se pueden clasificar en tres grupos:

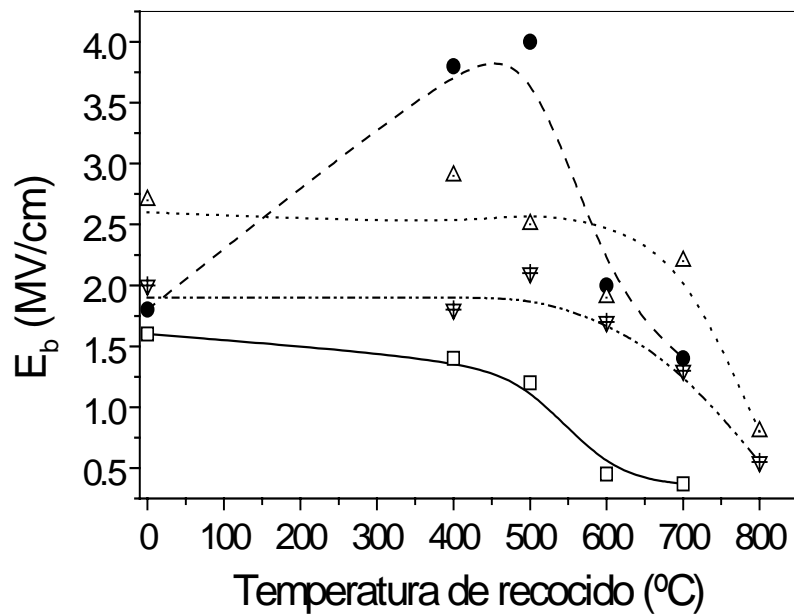




**Figura 4.33.** Resultados de las medidas de resistividad en función de la temperatura de recocido para procesos de 30s, para las cuatro composiciones de aislante estudiadas: (—□)  $x=0.97$ , (—●)  $x=1.43$ , (·Δ·)  $x=1.50$ , (—▽)  $x=1.55$ .

- (i) Las muestra ricas en Si ( $x=0.97$ ) presentan una gran cantidad de átomos de Si en exceso en la red de SiN<sub>x</sub>:H, por lo que aparecen enlaces Si-Si. Estos enlaces, con hibridación  $sp^3$ , como ya se ha mencionado, dan lugar a una gran rigidez estructural. Cualquier desplazamiento en ángulo o enlace genera un *dangling-bond* de Si, y se sabe que los defectos causados por estos *dangling-bonds* participan en la conducción eléctrica<sup>[77]</sup>. Por esto, la densidad de defectos eléctricamente activos es mayor en láminas con estas composiciones, y es también por esto que muestran los peores valores, tanto de  $\rho$  como de  $E_b$ .
- (ii) En el caso de las muestras próximas a la estequiometría, la presencia de enlaces Si-Si, y por tanto de *dangling-bonds* de Si, es esperable que sea menor, por lo que la resistividad y el campo de ruptura deben ser mayores que en el caso anterior. En la Figura 4.34 se aprecia que el tratamiento térmico mejora los valores de campo de ruptura hasta temperaturas en torno a 600°C.

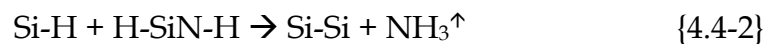
De acuerdo con las medidas de infrarrojos y de EPR (*Electron Paramagnetic Resonance*), realizados en trabajos anteriores de este departamento<sup>[4],[63],[67]</sup>, en este rango de temperatura y para estas composiciones de aislante, se ha detectado un aumento de enlaces de Si-H y una disminución de enlaces N-H. Este cambio en la estructura de enlaces se explica gracias a la siguiente reacción:



**Figura 4.34.** Valores del campo de ruptura en función de la temperatura de recocido para procesos de 30s, y para todas las composiciones de aislante estudiadas: (-□-)  $x=0.97$ , (-●-)  $x=1.43$ , (·Δ·)  $x=1.50$ , (-·-▽)  $x=1.55$ .



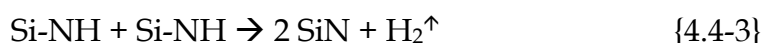
Esta reacción de intercambio reduce la cantidad de *dangling-bonds* de Si, lo que daría lugar a la mejora del campo de ruptura para estas temperaturas (que se observa en la Figura 4.34). Sin embargo, este efecto no se aprecia tan claramente en los resultados de resistividad debido a que el cambio en la cantidad de dichos *dangling-bonds* es relativamente pequeño (cambia de  $\sim 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  a  $\sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ). Como se muestra en la Figura 4.33 y en la Figura 4.34, para temperaturas de recocido superiores a los 600°C se produce una degradación de las propiedades eléctricas del aislante (tal y como ocurría en el caso de las propiedades de la intercara). La razón de este deterioro se puede encontrar en la siguiente reacción:



Esta reacción explica el dañado global de la red de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  debido a la pérdida de hidrógeno y la formación de enlaces Si-Si en la lámina de aislante, a expensas de enlaces Si-H y Si-N. Este hecho confiere una mayor rigidez a las láminas, de igual modo a lo ocurrido en las composiciones ricas en Si.

- (iii) Por último, en el caso de las muestras ricas en N, los valores de  $\rho$  y  $E_b$  son intermedios y no varían con la temperatura de recocido hasta 600°C. En estas composiciones no se han detectado enlaces Si-H<sup>[63]</sup>, de forma que la reacción {4.4-

1} no se puede producir y por tanto, no se reduce la cantidad de los *dangling-bonds* de Si. La ausencia de esta reacción, da la explicación al hecho de que no se produce la mejora en los valores de campo de ruptura que tienen lugar en las composiciones próximas a la estequiometría en este rango de temperatura. Por tanto, los valores de resistividad y campo de ruptura se mantienen constantes para temperaturas inferiores a 600°C. No obstante, para temperaturas superiores a ésta, nuevamente se produce una pérdida de hidrógeno que estaría explicada por la reacción siguiente:



Esta pérdida de hidrógeno para altas temperaturas de recocido sin ninguna reconstrucción de la red de SiN<sub>x</sub>:H, genera el deterioro de las propiedades eléctricas de las estructuras SiN<sub>x</sub>:H/InP.

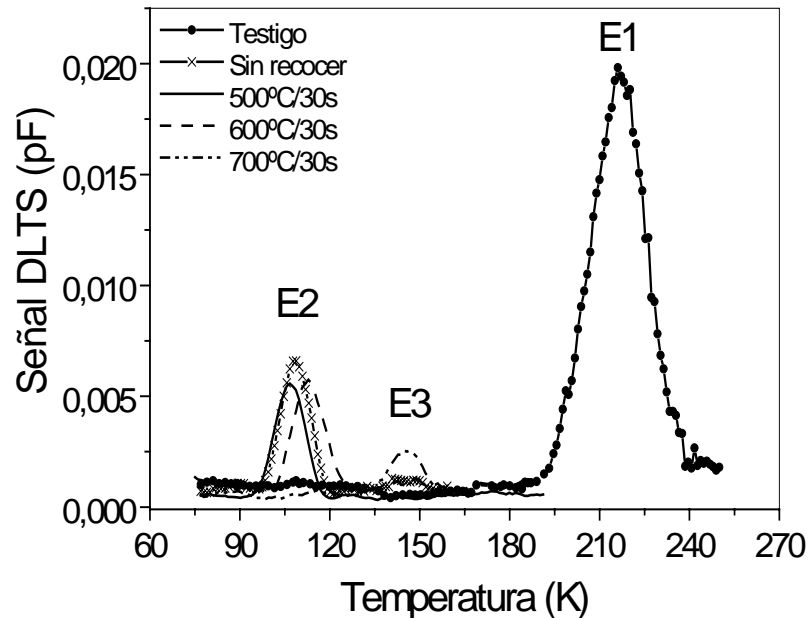
#### 4.4.3. Caracterización por DLTS y espectroscopía de conductancias

En lo referente a las medidas de DLTS, podemos también aquí distinguir entre dos tipos de medida. La primera corresponde a los espectros de DLTS y la segunda a las medidas de densidades de estados interfaciales. Respecto a la primera, en la Figura 4.35 se muestran a modo de ejemplo los resultados obtenidos para las muestras de composición  $x=1.55$ , para todos los recocidos térmicos analizados en la sección anterior.

Nuevamente se ha utilizado la muestra patrón para comparar los resultados. En esta figura se vuelven a apreciar los estados señalados como E1 y E2, ya explicados en el apartado 4.2.3., en la muestra patrón y en la muestra no recocida. El estado E2 puede comprobarse que también aparece en muestras con recocidos hasta temperaturas de 600°C. Por lo tanto, no se puede hablar de una recuperación térmica del defecto introducido por el proceso de plasma ECR-CVD<sup>[45]</sup>.

Por último, para temperaturas de recocido de 700°C, aparece un nuevo nivel profundo, que se ha denominado E3. Este estado está localizado en  $E_3 = E_c - 0.24\text{eV}$ . Este nivel se puede considerar debido al recocido térmico. Para temperaturas superiores este estado desaparece, lo que nos hace suponer que se trata de un

centro metaestable compuesto por la combinación de más de un defecto en el material y que por ese motivo sólo aparece a una temperatura de recocido.

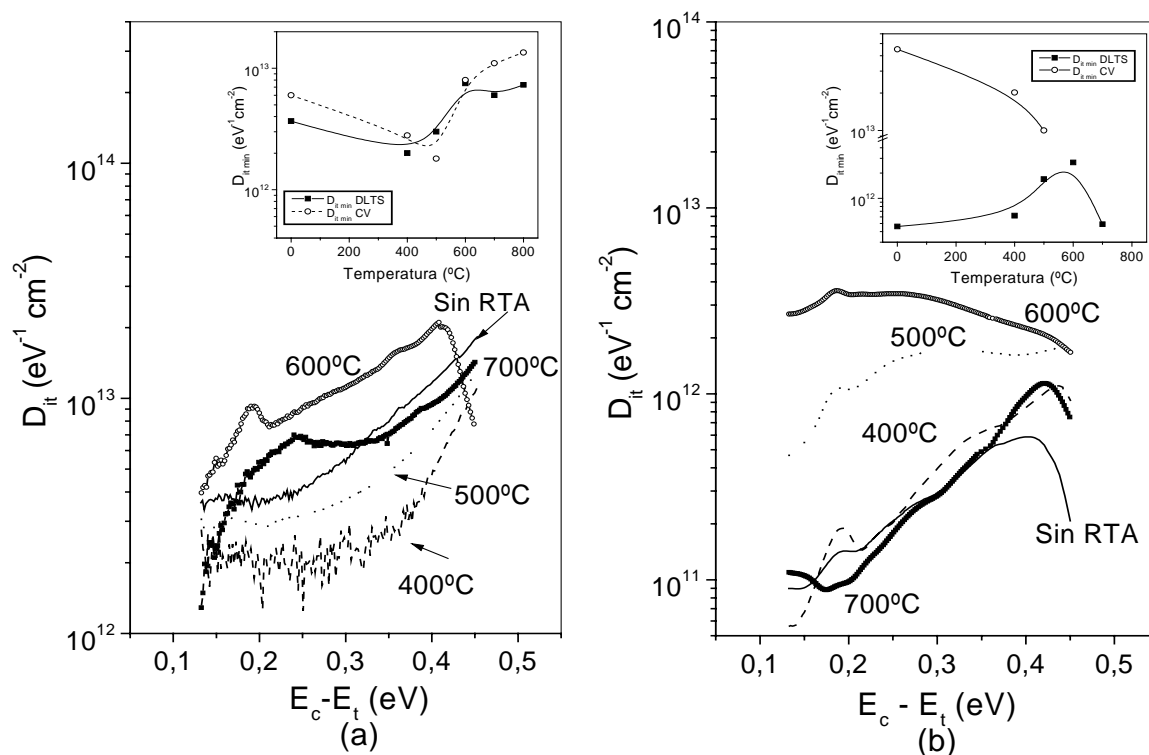


*Figura 4.35. Espectro de DLTS para la muestra testigo, una muestra de composición  $x=1.55$  ( $500\oplus$ ) y muestras con la misma composición sometidas a diferentes tratamientos térmicos. ( $\tau=7.21$  ms).*

A continuación, se presentan los resultados de las distribuciones de densidad de estados interfaciales calculados por DLTS para muestras de varias composiciones. En la Figura 4.36, se muestran estas distribuciones para las composiciones (a)  $x=1.55$  y (b)  $x=0.97$  para las temperaturas de recocido estudiadas. Las figuras pequeñas insertadas en las esquinas representan las variaciones de los mínimos de densidad de estados con la temperatura de recocido, calculados por C-V y por DLTS para cada una de las composiciones.

Ya se explicó en el apartado 4.2.3 el por qué de la diferente forma de las distribuciones de estados calculadas por DLTS respecto a las de C-V, por lo que no lo volveremos a hacer aquí. En este caso, lo que más nos interesa es la dependencia con la temperatura de recocido obtenida por DLTS y su comparación con la obtenida por C-V. En el caso de la composición rica en nitrógeno ( $x=1.55$ ), esta dependencia coincide con los resultados obtenidos por las dos técnicas, lo que confirmaría nuestra hipótesis de una pasivación de las  $V_P$  con átomos de N procedentes del aislante (rico en este elemento).

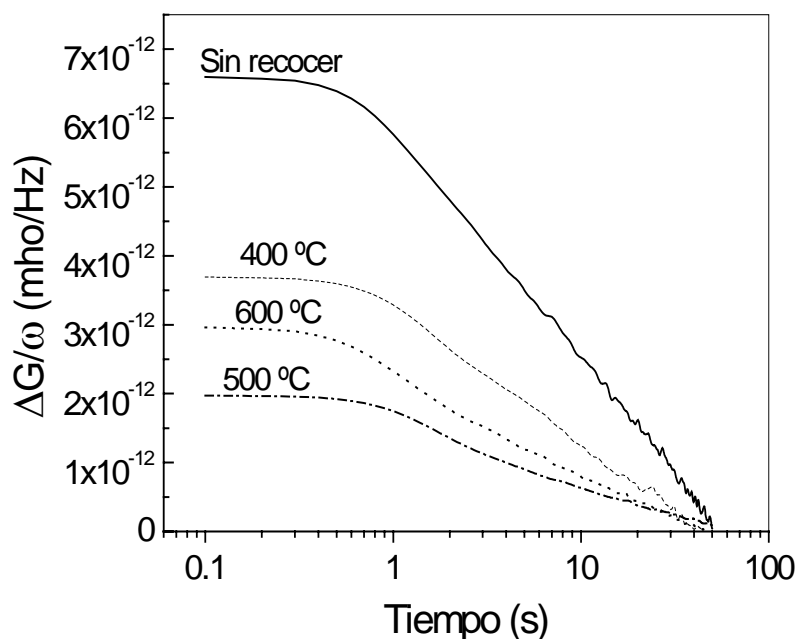
Sin embargo, para el caso de las composiciones menos ricas en N o ricas en Si (como es el caso de  $x=0.97$ ), el proceso de recocido térmico rápido en ningún caso mejora la densidad de estados superficial, de acuerdo con los resultados obtenidos por DLTS. Esto es contrario a lo observado por C-V y a los resultados obtenidos para otras composiciones ( $x=1.55$ ), en los que se observa una mejora para recocidos hasta  $500^\circ\text{C}$ , a partir de cuya temperatura la densidad de estados vuelve a aumentar. Tal vez esto no sería extraño si tenemos en cuenta que el efecto beneficioso que observamos en composiciones ricas en nitrógeno, lo hemos atribuido al pasivado de las vacantes de fósforo con nitrógeno del aislante, y ahora se están considerando dieléctricos con concentraciones muy bajas de nitrógeno, quizá insuficientes para producir dicha pasivación. La mejora observada en los mínimos de densidades de estado por las medidas de C-V podría estar más relacionada con la mejora del aislante que con la de la intercara propiamente dicha.



**Figura 4.36.** Distribución energética de la densidad de estados interfaciales calculados por DLTS para composiciones de aislante (a)  $x=1.55$ , y (b)  $x=0.97$ , para varias temperaturas de recocido: (—) Sin recocer, (---)  $400^\circ\text{C}/30\text{s}$ , (...)  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$ , (-·-)  $600^\circ\text{C}/30\text{s}$ , (- - -)  $700^\circ\text{C}/30\text{s}$ . Las gráficas insertadas en las esquinas, corresponden a las comparaciones de los mínimos de densidades de estados obtenidos por DLTS (—□—) y CV (—○—) para ambas composiciones en función de la temperatura.

En cuanto a los valores de los mínimos de  $D_{it}$  obtenidos para  $x=0.97$  son menores que los obtenidos para esta misma composición por C-V y que los obtenidos para  $x=1.55$  (tanto por CV como por DLTS). En este sentido, es necesario aclarar que, aparte del hecho de que la técnica DLTS tiende a subestimar los valores de  $D_{it}$  cuando las curvas C-V presentan histéresis<sup>[52]</sup>, como es el caso principalmente de  $x=0.97$ , es necesario aplicar una polarización positiva bastante elevada para “llenar” todos los centros. Esto se debe a que las curvas C-V “tardan” en alcanzar la región de acumulación. Por esta razón, cuanto menor es la verticalidad de las curvas C-V, más discutibles son los resultados de DLTS.

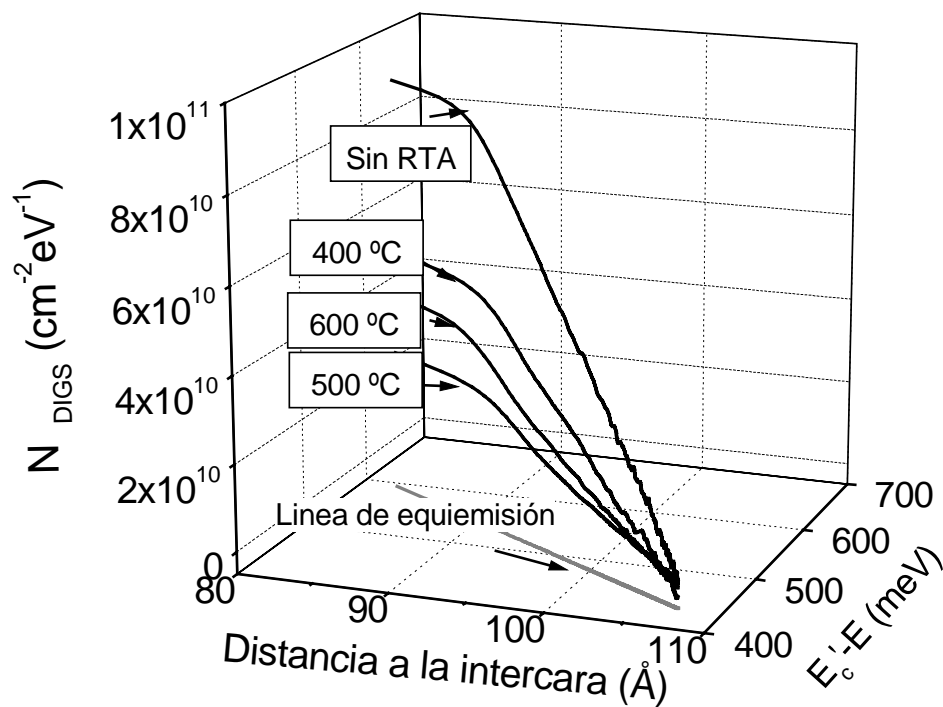
Sobre estas muestras también se ha realizado un análisis de transitorios de conductancia, para estudiar la distribución espacial del dañado en el aislante en función de la temperatura de recocido, obteniéndose una información complementaria a la obtenida por DLTS.



**Figura 4.37.** Amplitud de los transitorios de conductancia ( $\Delta G/\omega$ ) frente al tiempo, medidos a temperatura ambiente y a una frecuencia de 200KHz, para muestras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP de composición  $x=0.97$ , espesor de aislante de 500Å y distintas temperatura de recocido.

La Figura 4.37 muestra la amplitud de los transitorios de conductancia ( $\Delta G/\omega$ ) en función del tiempo, para muestras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP de composición  $x=0.97$  y espesor de aislante de 500Å. Las medidas se han realizado a temperatura ambiente y para una frecuencia de 200KHz. De acuerdo con estos resultados, la altura de los

transitorios de conductancia disminuye conforme aumenta la temperatura de recocido, para las muestras recocidas a  $400^\circ\text{C}$  y  $500^\circ\text{C}$  durante 30s. Sin embargo, para muestras recocidas a mayor temperatura ( $600^\circ\text{C}$ ) la altura aumenta. Como ya se ha mencionado anteriormente, esta altura del transitorio es proporcional a la densidad de dañado, por lo que se puede establecer que el tratamiento térmico disminuye el dañado en el aislante cerca de la intercara, tal y como habíamos obtenido mediante las medidas de CV y DLTS. Esto demuestra que para los recocidos térmicos en torno a  $500^\circ\text{C}$  se obtienen tanto las mejores densidades de estados en las intercara como la mejor calidad de dicha intercara, entendiendo como tal una menor anchura de dicha región<sup>[45]</sup>. Este comportamiento es análogo en el resto de composiciones analizadas.



**Figura 4.38.** Densidad de dañado DIGS ( $N_{\text{DIGS}}$ ) en función de la distancia a la intercara y de la posición medida desde el borde de la banda de conducción del aislante, calculada para muestras  $\text{Al/SiN}_x\text{:H/InP}$  de composición  $x=0.97$ , espesor de  $500\text{Å}$  y varias temperatura de recocido.

Por otro lado, la Figura 4.38 muestra la evolución de la densidad de estados DIGS en función de la distancia a la intercara aislante-semiconductor y de la posición en energías, medida desde el borde de la banda de conducción del aislante. A partir de estos resultados, y comparándolos con los obtenidos por DLTS, se puede concluir que la tendencia de los estados de la intercara es la misma en

función de la temperatura de recocido. Así, para temperaturas de recocido bajas ( $T < 600^\circ\text{C}$ ), la densidad de estados disminuye frente a la muestra no recocida. Y para temperaturas mayores, estos defectos aumentan. Además, este método de caracterización relativamente nuevo permite apreciar que, independientemente de la temperatura de recocido, el número de defectos disminuye conforme nos alejamos de la intercara aislante-semiconductor. No obstante, para un estudio más profundo de estructuras MIS caracterizadas por esta técnica de transitorios de conductancia nos remitimos a la referencia [52], puesto que el análisis detallado de estas medidas se saldría fuera de los objetivos de este trabajo.

## 4.5. Referencias

- [1] R.W.M.Kwok, W.M.Lau, D.Landheer, S.Ingrejy. J.Vac.Sci.Technol A 11(4), 990-995 (1993).
- [2] M.Tae, D.Park, S.N.Mohammad, D.Li, A.E.Botchkerav, H.Morkoç. Phil.Mag. B 73 (4) 723-736 (1996).
- [3] "Láminas delgadas de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  y  $\text{SiO}_x\text{:H}$  depositadas mediante la técnica ECR-CVD para su aplicación en estructuras MIS". Tesis doctoral de S. García Sánchez. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (1996).
- [4] "Estudio de la estabilidad térmica del  $\alpha\text{-SiN}_x\text{:H}$  producido mediante la técnica de plasma ECR-CVD". Tesis doctoral de F. Martínez Viviente. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (2000).
- [5] S.García, J.M.Martín, M.Fernández, I.Mártíl, G.González-Díaz. J.Vac.Sci.Technol. A 13 (3), 826-830 (1995).
- [6] E.H.Nicollian, A.Goeetzberger. Bell.Syst Tech.J. 46, 1055 (1967).
- [7] H.Hasegawa, L.He, H.Ohno, T.Sawadam, T.Haga, Y.Abe, H.Takahashi. J.Vac.Sci. Technol. B 5 (4), 1097-1107 (1987).
- [8] D.S.L.Mui, J.Reed, D.Biswas, H.Morkoç. J.Appl.Phys. 72 (2), 553-558 (1992).
- [9] D.S.L.Mui, Z.Wang, H.Morkoç. Thin Solid Films 231, 107-124 (1993).
- [10] D.S.L.Mui, D.Biswas, J.Reed, M.Mehta, H.Morkoç. Proc. 1991 Int. Semiconductor Dev. Res.Symp. Charlottesville, VA, 223-225 (1991).
- [11] "Realización y caracterización de dispositivos de unión y de efecto de campo en  $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ ". Tesis doctoral de M.N. Blanco Pestaña. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (1999).



- [12] S.W.Hsieh, C.Y.Chang, Y.S.Lee, C.W.Lin, S.C.Hsu. *J.Appl.Phys.* 76 (6), 3645-3655 (1994).
- [13] J.Roberson, M.J.Powell. *Appl.Phys.Lett.* 44, 415 (1984).
- [14] H.Miyashita, Y.Watabe. *J.Appl.Phys.* 70, 2452 (1991).
- [15] V.Malhotra, A.Kapila. *J.Appl.Phys.* 83 (1), 577-579 (1998).
- [16] A.Kapila, X.Si, V.Malhotra. *Appl.Phys.Lett.* 62 (18), 2259-2261 (1993).
- [17] M.C.Hugon, F.Delmotte, B.Agius, E.A.Irene. *J.Vac.Sci.Technol. B* 17 (4), 1430-1434 (1999).
- [18] F.P.Heiman, G.Warfield. *IEEE Trans.Electron Dev.* ED-12, 167 (1965).
- [19] J.M.López-Villegas, A.Cornet, J.R.Morante, M.Renaudm P.Boher. *Surf.Sci.* 251/252, 115 (1991).
- [20] F.Plais, B.Agius, N.Proust, S.Cassette, G.Ravel, M.Puech. *Appl.Phys.Lett.* 59 (7), 837-839 (1991).
- [21] S.García, I.Mártil, G.González, E.Castán, S.Dueñas, M.Fernandez. *J.Appl.Phys.* 83 (1), 332-338 (1998).
- [22] S.García, I.Mártil, G.González, E.Castán, S.Dueñas, M.Fernandez. *J.Appl.Phys.* 83 (1), 600-603 (1998).
- [23] A.Kapila, V.Malhotra. *Appl.Phys.Lett.* 62 (9), 1009-1011 (1993).
- [24] W.S.Lau, S.J.Fonash, J.Kanicki. *J.Appl.Phys.* 66, 2765 (1989).
- [25] H.Hasegawa, T.Sawada. *Thin Solid Films* 103, 119-141 (1983).
- [26] H.Hasegawa, H.Ohno. *J.Vac.Sci.Technol. B* 4, 1130-1138 (1986).
- [27] C.N.Berglung. *IEEE Trans.Electron.Dev.* 13, 701-705 (1966).
- [28] D.Landheer, G.H.Yousefi, J.B.Webb. R.W.M.Kwok, W.M.Lau. *J.Appl.Phys.* 75 (7) 3516-3521 (1994).
- [29] P.C.Arnett, D.J.DiMaria. *J.Appl.Phys.* 74 (5), 2092-2097 (1976).
- [30] Y-C. Jeon, H-Y. Lee, S-K. Joo. *J.Electronic.Mat.* 21 (12), 1119-1122 (1992).
- [31] Y-C. Jeon, H-Y. Lee, S-K. Joo. *J.Appl.Phys.* 75 (2), 979-984 (1994).
- [32] G.N.Parsons, J.H.Souk, J.Batey. *J.Appl.Phys.* 70 (3), 1553-1550 (1991).
- [33] F.Martín, X.Aymerich. *Microelectronics J.* 22 (7-8), 5-17 (1991).
- [34] D.J.DiMaria, R.Ghez, D.W.Dong. *J.Appl.Phys.* 51 (9) 4830-4841 (1980).
- [35] J.Batey, E.Tierney. *J.Appl.Phys.* 60 (9), 3136-3145 (1986).
- [36] S.N.Mohammad, M.Tao, D.G.Park, A.E.Botchkarev, D.Li, H.Morkoç. *Phil. Mag. B* 73 (5), 817-831 (1996).
- [37] F.L.Martínez, A.del Prado, I.Mártil, D.Bravo, F.J.López. *J.Appl.Phys.* vol.88 n°4, 2149-2151 (2000).

- [38] S.García, J.M.Martín, M.F.Fernandez, I.Mártil, G.González-Díaz. *Phil.Mag. B* 73 (3), 487-502 (1996).
- [39] H.Sinha. *J.Appl.Phys.* 46, 2756-2760 (1978).
- [40] J.R.Flemish, R.L.Pfeffer. *J.Appl.Phys.* 74 (5), 3277-3281 (1993).
- [41] S.García, I.Mártil, G.González Díaz, E.Castán, S.Dueñas, M.Fernandez. *J.Appl.Phys.* 83 (1), 332-338 (1998).
- [42] M.C.Hugon, F.Delmotte, B.Agius, J.L.Courant. *J.Vac.Sci.Technol. A* 15 (6), 3143-3153 (1997).
- [43] E.M.Vogel, W.L.Hill, V.Misra, P.K.McLarty, J.J.Wortman, J.R.Hauser, P.Morfouli, G.Ghibaud, T.Ouisse. *IEEE Trans.Elect.Dev.* 43 (5), 753-758 (1996).
- [44] D.Landheer, K.Rajesh, D.Masson, J.E.Hulse, G.I.Sproule, T.Quance. *J.Vac.Sci. Technol. A* 16 (5), 2931-2940 (1996).
- [45] R.Peláez, E.Castán, S.Dueñas, J.Barbolla, E.Redondo, I.Mártil, G.González-Díaz. *J.Appl.Phys* 86 (12), 6924-6930 (1999).
- [46] E.K.Kim, H.Y.Cho, J.H.Yoon, S.Min, Y.L.Jung, W.H.Lee. *J.Appl.Phys.* 68, 1665 (1990).
- [47] N.Yamamoto, K.Uwai, K.Takahei. *J.Appl.Phys.* 65, 3072 (1989).
- [48] E. M. Omeljanovsky, A. V. Pakhomov, A. Y. Polyakov, *Semicond. Sci. Technol.* 4, 947 (1989).
- [49] J. M. Zavada, S. J. Pearto, R. G. Wilson, C. S. Wu, M. Stavola, F. Reu, J. Lopata, W. C. Dautremont-Smith, S. W. Novak *J. Appl. Phys.* 65(1), 347 (1989).
- [50] B. Chatterjee, S. A. Ringel, R. Sieg, R. Hoffman, Weinberg, *Appl. Phys. Lett.* 65(1), 58 (1994).
- [51] L. Quintanilla, S. Dueñas, E. Castán, R. Pinacho, J. Barbolla, J.M. Martín, G. González-Díaz *J. Appl. Phys.* 81(7), 3143 (1997).
- [52] *“Caracterización eléctrica de estructuras MIS de SiN<sub>x</sub>:H crecido por ECR-CVD”*. Tesis doctoral de Rosa M<sup>a</sup> Peláez Carranza. Dpto. Electricidad y Electrónica, E.T.S.I. Telecomunicación, U. Valladolid (2000).
- [53] P.J.M.Permiter, J.G.Swanson. *J.Electron.Mater.* 25, 1506 (1996).
- [54] H. Hasegawa. *Proc. SPIE* 1144, 150 (1989).
- [55] H.Hasegawa, M.Akazawa, H.Ishii, A.Uriae, H.Iwadate, E.Ohue. *J.Vac.Sci. Technol B* 8, 867 (1990).
- [56] T.Hashizume, H. Hasegawa, P.Riemenschneider, H.Hartnagel. *Jpn.J.Appl.Phys. Part.1* 33, 727 (1994).

- [57] S.Dueñas, R.Peláez, H.Castán, R.Pinacho, L.Quintanilla, J.Barbolla, I.Mártil, G.González-Díaz. *J.Appl.Phys.* 71 (6), 826-828 (1997).
- [58] E.H. Nicollian and J.R. Brews, "*MOS Physics and Technology*". Wiley (New York, 1982).
- [59] S.Fujita, M.Nishihara, W-L.Hoy, A.Sasaki. *Jpn.J.Appl.Phys.* Vol. 20, No.5, 917-923 (1981).
- [60] J.M.Albella, J.M.Martínez-Duart. "*Física de dieléctricos*". Marcombo (Barcelona, 1984).
- [61] G.Lucovsky, H.Niimi, Y.Wu, C.R.Parker, J.R:Hamet, J.Vac, *Sci. Technol. A*, 16, 1721 (1998).
- [62] D.G.Park, Z.Chen, D.M.Diaztezua, Z.Wang, A.Rockett, H.Morkoç, S.A.Alterovitz, *Appl.Phys.Lett.* 70, 1263 (1997)
- [63] F.L.Martínez, A.Prado, D.Bravo, F.López, I.Mártil, G.González-Díaz. *J.Vac.Sci.Technol. A* 17 (4), 1280-1284, 1999.
- [64] E.San Andrés, A.del Prado, F.L.Martínez, I.Mártil, D.Bravo, F.J.López. *J.Appl.Phys.* 87 (3), 1187-1192 (2000).
- [65] M.Tao, D.Park, S.N.Mohammad, D.Li, A.E.Botchkarev, H.Morkoç. *Phil. Mag. B* 73 (4), 723-726 (1996).
- [66] D-G.Park, Z.Wang, H.Morkoç, S.A.Alterovitz, D.J.Smith, S-C.Y.Tsen. *J.VacSci.Technol. B* 16(6), 3032-3040 (1998).
- [67] F.Martínez, I.Mártil, G.González-Díaz, B.Selle, I.Sieber, *J.Non-Cryst. Solids* 523, 227 (1998).
- [68] Mohammad, M.Tao, D-G.Park, A.E.Botchkarev, D.Li, H.Morkoç. *Phil.Mag B* 73 (4), 817-831 (1996).
- [69] D.G.Park, M.Tao, D.Li, A.E.Botchkarev, Z.Fan, Z.Wang, S.N.Mohammad, A.Rockett, J.R.Abelson, H.Morkoç, A.R.Heyd, S.A.Alterovitz. *J.Vac.Sci.Technol B* 14, 2674-2683 (1996).
- [70] Y.Ma, T.Yasuda, G.Lukovsky. *Appl.Phys.Lett.* 64, 2226 (1994).
- [71] E.Redondo, N.Blanco, I.Mártil, G.González-Díaz. *J.Vac.Sci.Technol. A* 17 (4), 2178-2182 (1999).
- [72] E.Redondo, N.Blanco, I.Mártil, G.González-Díaz, M.Fernandez. *Congreso CDE-99. Jun. 1999*, pp. 381-384.
- [73] M.Losurdo, P.Capezzuto, G.Bruno, G.Leo, E.A.Irene. *J.Vac.Sci.Technol A* 17(4), 2194 (1999).

- 
- [74] E.Redondo, I.Mártil, G.González-Díaz, E.Castán, S.Dueñas. *J.Vac.Sci.Technol. B* 19(1), 186-191 (2001).
- [75] T.Hashizume. *Appl.Phys.Lett.* vol 75 (5), 615 (1999).
- [76] A.Astito, A.Fourcaran, G.Bastide, M.Rouzeyre, J.L.Leclercq, J.Durand. *J.Appl.Phys* 70 (5), 2584 (1991).
- [77] J.Robertson, *Phil.Mag. B*, 69, 307-326 (1994).

# ***Capítulo 5***

---

## ***Estudio del efecto de la limpieza del substrato previa al depósito del aislante: Limpieza por plasma***

### **5.1. Introducción**

Como se ha estado viendo a lo largo de toda esta tesis, el principal problema del InP es que presenta una gran cantidad de defectos en su unión con aislantes (como el caso del  $\text{SiN}_x\text{:H}$ ). Estos estados son los responsables de las inestabilidades en la corriente de drenador de las estructuras MISFET, ya que atrapan una parte de los electrones inducidos en el canal del dispositivo<sup>[1]</sup>.

En el Capítulo anterior se han descrito varias posibilidades para reducir estas densidades de estados interfaciales tratando únicamente el dieléctrico (espesor, composición y tratamientos térmicos). Otro factor que determina las propiedades de la intercara es el tratamiento de limpieza de la superficie del InP previo al depósito del aislante. Los procesos más habituales para reducir estos estados

superficiales son los tratamientos químicos. Sin embargo, las limpiezas químicas de esta superficie, aunque son necesarias, no consiguen eliminar completamente contaminantes como carbono y oxígeno<sup>[2]</sup>. Una segunda posibilidad para reducir los estados en la intercara es la desorción térmica, pero este proceso requiere muy altas temperaturas y produce la descomposición térmica de la superficie del InP (por evaporación del P)<sup>[3]</sup>. Una tercera posibilidad es la de realizar un tratamiento de plasma previo al depósito del aislante. Este último método presenta la ventaja de ser un tratamiento *in situ*, es decir, que se realiza en el mismo lugar donde posteriormente se va a realizar el plasma de depósito, con lo que la superficie "limpia" no se contamina tras la limpieza. No obstante, este tratamiento también depende fuertemente del gas utilizado para hacer el plasma. Así por ejemplo, los plasmas de limpieza de Ar originan un alto daño en la red superficial del InP, debido a que este ion es bastante pesado y genera un alto bombardeo<sup>[4]</sup>. Los plasmas de H<sub>2</sub>, también bastante utilizados para limpiezas superficiales, poseen el inconveniente de presentar un comido preferente del P durante la exposición al plasma, por lo que degradan la superficie<sup>[5]</sup>. Otro tratamiento habitual es el plasma de O<sub>2</sub>, sin embargo, aunque elimina los contaminantes de carbono, produce una oxidación superficial que empeora las propiedades eléctricas de la intercara aislante/InP<sup>[6]</sup>. Por último, un plasma menos dañino, pero también menos utilizado, es el de N<sub>2</sub>. Este plasma no contiene iones tan pesados como en el caso del Ar, y tampoco dañaría la superficie con reacciones no deseadas, como en el caso del H<sub>2</sub> ó del O<sub>2</sub>. Además, el P depositado en la superficie del semiconductor al realizar este plasma, puede compensar las vacantes de P en dicha superficie.

En este Capítulo se presenta un estudio comparativo de los resultados obtenidos con dos tratamientos superficiales: limpieza química, en la que se estudian los resultados para tres disoluciones, y la limpieza con plasma, en la que se comparan los resultados obtenidos con plasmas de N<sub>2</sub> y de O<sub>2</sub>. Una vez demostrado que el plasma de N<sub>2</sub> mejora el comportamiento de la estructura Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP, se analiza cómo influyen los parámetros del plasma de limpieza (duración, potencia incidente, presión) sobre las propiedades eléctricas de estas estructuras.

## 5.2. Procesos de limpieza analizados

### 5.2.1. Limpieza química

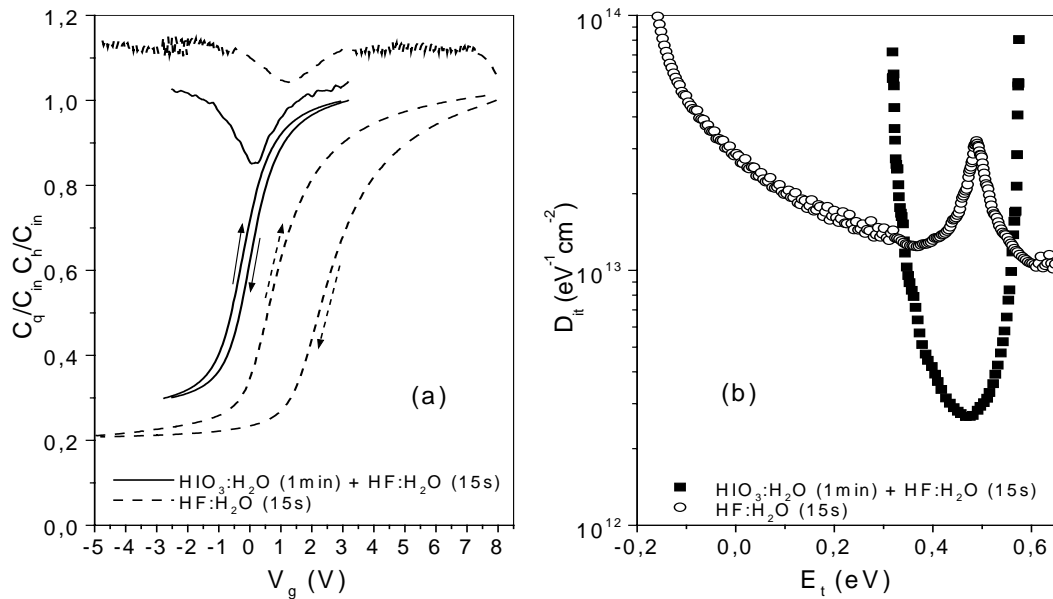
Las limpiezas de las superficies de un semiconductor más sencillas y más extendidas son las químicas. Existe una gran variedad de disoluciones que atacan ligeramente la superficie del semiconductor eliminando principalmente contaminantes y capas finas de óxidos nativos. Entre esta variedad se encuentran las referidas anteriormente en esta memoria:  $\text{HCl:H}_2\text{O}$ ,  $\text{HIO}_3:\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{HF:H}_2\text{O}, \dots$

En este trabajo se han estudiado las tres disoluciones descritas en el Capítulo 2. Tras un desengrasado previo de la superficie con disolventes orgánicos, las tres posibilidades han sido:

- (1) Disolución de  $\text{HF:H}_2\text{O}$  1:10 durante 15s, aclarado en agua desionizada y secado con  $\text{N}_2$ .
- (2) Disolución de  $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{H}_2\text{O}_2$  1:1 durante 1min, aclarado en agua desionizada, disolución de  $\text{HF:H}_2\text{O}$  1:10 durante 15s, aclarado en agua desionizada y secado con  $\text{N}_2$ .
- (3) Disolución de  $\text{HIO}_3:\text{H}_2\text{O}$  (al 10% en peso) durante 1min, aclarado en agua desionizada, disolución de  $\text{HF:H}_2\text{O}$  1:10 durante 15s, aclarado en agua desionizada y secado con  $\text{N}_2$ .

La limpieza número 2 dio muestras de una elevada densidad de estados superficiales (por encima de  $10^{14} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$ ). Las curvas CV cuasiestáticas medidas sobre las muestras tratadas con esta limpieza fueron extremadamente ruidosas y en muchos casos imposibles de medir. Por estos dos motivos se descartó esta limpieza como posible para el tratamiento químico de la superficie del InP.

Respecto a los resultados obtenidos para las otras dos limpiezas, se muestra una comparación de las medidas CV en la Figura 5.1 - a, realizadas sobre muestras con composición  $x=1.55$ . Los resultados obtenidos para la limpieza consistente tan sólo en  $\text{HF:H}_2\text{O}$ , son peores que los obtenidos para la número 3.



**Figura 5.1.** (a) Medidas C-V para dos muestras de composición de aislante  $x=1.55$  y  $500\text{\AA}$  de espesor ( $\square$ ) con limpieza de 1min con  $HIO_3:H_2O$  y 15s en  $HF:H_2O$ , y ( $--$ ) con limpieza de 15s en  $HF:H_2O$ ; (b) las distribuciones de estados calculadas a partir de dichas medidas de capacidad: ( $\blacksquare$ ) limpieza de 1min con  $HIO_3:H_2O$  y 15s en  $HF:H_2O$ , ( $\circ$ ) limpieza de 15s en  $HF:H_2O$ .

Las medidas CV de las muestras tratadas únicamente con  $HF:H_2O$  presentan una elevada dispersión en frecuencia, una gran histéresis (1.8V frente a 0.25V para la muestra con la limpieza número 3), y una tensión de bandas planas muy desplazada hacia valores positivos ( $V_{fb}=2.25V$  frente a  $-0.3V$  de la muestra con limpieza 3). Además, las curvas de alta frecuencia en estas muestras no consiguen alcanzar completamente la zona de acumulación, pese a que se llega a polarizaciones próximas a los 8V. Como último dato, decir que la densidad de estados calculados a partir de estas curvas CV para las dos limpiezas, muestran grandes diferencias tanto en sus formas como en sus valores mínimos, tal y como se aprecia en la Figura 5.1 - b. Por un lado, las muestras tratadas tan sólo con  $HF:H_2O$  presentan un mínimo de densidad de estados por encima de  $10^{13} eV^{-1}cm^{-2}$ , que es bastante superior al de  $2.7 \times 10^{12} eV^{-1}cm^{-2}$  obtenido para la limpieza con  $HIO_3:H_2O$ . Por otro lado, la forma de la distribución de estados para la limpieza número 1 no presenta la forma típica en **U**, característica de este tipo de medidas. Este hecho, atendiendo al modelo DIGS explicado en el Capítulo 3 de esta memoria, indica la presencia de una densidad de estados excesivamente alta. Aunque la distribución de estados en el gap presenta siempre una forma de **U**, ésta depende del grado de desorden existente en la región interfacial. Cuanto



mayor sea éste, mayor será la densidad de los estados, lo que dará lugar a una distribución en forma de **U** con una curvatura muy poco pronunciada, como es el caso de la obtenida con la limpieza número 1.

Todos estos resultados, nos llevan a concluir que la mejor limpieza química es la que hemos denominado número 3, y que consistirá en: una disolución de  $\text{HIO}_3:\text{H}_2\text{O}$  (al 10% en peso) durante 1min, aclarado en agua desionizada, disolución de  $\text{HF}:\text{H}_2\text{O}$  1:10 durante 15s, aclarado en agua desionizada y un secado final en  $\text{N}_2$ . Todas las muestras presentadas en este trabajo, e independientemente del tratamiento posterior (limpieza con plasma, recocido térmico rápido,...) al que se las someta, tienen esta limpieza química realizada sobre la superficie del InP anterior a ser introducidas en la cámara de depósito del sistema ECR-CVD.

### 5.2.2. Plasma de $\text{N}_2$ previo al depósito

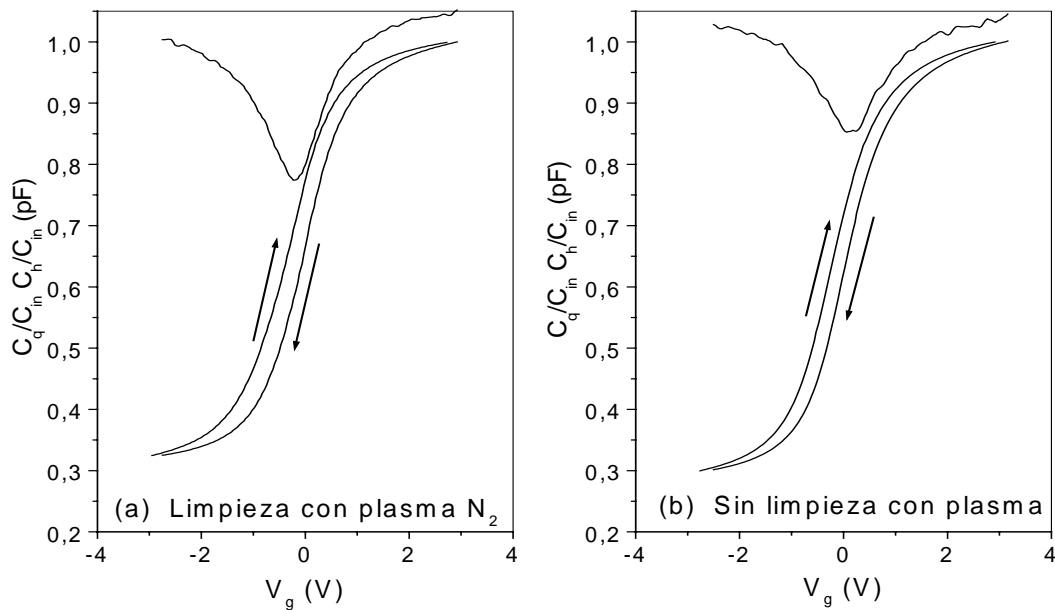
El tratamiento de plasma de limpieza que proponemos en esta tesis consiste en la exposición de la muestra a un plasma de  $\text{N}_2$  de tiempo, potencia y presión determinados. Este plasma arrancaría de la superficie los contaminantes, de forma que reduciría los estados en la intercara aislante-semiconductor. Este tratamiento se hace después de la limpieza química habitual en disolventes orgánicos, y del comido superficial con  $\text{H}_3\text{IO}:\text{H}_2\text{O}$  y  $\text{HF}:\text{H}_2\text{O}$  establecido como la mejor limpieza en el apartado anterior. Este proceso se realiza en la misma cámara de depósito, donde justo a continuación se hace el depósito del aislante, y a la misma temperatura ( $200^\circ\text{C}$ ) a la que se realiza dicho depósito.

Potencia	0 - 120 W
Tiempo	0 - 75 s
Presión	0 - 2.5 mTorr

*Tabla 5.1. Parámetros y sus márgenes de variación estudiados en el análisis de la limpieza con plasma de  $\text{N}_2$ .*

Parece lógico pensar que la mejora de las propiedades de la intercara aislante/semiconductor con esta limpieza vendrá determinada por la duración de la misma, por la potencia del plasma (que determinará la energía de los iones) y

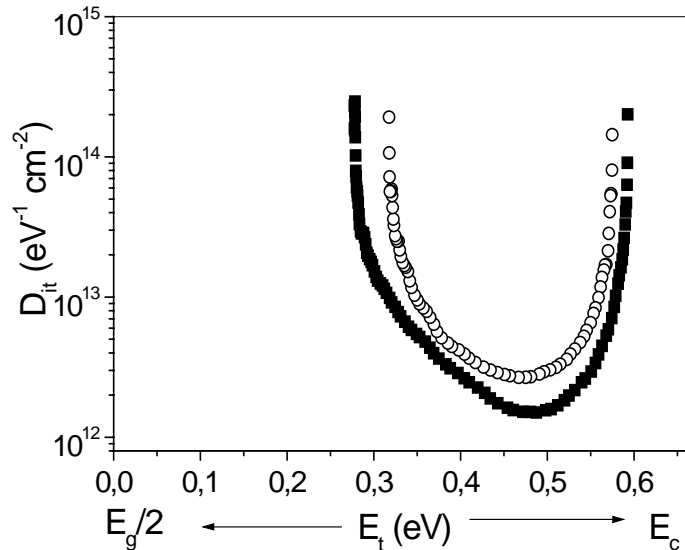
por la presión del plasma (que influirá en el recorrido libre medio de las partículas excitadas). Este último parámetro se varió modificando la cantidad de nitrógeno que entra a la cámara para hacer la limpieza. El estudio de la influencia de estas variables se mostrará con más detalle en el apartado 5.3 de este Capítulo. El rango de variación de dichos parámetros aparece recogido en la Tabla 5.1.



**Figura 5.2.** Comparación de las medidas C-V para dos muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante  $500\text{\AA}$  (a) con limpieza de plasma ( $60\text{W}/30\text{s}/0.54\text{mTorr}$ ), (b) sin limpieza de plasma.

Como ejemplo del efecto de esta limpieza sobre las propiedades interfaciales de las estructuras MIS analizadas, en la Figura 5.2 se comparan las curvas CV para dos muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante de  $500\text{\AA}$ , una de ellas (a) tratada con la limpieza por plasma de  $\text{N}_2$  y (b) sin dicha limpieza. Los parámetros del plasma utilizados para este tratamiento han sido:  $60\text{W}$ ,  $0.54\text{mTorr}$  y  $30\text{s}$ . Más adelante, en este mismo Capítulo, veremos que estas condiciones son las óptimas para obtener la mínima densidad de estados en la intercara. Como mejora más evidente, se observa que la curva cuasiestática es mucho más profunda en el caso de la muestra limpiada con plasma de  $\text{N}_2$ . Sin embargo, donde mejor se aprecia esta mejora es en las distribuciones en energía de los estados interfaciales. Las distribuciones calculadas a partir de las curvas CV mostradas en la figura anterior, aparecen en la Figura 5.3. Esta limpieza por plasma de  $\text{N}_2$  mejora significativamente no sólo la anchura de estas distribuciones de estados sino que disminuye en mínimo de la distribución de casi  $3 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$  a  $1.3 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$ ,

es decir, lo reduce a la mitad. Una comparación directa de los valores del mínimo de la distribución de estados interfaciales y de la variación total del potencial superficial,  $\Delta\phi_s$ , que da la variación del nivel de Fermi en el gap, se muestran en la Tabla 5.2.



**Figura 5.3.** Distribución energética de la densidad de estados para dos muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante  $500\text{\AA}$ , una sin limpieza de plasma ( $\circ$ ) y otra con una limpieza de plasma de parámetros  $60\text{W}/30\text{s}/0.54\text{mTorr}$  ( $\blacksquare$ ).

	$D_{it \text{ min}} (\text{eV}^{-1}\text{cm}^{-2})$	$\Delta\phi_s (\text{eV})$
<b>Sin limpieza de plasma</b>	$\sim 3 \cdot 10^{12}$	0.37
<b>Con limpieza de plasma</b>	$\sim 1.3 \cdot 10^{12}$	0.52

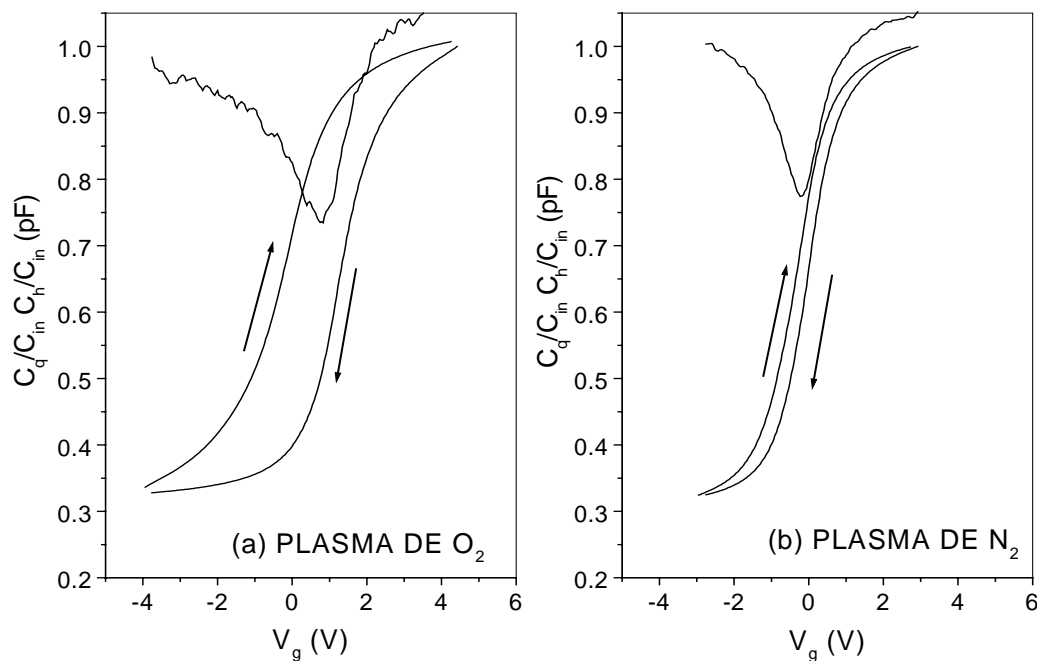
**Tabla 5.2.** Comparación de los mínimos de densidad de estados y variación total del potencial superficial ( $\Delta\phi_s$ ) para dos muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante de  $500\text{\AA}$ , una sin tratamiento y otra con una limpieza de plasma de  $\text{N}_2$  de parámetros:  $30\text{s}/60\text{W}/0.54\text{mTorr}$ . Los valores se han obtenido de las densidades de estado mostradas en la Figura 5.3 y de las curvas cuasiestáticas de la Figura 5.2, respectivamente.

### 5.2.3. Plasma de $\text{O}_2$ previo al depósito

Como tercera limpieza propuesta en este Capítulo, se mencionaba la limpieza con plasma de  $\text{O}_2$ . Esta limpieza tiene como principal inconveniente que la presencia de oxígeno en la superficie del InP puede deteriorar seriamente sus

propiedades, ya que posiblemente se formen en ella óxidos con In y con P no controlados ni deseables. No obstante, ya que este proceso se utiliza como limpieza de la superficie y como plasma de oxidación para formar intercaras con oxígeno u óxidos de  $\text{InP}_x\text{O}_y$  [7]-[9], se presenta una comparación de los resultados obtenidos tras el tratamiento con plasma de  $\text{O}_2$  y de  $\text{N}_2$ .

Como ejemplo del deterioro en las propiedades interfaciales de las estructuras MIS tratadas con plasma de  $\text{O}_2$ , se muestran en la Figura 5.4 - a las características CV obtenidas. Además, se comparan estos resultados con los obtenidos con uno de  $\text{N}_2$ . Ambos plasmas se han realizado con los mismos valores de potencia (60W), tiempo de exposición (30s) y presión (0.54mTorr), para poder considerar tan sólo la influencia del gas presente en el plasma. Además, las muestras que aquí se comparan tienen la misma composición y espesor de aislante:  $x=1.55$  y  $500\text{Å}$ , respectivamente.



**Figura 5.4.** Medidas C-V para una muestra con limpieza por (a) plasma de  $\text{O}_2$  y (b) por plasma de  $\text{N}_2$ , ambas con las mismas condiciones de plasma (60W/30s/0.54mTorr), composición de aislante  $x=1.55$  y espesor de  $500\text{Å}$ .

En estas curvas se aprecian claramente tres diferencias importantes:

- (i) Por un lado, las curvas cuasiestáticas en las muestras tratadas con el plasma de O<sub>2</sub> son mucho más ruidosas que las medidas sobre muestras limpiadas con plasma de N<sub>2</sub>, y no alcanzan el valor de C<sub>in</sub> en inversión.
- (ii) Por otro lado, las curvas de alta frecuencia en las muestras tratadas con plasma de O<sub>2</sub>, medidas desde acumulación a inversión, no alcanzan el régimen de acumulación. Esto se produce porque dichas curva están desplazadas hacia valores positivos de polarización, como refleja el valor de tensión de bandas planas, que para el caso de la limpieza con este plasma es de 1.05V, frente a 0.2V para las muestras tratadas con limpieza de N<sub>2</sub>.
- (iii) Y por último, y quizás más evidente, es que las muestras con limpieza por plasma de O<sub>2</sub> presentan mucha más histéresis que las de plasma de N<sub>2</sub>. El valor de esta histéresis para muestras con limpieza por plasma de O<sub>2</sub> es de aproximadamente 1.6V, que es muy elevada frente al valor de 0.22V que presentan las muestras con la limpieza de plasma de N<sub>2</sub> aquí mencionada.

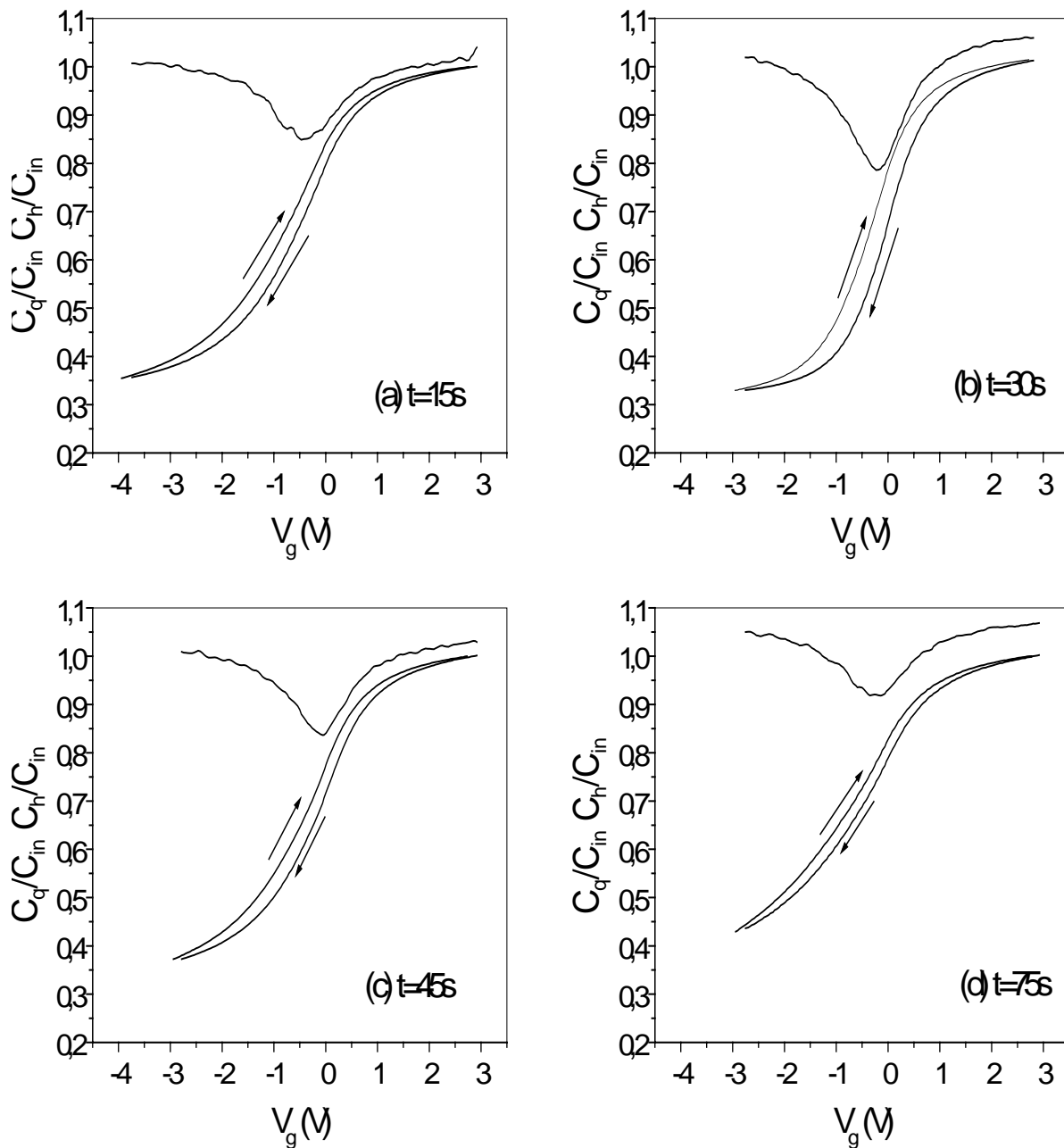
Estas diferencias, pero especialmente las dos últimas, reflejan una mayor cantidad de daño y de atrapamiento de carga en la intercara SiN<sub>x</sub>:H/InP en las muestras con tratamiento de plasma de O<sub>2</sub>, por lo que lo consideraremos perjudicial para nuestras estructuras.

## 5.3. Influencia de las variables del plasma de limpieza de N<sub>2</sub>

### 5.3.1. Caracterización C-V e I-V

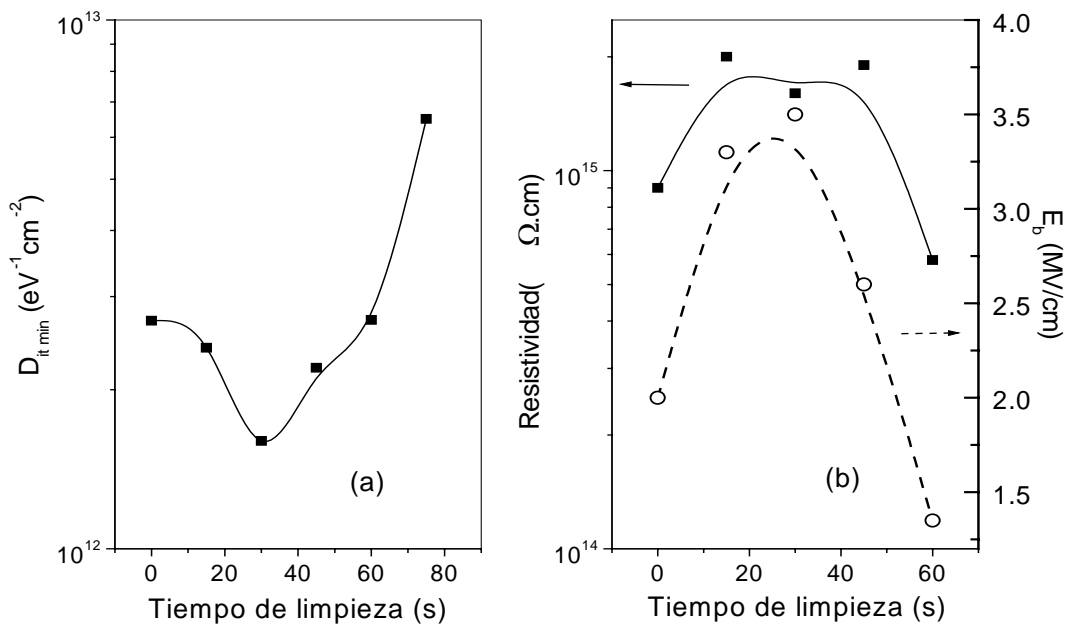
En este apartado vamos a mostrar las diferencias aparecidas en las medidas eléctricas realizadas sobre estructuras MIS tratadas con limpieza de N<sub>2</sub>, en las que se varían los parámetros del plasma de limpieza ya mencionados en la Tabla 5.1. En la Figura 5.4 se comparan las curva CV para muestras de composición x=1.55, siempre de espesor de aislante de 500Å, en función del tiempo de exposición al plasma: (a) 15s, (b) 30s, (c) 45s y (d) 75s. En esta figura se puede comprobar que la profundidad de la curva cuasiestática y la verticalidad de la de alta frecuencia aumentan conforme lo hace el tiempo de exposición al plasma, hasta alcanzar su

máximo para 30s. Tiempos mayores o menores dan lugar a peores resultados, bien por daño de la superficie (porque un exceso de tratamiento induciría daño superficial), bien por defecto de él, no llegando a producirse una limpieza adecuada de la superficie del InP.



**Figura 5.5.** Comparación de las medidas CV para muestras de composición  $x=1.55$  y espesor  $500\text{ \AA}$  con limpieza de plasma de 60W de potencia y 0.54mTorr, para distintos tiempos de exposición al plasma.

En la Figura 5.6 se muestra, por un lado, la evolución de los mínimos de la densidad de estados calculados para las muestras cuyas curvas CV se presentaban en la figura anterior, y por otro, la variación de las propiedades eléctricas del aislante (resistividad y campo eléctrico) medidos sobre estas mismas muestras, en función del tiempo de exposición al plasma de N<sub>2</sub>. El valor a 0s corresponde a los resultados obtenidos para la muestra sin limpieza con plasma.

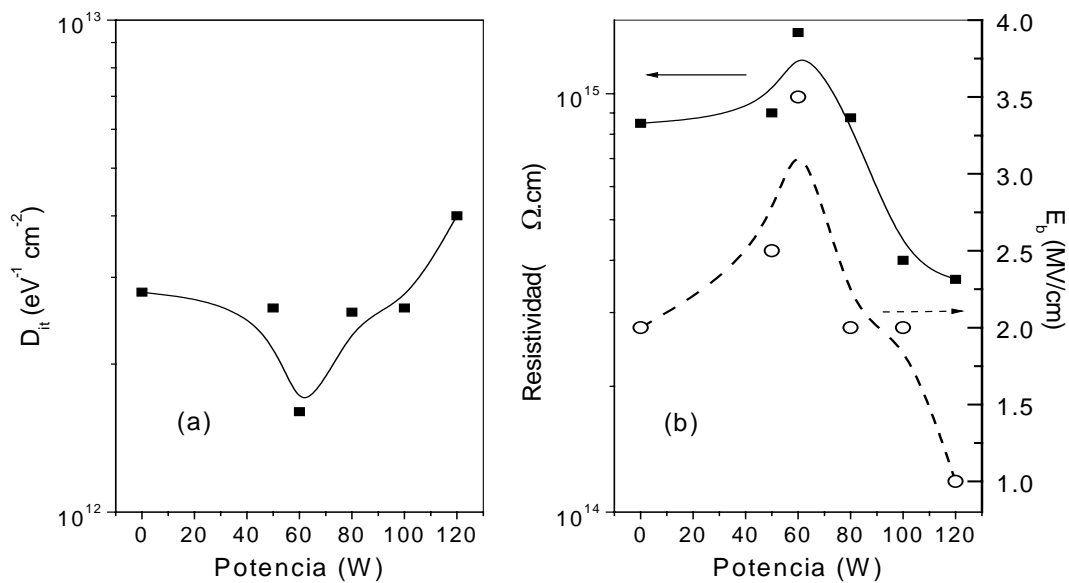


**Figura 5.6.** (a) Mínimos de la densidad de estados interfaciales ( $D_{it\ min}$ ), y (b) resistividad y campo de ruptura, para muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante  $500\text{\AA}$  tratadas con una limpieza de plasma de N<sub>2</sub> con una presión de  $0.54\text{mTorr}$  y una potencia de  $60\text{W}$ , en función del tiempo de exposición al plasma.

Se puede comprobar cómo el mínimo de estas densidades de estados coincide con el máximo en los valores de campo de ruptura y resistividad, indicando que la mejora de la superficie del InP influye no sólo en el comportamiento eléctrico de la intercara, sino también en el del dieléctrico. Tiempos de exposición mayores y menores influyen de la misma forma (negativa), tanto a los valores de  $D_{it\ min}$  como a los de resistividad y campo de ruptura. Esta dependencia con el tiempo de limpieza ha sido también observada recientemente por el grupo de V. Malhotra *et al.*<sup>[10]</sup>, para el tratamiento de estas mismas estructuras MIS con plasma de H<sub>2</sub>. Exposiciones más largas a este tipo de plasma inducen la pérdida de P en la superficie y la formación de islas de In. No obstante, este grupo presenta valores de densidad de estados en torno a  $10^{12} eV^{-1}cm^{-2}$  para

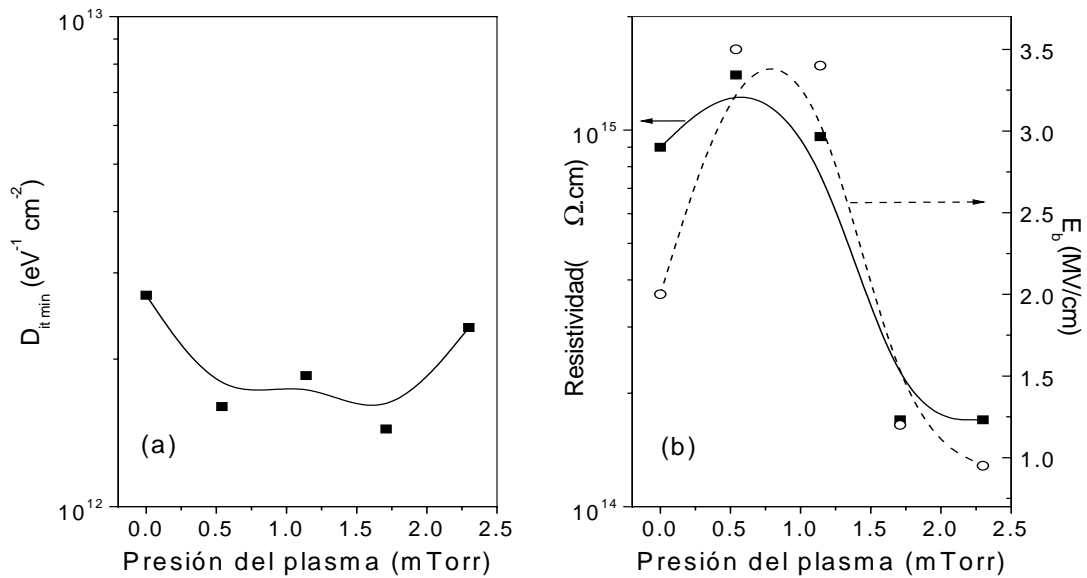
exposiciones al plasma de  $H_2$  de 20 - 30s, pero para conseguirlos deben hacer un recocido adicional a  $300^\circ C$  en ambiente de nitrógeno durante 30min.

Una vez fijado como mejor tiempo de limpieza los 30s, se variarán los valores de potencia a los que se produce el plasma de limpieza, manteniendo constante la presión a 0.54mTorr. Este estudio se muestra en la Figura 5.7. Nuevamente el valor de potencia 0W corresponde a la muestra que no se ha limpiado con plasma de  $N_2$ . Como se observa, también se produce una dependencia de las propiedades eléctricas de las estructuras MIS con este parámetro, coincidiendo los mejores resultados de  $D_{it\ min}$  y resistividad y campo de ruptura para un plasma de 60W.



**Figura 5.7.** (a) Mínimos de la densidad de estados interfaciales ( $D_{it\ min}$ ), y (b) resistividad y campo de ruptura, para muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante  $500\text{\AA}$  tratadas con una limpieza de plasma de  $N_2$  con una presión de 0.54 mTorr y 30s de exposición, en función de la potencia del plasma.





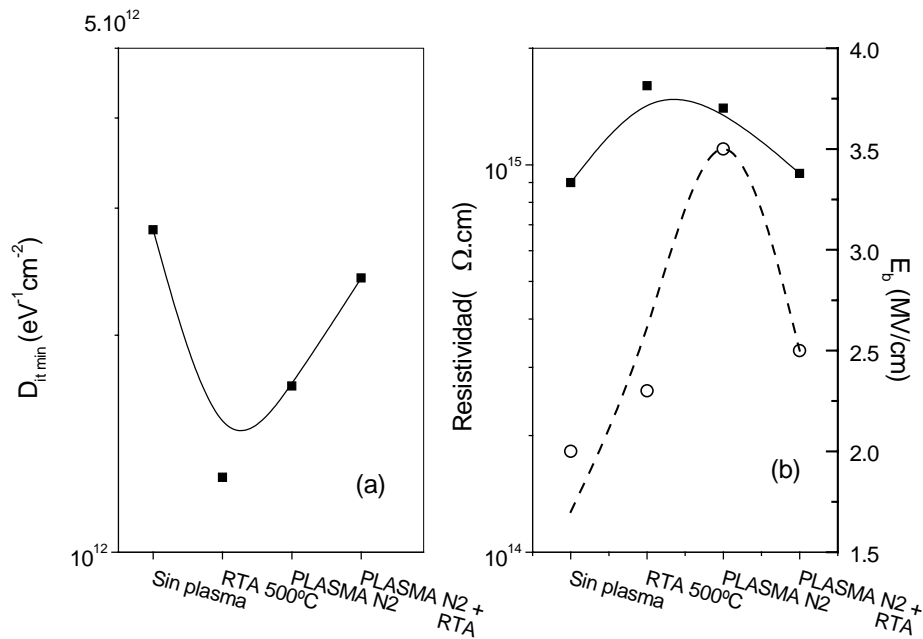
**Figura 5.8.** (a) Mínimos de la densidad de estados interfaciales ( $D_{it\ min}$ ), y (b) resistividad y campo de ruptura, para muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante  $500\text{\AA}$  tratadas con una limpieza de plasma de N<sub>2</sub> con un tiempo de exposición de 30s y una potencia de 60W, en función del tiempo de exposición al plasma.

De igual modo, optimizada la potencia al valor de 60W, se variará la presión manteniendo constantes los valores de tiempo de exposición (30s) y de potencia (60W). Los resultados de este estudio se muestran en la Figura 5.8. En este caso, la evolución de  $D_{it\ min}$  no muestra un mínimo claro al aumentar la presión del plasma (o la cantidad de nitrógeno introducida), no así en el caso de los valores de resistividad y campo de ruptura, que muestran un valor claramente mayor para una presión de 0.54mTorr.

De acuerdo con este estudio, se puede establecer que la limpieza de plasma de N<sub>2</sub> que obtiene los mejores resultados interfaciales y eléctricos es aquella que tiene como parámetros: 60W, 30s y 0.54mTorr. Mayores o menores valores de estos parámetros llevan al empeoramiento de las propiedades de la estructura, bien por dañado por un elevado bombardeo iónico en el que posiblemente se pierda P, bien por ser un tratamiento insuficiente, o bien por llegarse al límite de solubilidad del N en el InP. Se ha visto que este límite es relativamente pequeño<sup>[11]</sup>, menor que en otros semiconductores III-V (como el GaAs<sub>x</sub>P<sub>1-x</sub>). Esta saturación se ha observado al aumentar el flujo de N<sub>2</sub> (o la presión), lo cual puede justificar que nuestros valores eléctricos alcancen un máximo y luego, rebasado este límite de solubilidad, empeoren.

La reducción de estados interfaciales y la mejora de las propiedades eléctricas se pueden atribuir a tres posibles efectos de esta limpieza:

- (i) Por la limpieza superficial del InP, al arrancar el plasma de la superficie las especies contaminantes ( $O_2$  y C) detectadas en estas muestras por medidas Auger.
- (ii) Por una pasivación de los defectos superficiales con átomos de N procedentes del plasma. Esta pasivación consistiría en el llenado de las vacantes de fósforo ( $V_p$ ) presentes en la superficie. Esta pasivación ya ha sido mencionada en el Capítulo anterior y en estudios previos<sup>[12],[13]</sup>.
- (iii) Y por último, el tercer posible factor está relacionado con la formación de complejos P-N o In-P-N durante el tratamiento de limpieza<sup>[14]</sup>. Se sabe que la exposición de la superficie de InP a un plasma de  $N_2$  da origen a este tipo de complejos. Su formación sobre InP y sobre diferentes compuestos III-V como el GaAs ha sido estudiada recientemente por los grupos de Losurdo *et al.*<sup>[15]</sup> y Hashizume *et al.*<sup>[16]</sup>, respectivamente, mediante la formación de capas "nitradas" en la superficie de estos semiconductores al someterlas a plasmas de  $N_2$ . Ambos grupos concluyen que los compuestos con N (P-N o In-P-N) son los componentes principales de las primeras capas atómicas de las superficies de semiconductores tratados con este tipo de plasmas, con espesores en el orden de 2-3nm para tiempos de exposición en el rango de 10-30min.



**Figura 5.9.** Comparación de (a) los mínimos de la densidad de estados interfaciales ( $D_{it\ min}$ ), y (b) la resistividad y el campo de ruptura, para muestras de composición  $x=1.55$  y espesor de aislante  $500\text{ \AA}$ , sin ningún tratamiento, con el mejor recocido térmico ( $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ ), tratadas con la mejor limpieza de plasma de  $\text{N}_2$  ( $30\text{s}/60\text{W}/0.54\text{ mTorr}$ ) y con un recocido tras la limpieza con plasma.

Para tratar de discriminar entre los tres posibles efectos del plasma de limpieza, se ha realizado la comparación de los resultados obtenidos para muestras sometidas a distintos tratamientos. El primero consiste en muestras una limpieza química. El segundo es el recocido térmico rápido que mejores resultados eléctricos presenta en las estructuras MIS sin limpieza de plasma<sup>[13],[17]</sup>, esto es,  $500^{\circ}\text{C}$  durante 30s en atmósfera de Ar. El tercero es una limpieza con las condiciones establecidas como óptimas para el plasma de  $\text{N}_2$ . Y el último caso, se trata de la combinación del segundo y el tercer proceso, esto es, un tratamiento de plasma de  $\text{N}_2$  seguido de un recocido térmico rápido de  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$  antes del depósito de los contactos. Cabría esperar que la combinación de ambos tratamientos mejorara la intercara, puesto que el recocido térmico podría fomentar la saturación de vacantes de P con átomos de N depositados en la superficie tras el plasma de limpieza. En la Figura 5.9 se muestra una comparación de los valores mínimos de densidad de estados, y de los valores de resistividad y campo de ruptura, para estos cuatro tratamientos.

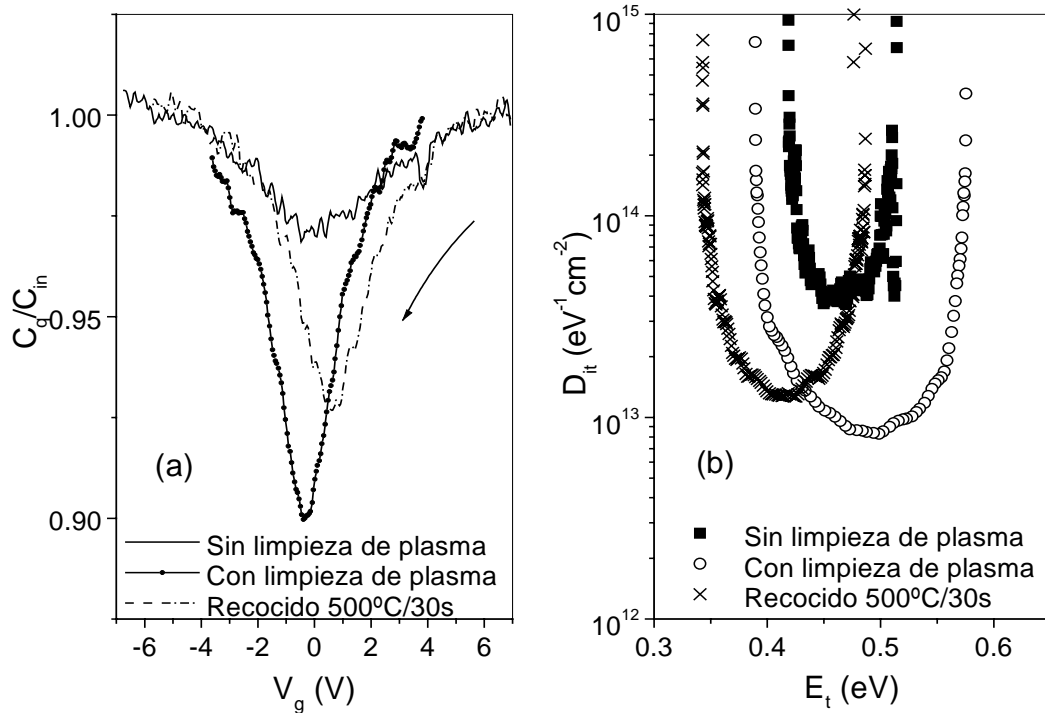
Como se puede comprobar, los valores obtenidos con el recocido térmico tras la limpieza de plasma no mejoran la intercara ni las propiedades eléctricas, como

se podía haber supuesto. Los mejores resultados se obtienen con el recocido térmico o con la limpieza de plasma, pero no con la combinación de ambos<sup>[14],[17]</sup>. Por otro lado, los peores resultados aparecen en las muestras no tratadas ni con plasma ni con RTA. Este hecho se relacionaría con el tercero de los factores de mejora antes mencionados para la limpieza con plasma. La presencia de los complejos de N pasiva la superficie de InP, obteniéndose mejores resultados para las muestras limpiadas con plasma que para las limpiadas sólo químicamente, probablemente debido a la pasivación de la intercara con los complejos de N. En nuestro caso, el tiempo de exposición es más corto que en las referencias [15] y [16] citadas (30s en la limpieza óptima, frente a unos 20min en ref.[16]), de modo que el espesor estimado de la capa nitrada es de unos 0.5-1nm. Obviamente, esta explicación es sólo una hipótesis, y no está respaldada por una caracterización superficial. La mejora de la calidad de la intercara es tan evidente con la limpieza de plasma de N<sub>2</sub>, que la pasivación de la superficie del InP con complejos P-N y/o In-P-N parece posible.

Es precisamente para confirmar esta hipótesis para lo que se han analizado las muestras sometidas a un RTA tras la limpieza con plasma. Se ha descrito<sup>[15]-[19]</sup> que los compuestos formados con elementos V y con átomos de N (V-N) son volátiles y se desorben térmicamente de la superficie a temperaturas entre 330°C y 530°C. La coincidencia de este hecho con los peores resultados obtenidos en las muestras recocidas tras la limpieza con plasma de N<sub>2</sub>, indica que la ruptura de estos complejos es la responsable del deterioro de las propiedades eléctricas. Sin embargo, las muestras tratadas con el recocido además de la limpieza presentan características ligeramente mejores que las muestras sin ningún tratamiento a parte de la limpieza química. Esto indica que, aunque el tratamiento térmico rompe los complejos N-P formados durante la exposición al plasma, el recocido térmico puede activar una parte de los átomos de N ocupando las V<sub>p</sub>, lo que pasivaría parcialmente la superficie. Esta pasivación parcial justificaría los mejores resultados obtenidos para estas muestras en comparación con las no tratadas.

La mejora introducida por el plasma de limpieza ha sido observada también en otras composiciones de aislante. En la Figura 5.10 se muestran por un lado las curvas cuasiestáticas normalizadas a la capacidad del aislante ( $C_q/C_{in}$ ), y por otro las densidades de estados calculadas a partir de las medidas de capacidad para

tres muestras de composición  $x=1.43$ : una muestra sin ningún tratamiento (ni de plasma ni térmico), una segunda con limpieza de N<sub>2</sub> (30s/60W/0.54mTorr) y otra con un recocido térmico de 500°C durante 30s.



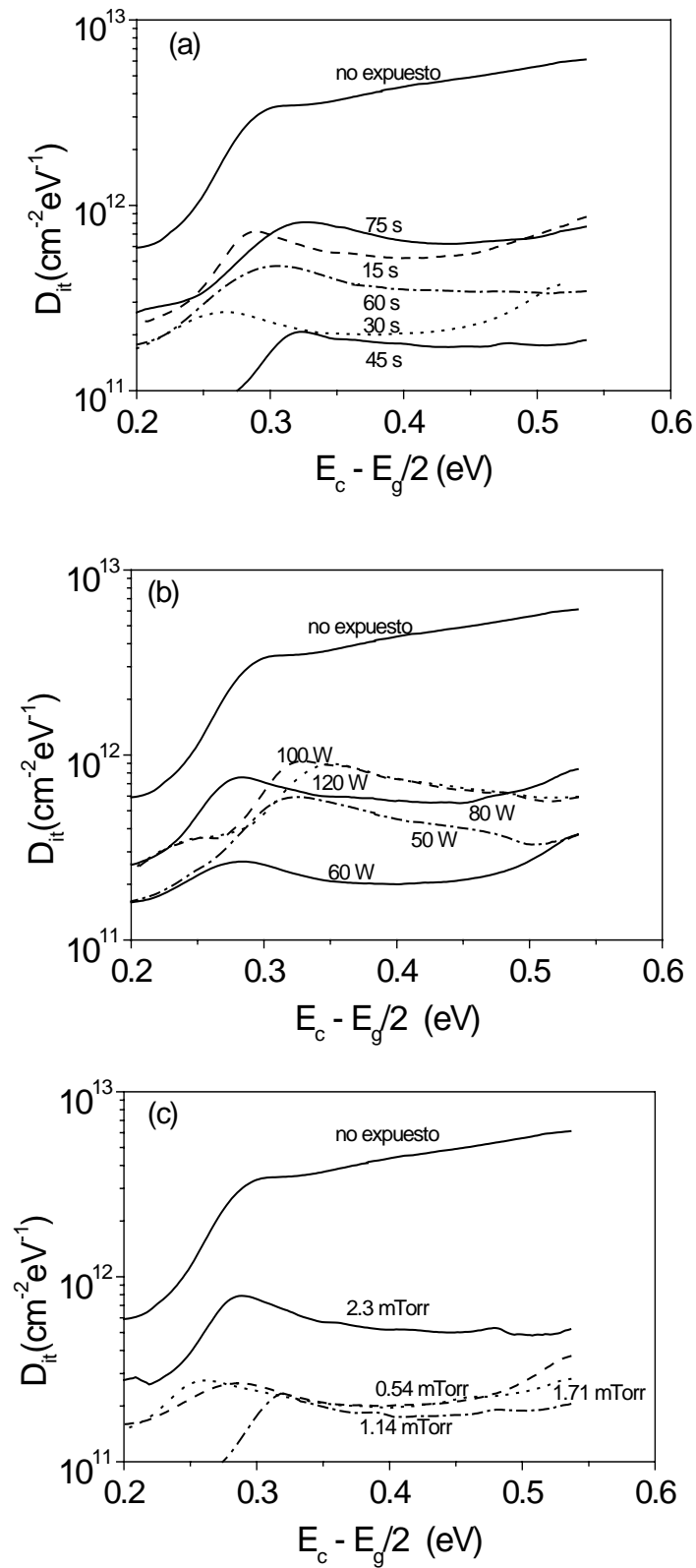
**Figura 5.10.** Comparación entre muestras sin tratamiento, con limpieza de plasma de N<sub>2</sub> (60W/30s/0.54mTorr) y recocidas 500°C/30s, para una composición  $x=1.43$  y espesor de aislante de 500Å, sobre (a) las curvas CV cuasiestáticas ( $C_g$ ), y (b) la distribución de la densidad de estados en energía en el gap del InP.

Se observa que, en el caso de las composiciones de aislante que no son suficientemente ricas en nitrógeno, la mejora de las propiedades eléctricas que se logra con la limpieza de plasma es mayor que las obtenidas con el recocido térmico rápido óptimo.

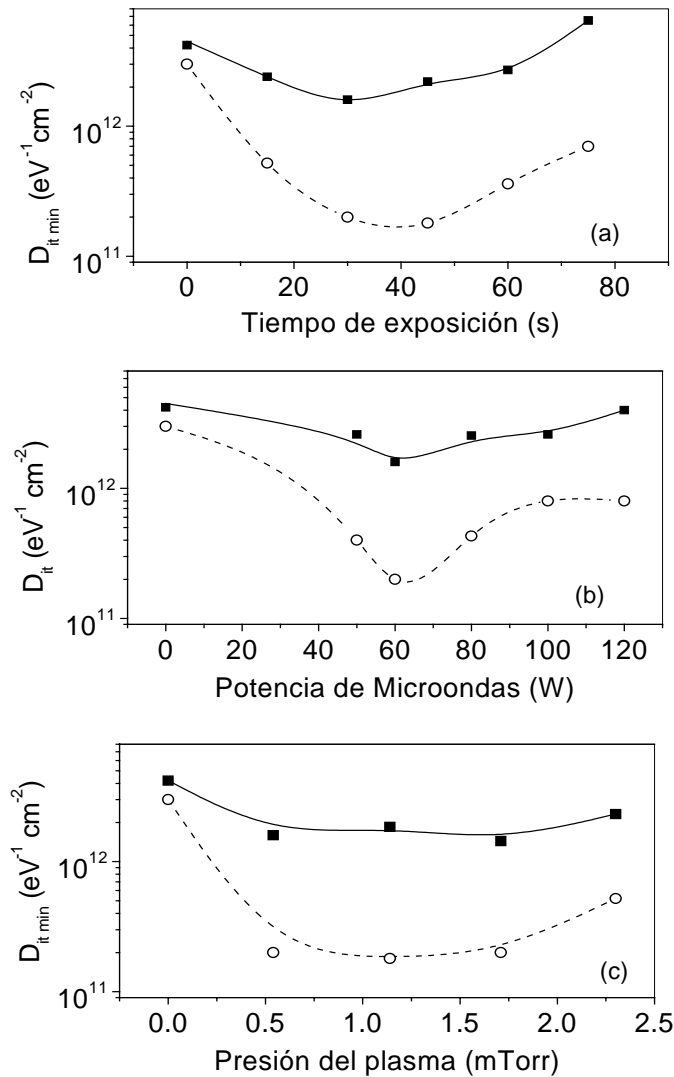
Este efecto estaría relacionado con la mayor presencia de nitrógeno en la intercara aislante-semiconductor tras el proceso de limpieza por plasma. En el caso del recocido, la mejora no es tanto por la pasivación de  $V_p$  con átomos de N procedentes del aislante (puesto que no hay nitrógeno en exceso) como por la reconstrucción de la red del SiN<sub>x</sub>:H, como se mencionó en el estudio de I - V con el recocido térmico del Capítulo 4. Sin embargo, el plasma de limpieza deja la superficie "cargada" de nitrógeno, que bien se enlaza formando complejos de P (P-N) o bien pasiva las vacantes de fósforo de la superficie.

### 5.3.2. Caracterización por DLTS

En este apartado vamos a realizar la comparación de los resultados obtenidos a partir de las medidas de DLTS y de C-V en las estructuras MIS analizadas en el apartado anterior ( $\chi=1.55$ ;  $T_{in}=500\text{\AA}$ ), sometidas a tratamientos de limpieza superficial por plasma de  $N_2$ , con el fin de comprobar lo que hasta aquí se ha propuesto. Para ello, en primer lugar se presentan en la Figura 5.11 las distribuciones de estados respecto a la energía en el gap, en función de (a) el tiempo de exposición al plasma (manteniendo la potencia y la presión constantes a 60W y 0.54mTorr, respectivamente), (b) la potencia del plasma (con el tiempo de exposición y la presión constantes a 30s y 0.54mTorr, respectivamente) y (c) la presión (manteniendo potencia y tiempo de exposición constantes a 60W y 30s, respectivamente). Las variaciones de estas densidades, y en particular de sus mínimos, siguen el mismo comportamiento que el analizado para las medidas C-V. Para mayor claridad, en la Figura 5.12 se presentan los valores mínimos de las densidades de estados en la intercara obtenidos por las técnicas CV y DLTS, en función (a) del tiempo de exposición, (b) de la potencia y (c) de la presión. Los mínimos de las curvas medidas por DLTS se han obtenido a 0.4eV del centro del gap. La elección de este valor se debe a que a esta energía la distribución de estados es plana y no se ve afectada por la presencia de un canal de inversión. Nuevamente, tal y como ocurría en el apartado anterior, los valores representados en 0s, 0W y 0mTorr corresponden a los valores de la muestra no tratada con el plasma de  $N_2$ . En esta última figura se aprecia claramente que, aunque los valores de los mínimos de las distribuciones obtenidos por CV y DLTS son bastante diferentes, las tendencias que muestran son muy similares. De acuerdo con esto se



**Figura 5.11.** Distribución de densidad de estados para muestras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP de composición de aislante de  $x=1.55$ , obtenidas mediante DLTS con los siguientes parámetros del plasma de N<sub>2</sub>: (a) variación del tiempo de exposición, (b) variación de la potencia y (c) variación de la presión.



**Figura 5.12.** Comparación de los valores mínimos de  $D_{it}$  en función de (a) el tiempo de exposición al plasma (s), (b) la potencia (W) y (c) la presión del plasma (mTorr), para medidas de C-V (■) y DLTS (○).

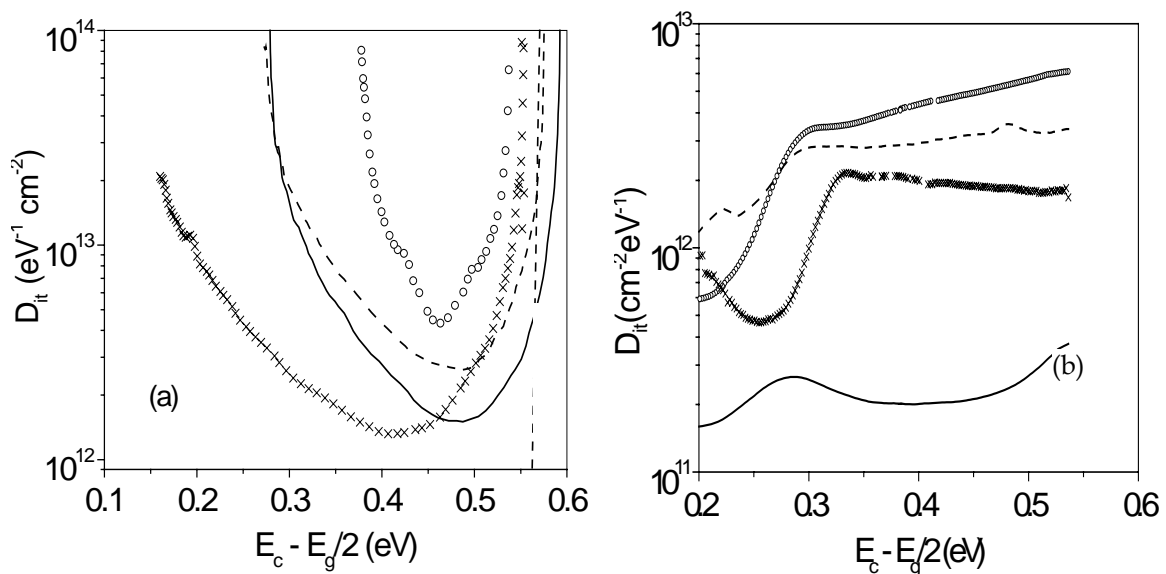
observa que, nuevamente para tiempos de exposición al plasma de limpieza superiores a 45s se daña la intercara. Respecto a la dependencia con la potencia, los resultados de DLTS vuelven a coincidir con los obtenidos por CV, indicando un mínimo de densidad de estados para 60W. Por último, la variación de presión no parece tener excesiva influencia en los mínimos de densidades de estados. La coincidencia de los resultados obtenidos por las dos técnicas de caracterización, C-V y DLTS, permite concluir que la exposición a un plasma rápido (30s) y de baja potencia (60W) de  $\text{N}_2$  se mejoran las propiedades eléctricas de las estructuras MIS



estudiadas. La presión de N<sub>2</sub> no es un parámetro demasiado determinante, siempre que sea inferior a 2.5mTorr.

Cabe destacar que los valores mínimos obtenidos para las muestras sometidas a la limpieza optimizada, están entre los mejores mostrados en la bibliografía con tratamientos de la superficie del InP más complicados, como la pasivación con sulfuro<sup>[20],[21]</sup> o el depósito de capas de control (ICL)<sup>[22]</sup>.

Por último, los resultados obtenidos mediante DLTS para las muestras sometidas a los cuatro tratamientos distintos descritos en el apartado anterior (limpieza química, RTA, limpieza de plasma y limpieza de plasma con RTA) se comparan con los obtenidos mediante CV en la Figura 5.13.



**Figura 5.13.** Distribuciones de estados en la intercara obtenidos mediante (a) C-V, y (b) DLTS para muestras sometidas a cuatro tratamientos diferentes: (○) muestra con limpieza química, (-) muestra con la limpieza de plasma óptima, (×) muestra recocida térmicamente a 500°C/30s y (- · -) muestra sometida a tratamiento de plasma de N<sub>2</sub> y recocida a 500°C/30s.

La concordancia entre los resultados obtenidos por CV y por DLTS no hace sino confirmar nuestra hipótesis acerca de la pasivación de la superficie con complejos de N.

## 5.4. Referencias

- [1] M.Okamura, T.Kobayashi. *Jpn.J.Appl.Phys.* 19 (11), 2143 (1980).
- [2] A.Guivarc'h, H. L'Haridon, G.Pelous, G.Hollinger, P.Poertosa. *Appl.Phys.Lett.*, 55, 1139 (1984).
- [3] R. Averbek, H. Riechert, H. Schlotterer, G. Weinmann. *Appl.Phys.Lett.* 59, 1732 (1991).
- [4] P.S.Mangot, P.Soukiassian, Y.Huttel, Z.Hurkych, B.Gruzza, A.Porte. *Appl.Phys.Lett.* 63, 1957 (1993).
- [5] D.Gallet, G.Hollinger, C.Santinelli, L.Goldstein. *J.Vac.Sci.Technol B.* 10(4), 1267 (1992).
- [6] Y.Z.Hu, J.Joseph, A.Irene. *J.Vac.Sci.Technol.B* 12(2), 540 (1994).
- [7] J-I. Lee, K-N.Kang, J.A.Baglio, H.J. Lim, H-L. Park. *J.Mat.Sci.Lett.* 10, 1043-1045 (1991).
- [8] K.Hattori, Y.Torii. *J.Appl.Phys.* 69 (5), 3130-3134 (1991).
- [9] Y.Z.Hu, J.Joseph, E.A.Irene. *J.Vac.Sci.Technol. B* 12(2), 540-546 (1993).
- [10] V.Malhotra, A.Kapila. *J.Appl.Phys.* 83 (1), 577-579 (1998).
- [11] W.G.Bi, C.W.Tu. *J.Appl.Phys.* 80 (3), 1934-1936 (1996).
- [12] S.García, I.Mártil, G.González Díaz, M.Fernandez. *Semicond. Sci. Technol.* 12, 1650 (1997).
- [13] E.Redondo, N.Blanco, I.Mártil, G.González-Díaz, R.Peláez, S.Dueñas, H.Castán. *J.Vac.Sci.Technol. A* 17 (4), 2178-2182 (1999).
- [14] E.Redondo, I.Mártil, G.González-Díaz, S.Dueñas, H.Castán. *J.Vac.Sci.Technol. B* 19(1), 186-191 (2001).
- [15] M.Losurdo, P.Capezzuto, G.Bruno, G.Leo, E.A.Irene. *J.Vac.Sci.Technol A* 17(4), 2194 (1999).
- [16] T.Hashizume. *Appl.Phys.Lett.* vol 75 (5), 615 (1999).
- [17] E.Redondo, M.N.Blanco, I.Mártil, G.González-Díaz, M.Fernandez, *Proceedings of CDE-99 congress. Madrid June 1999.*
- [18] E.Redondo, M.N.Blanco, I.Mártil, G.González-Díaz. *Microelec.Reliab.* 40, 837-840 (2000).
- [19] A.Astuto, A.Fourcaran, G.Bastide, M.Rouzeyre, J.L.Leclercq, J.Durand. *J.Appl.Phys* 70 (5), 2584 (1991).
- [20] C.S.Sundamararaman, J.F.Currie. *IEEE Electron Dev. Lett.*, 16, 554 (1995)
- [21] A.Kapila, X.Si, V.Malhotra. *Appl.Phys.Lett.*, 62, 2259 (1993)

---

[22] H.M.Dauplaise, K.Vaccaro, A.Davis, G.O.Ramseyer, J.P.Lorenzo. *J.Appl.Phys.*, 80, 2873 (1996).

# Capítulo 6

---

## ***Estudio de estructuras MIS con aislantes compuestos de doble y triple capa.***

### **6.1. Introducción**

El uso de aislante de puerta, que combina capas de diferentes composiciones para optimizar tanto la densidad de estados superficiales como las propiedades eléctricas, ha sido una estrategia ampliamente utilizada en la tecnología de silicio. Debido a la alta escala de integración que se está alcanzando en esta tecnología, se están teniendo problemas en la fabricación de dispositivos submicrónicos. En este aspecto, hay problemas para lograr óxidos de silicio ultradelgados ( $35\text{\AA}$ ) de buena calidad, ya que existe un límite teórico de  $25\text{\AA}$  de espesor por debajo del cual los fenómenos de túnel son importantes y las corrientes túnel superan el  $1\text{A}/\text{cm}^2$ . Además, el  $\text{SiO}_2$  no es una buena barrera para la difusión de iones como el boro. Por esta razón, se investigan materiales o combinaciones de aquellos que cumplan con los requisitos fundamentales para el buen funcionamiento del transistor: bajo  $D_{it}$ , alta permitividad, baja carga fija,.... En este sentido, nos vamos a fijar especialmente en las estructuras formadas por una combinación de aislantes. Un ejemplo de esto

es el de las estructuras ONO (*óxido-nitruro-óxido*) desarrolladas por Lucowsky<sup>[1]-[3]</sup> en la última década. Estas estructuras se forman a partir de una capa de SiO<sub>2</sub> crecida por oxidación del Si usado como sustrato, seguido de un depósito de SiN<sub>x</sub>:H mediante RPECVD, y de otro plasma para el depósito del óxido superior. Otro ejemplo de aislante compuesto es el de una doble capa de nitruro, que ha sido relativamente poco citado en la bibliografía. Tan sólo conocemos los resultados presentados por el grupo de H.Matsuura *et al.*<sup>[4]</sup> obtenidos para estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/SiN<sub>x</sub>:H/Si depositadas por DPVD (*Direct Photochemical Vapor Deposition*). Sin embargo, ambos tipos de estructuras de aislante apenas han sido utilizadas en semiconductores III-V. Un ejemplo más de este tipo de estructuras que combinan el uso de distintos aislantes es el propuesto por P.K.Roy *et al.*<sup>[5]</sup>. Este grupo propone el uso del Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> como aislante de una estructura MIS, pero el alto nivel de estados en la intercara Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>/Si hace necesaria la introducción de una delgada capa de SiO<sub>2</sub> que los minimice. En la misma línea se encuentra la estructura propuesta por el grupo de V.Mikhelashvili *et al.*<sup>[6]</sup>, que consiste en la fabricación de una multicapa compuesta por Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>/TiO<sub>2</sub>/Si.

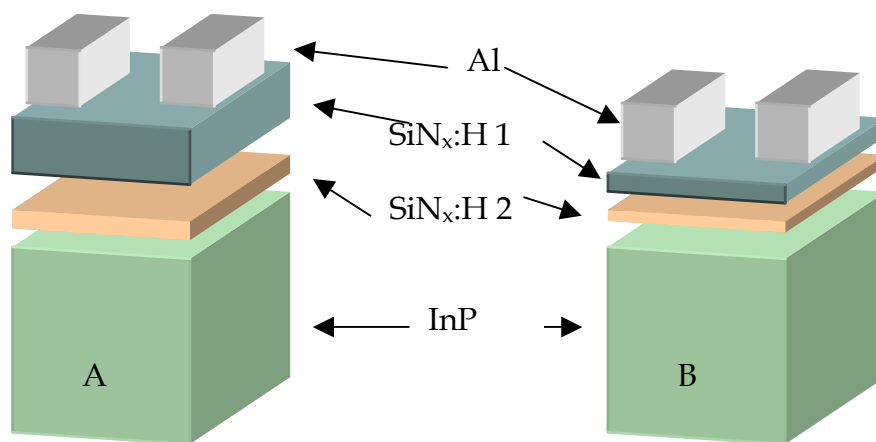
Basándonos en la idea del uso de varios aislantes para optimizar el resultado total de la estructura MIS, especialmente utilizada en Si pero muy poco desarrollada en semiconductores III-V, proponemos en este Capítulo el uso de aislantes compuestos de dos o tres capas de SiN<sub>x</sub>:H (o en combinación con SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>:H) de diferentes composiciones, que permitan la optimización simultánea de las propiedades eléctricas de la intercara y del aislante. Además, en todas las estructuras analizadas se ha hecho un estudio de la influencia de la temperatura de recocido, que como se ha demostrado en el Capítulo 4 de esta tesis, afectaba positivamente a parámetros como la densidad de estados en la intercara, la resistividad del aislante o su campo de ruptura. Por último se ha realizado un pequeño estudio para optimizar el espesor de las capas de aislante compuesto.

## **6.2. Estructuras MIS con aislante compuesto por dos capas de distinta composición de nitruros (bicapas).**

Tal y como se vio en el Capítulo 4, las composiciones más ricas en N ( $x=1.55$ ) proporcionan las mejores intercara aislante-semiconductor, dando los menores

valores del mínimo de  $D_{it}$  y una región más amplia en el gap en la que el nivel de Fermi no permanece bloqueado. Sin embargo, las composiciones intermedias ( $x=1.43$ ) o menos ricas en N ( $x=1.5$ ), proporcionaban los mejores valores de resistividad y campo de ruptura, es decir, los aislantes de esas composiciones eran de mejor calidad. La idea de las estructuras con doble aislante de nitruro surge ante la necesidad de mejorar la intercara aislante-semiconductor de los MIS sin deteriorar las propiedades eléctricas del aislante. Para ello, analizaremos en este apartado los resultados obtenidos para muestras con aislantes de composición  $x=1.43$  y  $x=1.5$  en las que se ha depositado primero una pequeña capa de aislante de composición  $x=1.55$ .

Han sido dos tipos de estructuras las analizadas, y se muestran en la Figura 6.1. Las primeras (A) se componen de una primera capa de unos  $100\text{\AA}$  de espesor de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  de composición  $x=1.55$ , y una segunda capa de unos  $400\text{\AA}$  de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  de composición  $x=1.5$  o  $x=1.43$ . Esta estructura la denominaremos *bicapa de  $500\text{\AA}$* .



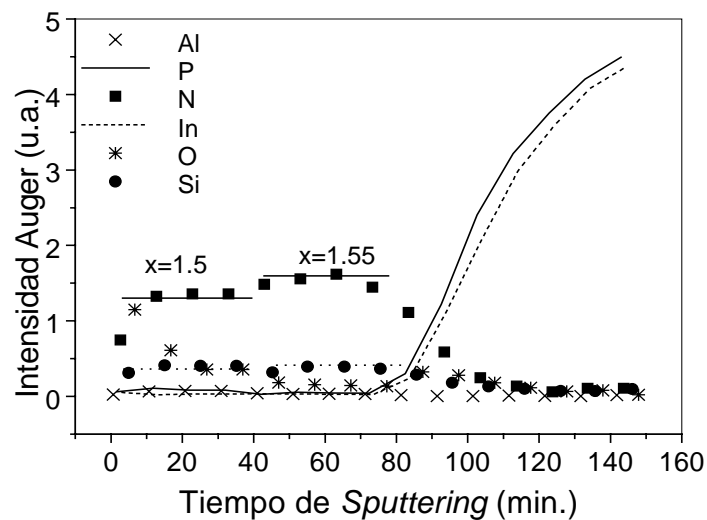
**Figura 6.1.** Dibujo de las dos estructuras MIS con doble capa de nitruro que se han estudiado en esta tesis. Estructura A: Bicapa de  $500\text{\AA}$ ; estructura B: Bicapa de  $200\text{\AA}$ .

La segunda estructura, llamada B en la Figura 6.1, se compone también de dos capas de nitruro. La primera de unos  $50\text{\AA}$  y de composición nuevamente  $x=1.55$ , y la segunda de unos  $150\text{\AA}$  y de composiciones  $x=1.43$  o  $x=1.5$ . Estas estructuras se denominarán de aquí en adelante *bicapas de  $200\text{\AA}$* .

Por último mencionar que se han realizado también *bicapas de  $100\text{\AA}$* , compuestas por una primera capa de  $30\text{\AA}$  y una segunda de  $70\text{\AA}$ , con las mismas

composiciones anteriores. Sin embargo, los resultados no han mejorado al reducir el espesor y sólo se mostrarán para compararlos con los de las bicapas anteriores.

En cuanto al análisis en composición de estas muestras, también se han realizado medidas Auger. Un ejemplo de estas medidas se presenta en la Figura 6.2 para una bicapa de  $200\text{\AA}$  con una primera capa de composición  $x=1.55$  y una segunda capa de composición  $x=1.5$ .



*Figura 6.2.* Perfil Auger (AES) de una estructura MIS compuesta por una doble capa de nitruro. La primera capa (unida al InP) de composición  $x=1.55$  ( $50\text{\AA}$ ) y la segunda,  $x=1.5$  ( $150\text{\AA}$ ).

En esta figura se aprecian ligeramente los cambios en la composición de cada capa, al modificarse la relación entre las señales de Si y de N. En la gráfica aparecen señaladas las dos relaciones con sendas líneas orientativas. Nuevamente, y como ya se comentó en el caso de las capas de una única composición de nitruro, se detecta una pequeña cantidad de oxígeno, que se atribuye a la contaminación procedente de la campana de cuarzo donde se genera el plasma. Tampoco en este caso se detecta una difusión del Al del contacto hacia el interior de la estructura MIS.

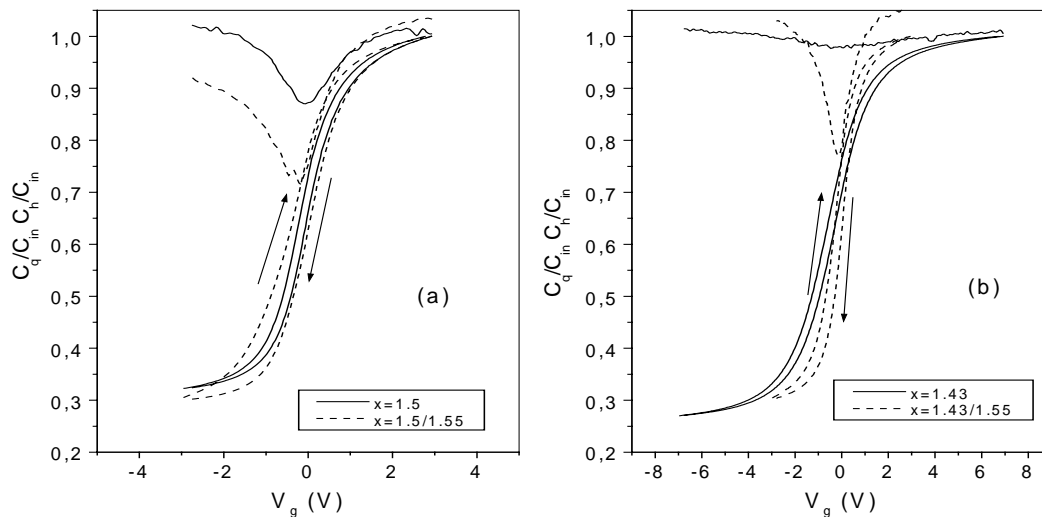
### 6.2.1. Influencia de la composición de los integrantes de la bicapa.

Como se ha explicado en la introducción del Capítulo, la idea de unir dos capas para formar el aislante de las estructuras MIS, surge de la necesidad de obtener simultáneamente tanto buenas intercaras como buenos aislantes. Como se

mostró en el Capítulo 4, estas propiedades dependen de la composición de la capa de nitruro, por lo que hace suponer, como se verá a continuación, que las propiedades eléctricas e interfaciales de las bicapas dependerán también de las composiciones de sus componentes.

### 6.2.1.1- Caracterización CV

Como ya se ha explicado antes, los dos tipos de bicapas que se van a estudiar son aquéllas que tienen una primera capa de composición  $x=1.55$ , y una segunda capa cuya composición puede ser  $x=1.5$  o  $x=1.43$ , puesto que ambas composiciones dan buenos resultados de resistividad y campo eléctrico.



**Figura 6.3.** Comparación de las medidas CV en alta y baja frecuencia para muestras con una única composición de aislante y muestras con doble capa de aislante. (a) comparación entre capas de composición  $x=1.5$  (500 Å) y bicapas  $x=1.5(400\text{ Å})/1.55(100\text{ Å})$ ; (b) comparación entre capas de composición  $x=1.43$  (500 Å) y bicapas de  $x=1.43(400\text{ Å})/1.55(100\text{ Å})$ .

En la Figura 6.3 se comparan los resultados CV obtenidos tanto para capas de una única composición de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  como para las bicapas descritas, en ambos casos de espesores totales de 500 Å. Esta comparación se establece dos a dos entre las estructuras MIS con las siguientes características: (a) capa de composición  $x=1.5$  y bicapa de composiciones  $x=1.5/1.55$ ; y (b) capa de composición  $x=1.43$  y bicapa de composiciones  $x=1.43/1.55$ . Con esta figura se comprueba la mejora que supone sobre las propiedades de las capas  $x=1.43$  y  $x=1.5$ , la introducción de 100 Å de composición  $x=1.55$  en contacto con el InP.



Estas mejoras, tal y como se observa en las gráficas, se producen en dos sentidos. Por un lado, se mejora la verticalidad de las curvas en alta frecuencia, lo que indica una reducción en la tensión de bandas planas y en la tensión umbral, tal y como se muestra en la Tabla 6.1. Esta mejora implica una reducción de la carga atrapada en el aislante ( $Q_i$ ).

Por otro lado, en la Figura 6.3 también se observa una mejora en la profundidad de la curva cuasiestática, especialmente acusada en la bicapa de  $500\oplus$  de composiciones de aislante  $x=1.43/1.55$ . Esta mayor profundidad está directamente relacionada con una disminución de la densidad de estados en la intercara aislante/semiconductor.

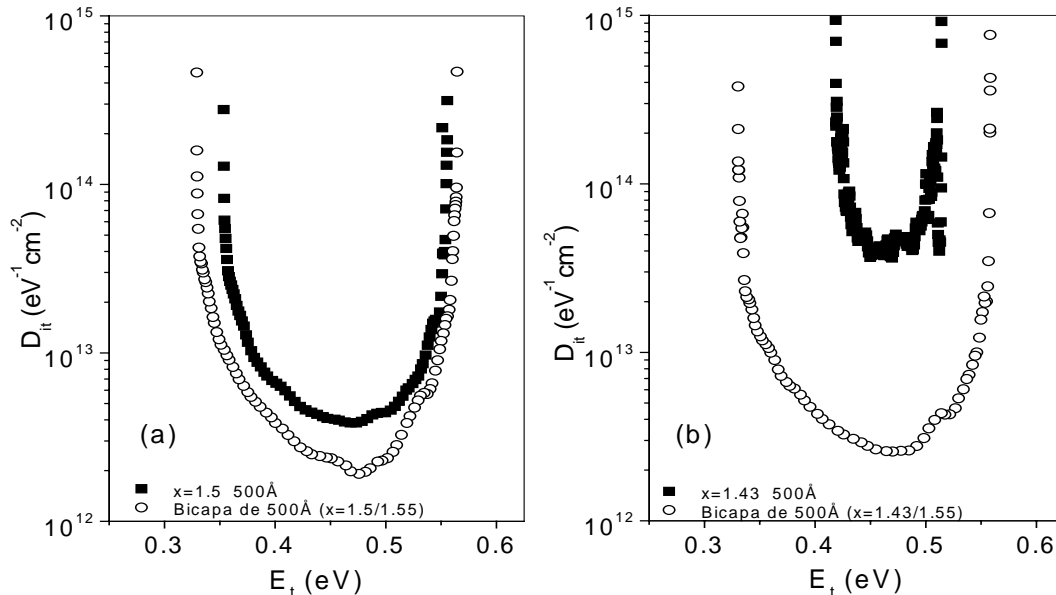
	$x=1.43$	Bicapa $x=1.43/1.55$	$x=1.5$	Bicapa $x=1.5/1.55$
$V_{fb}$	-0.77V	-0.15V	-0.11V	$-8.8 \times 10^{-2}V$
$V_{th}$	-1.9V	-1.4V	-1.3V	-1V
Histéresis	0.36V	0.33V	0.2V	0.35V

**Tabla 6.1.** Comparación de los valores medios de tensión de bandas planas ( $V_{fb}$ ), de tensión umbral ( $V_{th}$ ) y de histéresis, para las muestras de una única composición de  $SiN_x:H$  y las bicapas de las composiciones analizadas en la Figura 6.3. Tanto  $V_{fb}$  como  $V_{th}$  son valores obtenidos para medidas realizadas de acumulación a inversión.

Esta disminución de los estados interfaciales se puede comprobar en la Figura 6.4, en la que se vuelven a comparar las estructuras MIS con una única composición de aislante con las bicapas, tal y como se hizo en las medidas CV. Se observa que para ambos tipos de bicapas de  $500\oplus$ , se produce una mejora tanto del mínimo de las distribuciones de estados como un aumento en la amplitud de barrido de dicha distribución, que como se ha venido mencionando en capítulos anteriores, supone un menor bloqueo del nivel de Fermi en el gap del semiconductor. Con los resultados obtenidos para las curvas CV y para las distribuciones de estados, se puede afirmar que estas estructuras MIS con doble depósito de aislante mejoran las propiedades eléctricas sobre aquellas estructuras compuestas de una única capa aislante.

Los valores mínimos de  $D_{it}$  obtenidos para estas estructuras oscilan entre  $2 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$  y  $3 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$ , para bicapas de composición  $x=1.5/1.55$  y  $1.43/1.55$ , respectivamente. En ambos casos, las densidades de estados obtenidas son similares a las presentadas por las estructuras MIS con un aislante de

composición  $x=1.55$ . Esto indica que es esta capa la que controla la densidad de estados en ambas bicapas y la que determina la bondad de la intercara independientemente de la composición de la segunda capa aislante depositada sobre ella.

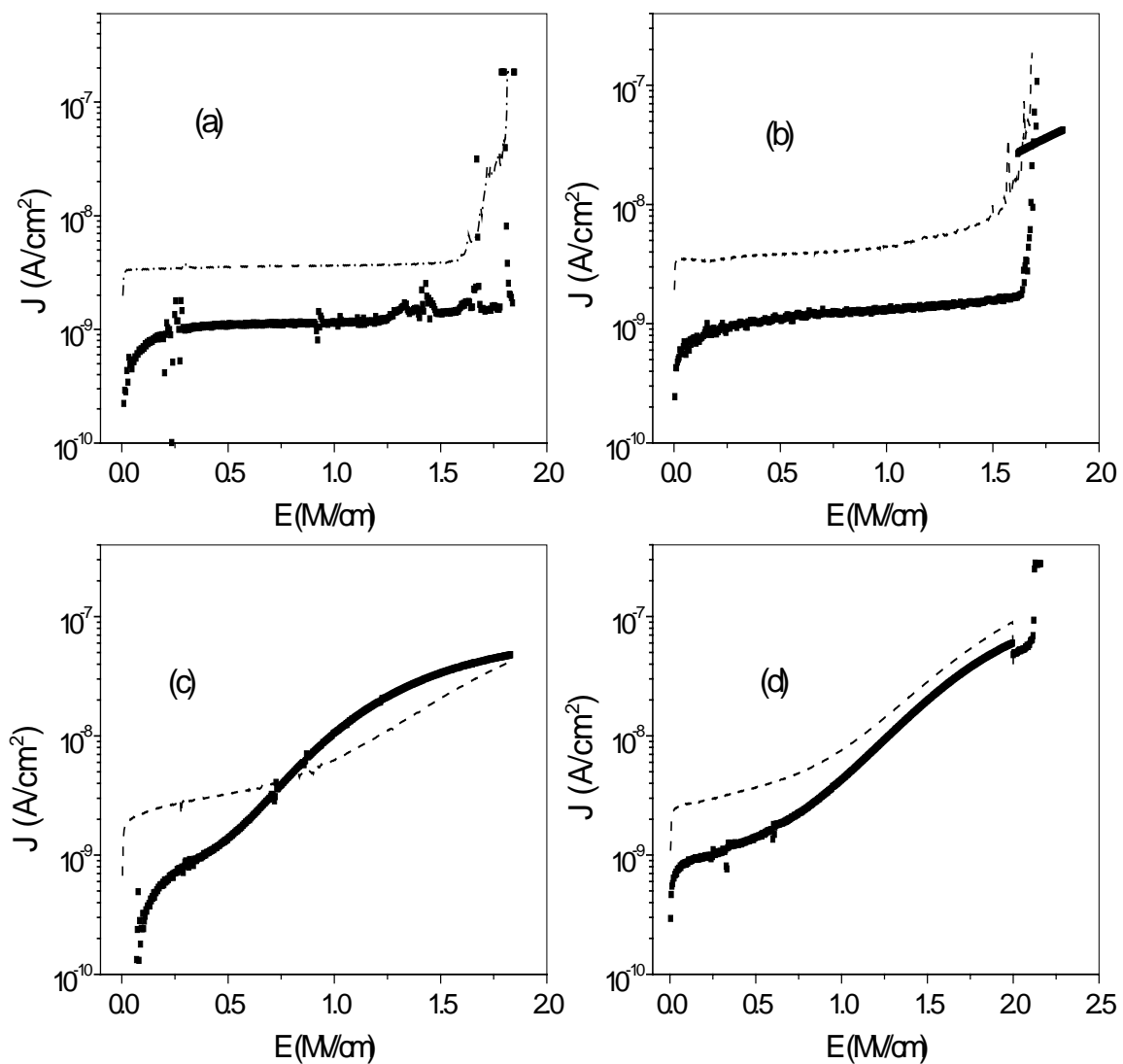


**Figura 6.4.** Comparación entre las distribuciones energéticas de las densidades de estados de estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP con una única composición de nitruro (■) y con doble capa de nitruro (○); ambas de 500 Å totales de espesor. (a) Comparación entre  $x=1.5$  y la bicapa de 500 Å de composición  $x=1.5/1.55$ ; (b) Comparación entre  $x=1.43$  y la bicapa de 500 Å de composición  $x=1.43/1.55$ .

### 6.2.1.2- Caracterización IV

En cuanto a las medidas de corriente (IV) también es de esperar que varíen con la composición de la capa superior de aislante presente en la bicapa. Para comprobarlo, presentamos a continuación, en la Figura 6.5, las medidas IV a dos velocidades de barrido diferentes (20mV/s (■) y 40mV/s (- -)), de cuatro muestras distintas: (a) capa de 500 Å de composición  $x=1.43$ ; (b) bicapa de 500 Å de composición  $x=1.43/1.55$ ; (c) capa de 500 Å de composición  $x=1.5$ ; y (d) bicapa de 500 Å de composición  $x=1.5/1.55$ . Se puede comprobar que la dependencia con la velocidad de barrido y el valor del campo de ruptura, coinciden para la capa de una sola composición y la bicapa con la misma composición en su capa superior. De igual modo sucede en el caso de la forma de la ruptura eléctrica. Así, para el caso de la bicapa de composiciones  $x=1.43/1.55$ , se observa cómo se alcanza la ruptura de forma abrupta prácticamente sin salir de la zona óhmica, tal y como ocurre con la

capa de composición  $x=1.43$ . Esto indica que el mecanismo de conducción está gobernado por la capa de mayor espesor en cada bicapa. Por otro lado, la bicapa  $x=1.5/1.55$  presenta el hombro característico de atrapamiento mostrado en la composiciones de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  ricas en nitrógeno, y presenta un mecanismo de conducción Schottky como lo hace la capa  $x=1.5$ . Como comparación de los resultados eléctricos obtenidos, se presentan en la Tabla 6.2 los valores de resistividad y campo de ruptura medios para las capas y bicapas mostradas en la Figura 6.5.



**Figura 6.5.** Comparación de las medidas IV para las dos velocidades de barrido analizadas en este trabajo (20mV/s (■) y 40mV/s (- -)) para las siguientes composiciones de aislante en las estructuras Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP: (a) 500 Å de  $x=1.43$ ; (b) bicapa de 500 Å de composiciones  $x=1.43/1.55$ ; (c) 500 Å de  $x=1.5$ ; (d) bicapa de 500 Å de composiciones  $x=1.5/1.55$ .

	X=1.43	Bicapa x=1.43/1.55	x=1.5	Bicapa X=1.5/1.55
Resistividad	$4 \times 10^{15} \Omega \cdot \text{cm}$	$2 \times 10^{15} \Omega \cdot \text{cm}$	$9 \times 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$	$8 \times 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$
Campo de ruptura	1.9MV/cm	1.8MV/cm	2.5MV/cm	2.3MV/cm

**Tabla 6.2.** Comparación de los valores de resistividad y campo de ruptura para las capas y bicapas analizadas.

En esta tabla se comprueba que los valores eléctricos de las bicapas son muy parecidos a los de las capas de única composición de las que derivan. Esto indica que la suposición hecha al principio es correcta, puesto que se mantienen los valores de resistividad y de campo de ruptura de partida, pero se reducen notablemente los defectos de la intercara. Dichos valores son similares a los obtenidos por Hugon *et al.*<sup>[7]</sup>, lo cual indica la buena calidad eléctrica de las bicapas.

### 6.2.2. Influencia del espesor de la bicapa.

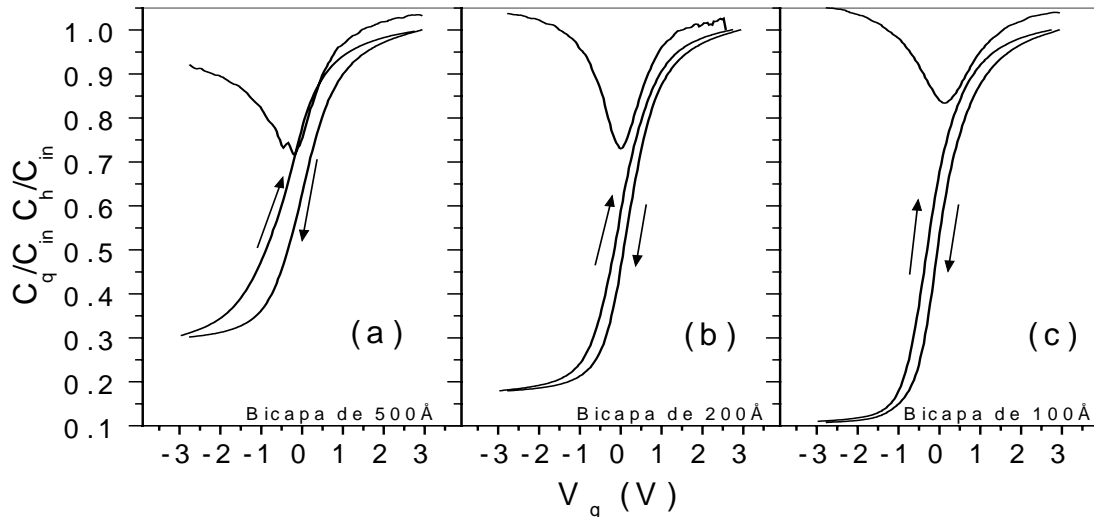
Al igual que analizamos en el Capítulo 4, la dependencia de las propiedades eléctricas de las estructuras MIS con el espesor del aislante, bien sea de una única capa como de las bicapas que aquí se estudian, es fundamental de cara a la reducción de las dimensiones de la puerta del canal de un transistor MISFET. Por eso, en este apartado nos dedicaremos al estudio y comparación de los resultados obtenidos para tres espesores distintos de bicapa:

- (a) Bicapa de  $500 \oplus$ :  $400 \oplus$  de  $x=1.5$  (o  $x=1.43$ ) y  $100 \oplus$  de  $x=1.55$
- (b) Bicapa de  $200 \oplus$ :  $150 \oplus$  de  $x=1.5$  (o  $x=1.43$ ) y  $50 \oplus$  de  $x=1.55$
- (c) Bicapa de  $100 \oplus$ :  $70 \oplus$  de  $x=1.5$  (o  $x=1.43$ ) y  $30 \oplus$  de  $x=1.55$

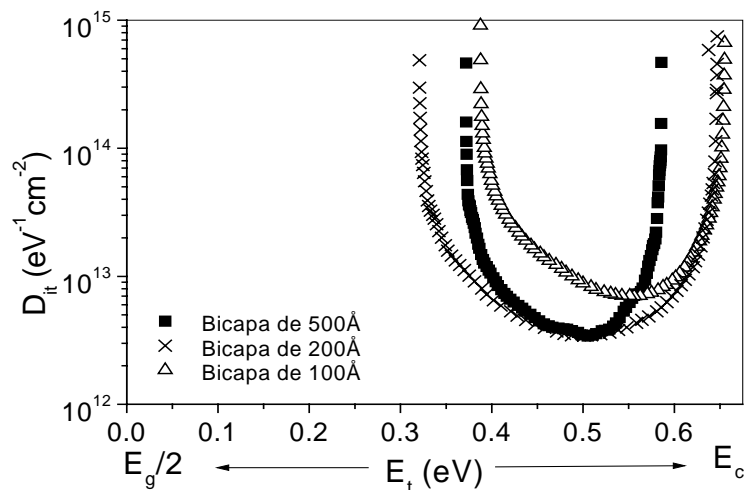
#### 6.2.2.1- Caracterización CV

En la Figura 6.6 se muestran las curvas CV normalizadas a la capacidad del aislante, para tres estructuras de bicapa de composición  $x=1.5/1.55$  con los tres espesores (totales) mencionados: (a)  $500 \oplus$  ( $400 \oplus/100 \oplus$ ), (b)  $200 \oplus$  ( $150 \oplus/50 \oplus$ ) y (c)  $100 \oplus$  ( $70 \oplus/30 \oplus$ ). Se puede comprobar cómo los mejores resultados se obtienen para la que se ha denominado bicapa de  $200 \oplus$ . Para esta estructura se obtienen las curvas

cuasiestáticas más profundas (aproximadamente un 35% de la altura total de la curva de alta frecuencia) en comparación con los resultados obtenidos para las estructuras MIS hasta ahora presentadas en esta memoria o publicadas en relación con el InP (ya sean pasivadas o no).



**Figura 6.6.** Comparación de las medidas CV en alta y baja frecuencia para las tres posibles bicapas estudiadas (a) 500⊕, (b) 200⊕ y (c) 100⊕. En todas ellas, la primera capa de nitruro es de composición  $x=1.55$  y la segunda de  $x=1.5$ .



**Figura 6.7.** Comparación de las densidades de estados de las tres bicapas analizadas (500⊕, 200⊕ y 100⊕). Nuevamente, las composiciones de la primera y segunda capa de nitruro son  $x=1.55$  y  $x=1.5$ , respectivamente.

Además de la profundidad de la curva cuasiestática, también mejoran la verticalidad de las curvas de alta frecuencia en ambos sentidos de barrido y la histéresis que se produce. Todo ello es indicativo de una considerable mejora en la intercara aislante-semiconductor de las estructuras de 200⊕. De acuerdo con los

resultados de espesores mostrados en el Capítulo 4, hubiera sido esperable que la densidad de estados aumentara conforme disminuye el espesor del aislante. Sin embargo, se observa justamente el comportamiento contrario. Una posible explicación es que la primera capa de aislante depositada ( $x=1.55$ ) actúe como una capa de control, siendo mejores sus propiedades cuanto más delgada sea. En el caso de la bicapa de  $200\text{Å}$  esta primera capa tiene un espesor aproximado de  $50\text{Å}$ , mientras que en la de  $500\text{Å}$  es de  $100\text{Å}$ .

Si seguimos reduciendo los espesores de los componentes de la bicapa, llegamos a la que hemos denominado *bicapa de  $100\text{Å}$* . En los resultados de las medidas CV, se observa que para esta estructura se produce un empeoramiento tanto de la profundidad de la curva cuasiestática como de la dispersión en frecuencia entre  $C_q$  y  $C_h$ . Para estos espesores se observan elevadas corrientes de fuga en el aislante, lo cual justifica el deterioro de las medidas de capacidad.

### 6.2.2.2- Caracterización IV

En la Figura 6.8 se muestra la comparación de las características IV obtenidas para las bicapas de  $500\text{Å}$  y  $200\text{Å}$ , ambas de composiciones  $x=1.5/1.55$ . Tal y como se observa, las bicapas de  $200\text{Å}$  presentan un campo de ruptura mayor, pero medidas mucho más ruidosas y con zonas óhmicas pequeñas.

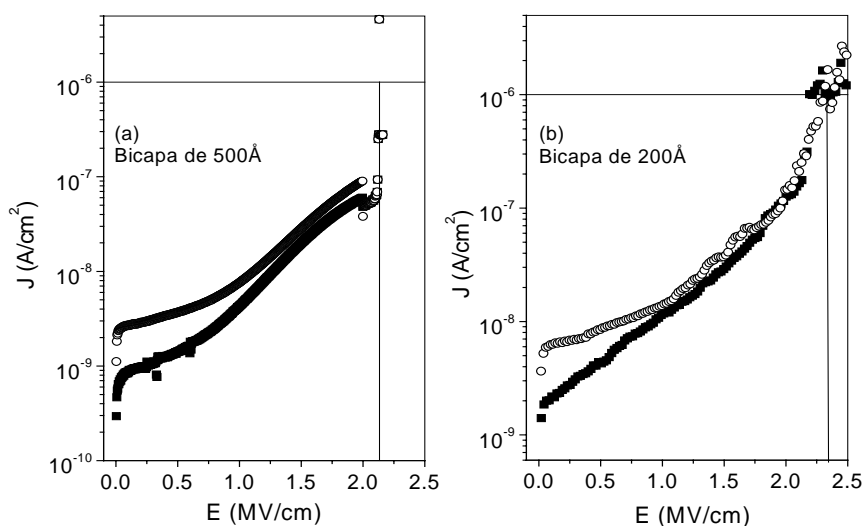


Figura 6.8. Medidas IV para dos velocidades de barrido distintas ( $20\text{mV/s}$  ( $\blacksquare$ ) y  $40\text{mV/s}$  ( $\circ$ )) para (a) una estructura MIS con aislante formado por bicapa de  $500\text{Å}$  de composición  $x=1.5/1.55$ , y (b) una estructura MIS con aislante formado por bicapa de  $200\text{Å}$  de composición  $x=1.5/1.55$ .

	Bicapa 500Å	Bicapa 200Å
Resistividad	$8 \times 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$	$3 \times 10^{14} \Omega \cdot \text{cm}$
Campo de ruptura	2.3MV/cm	2.5MV/cm

**Tabla 6.3.** Comparación de los valores medios de resistividad y campo de ruptura para las bicapas de 500Å y 200Å, de composiciones  $x=1.5/1.55$ .

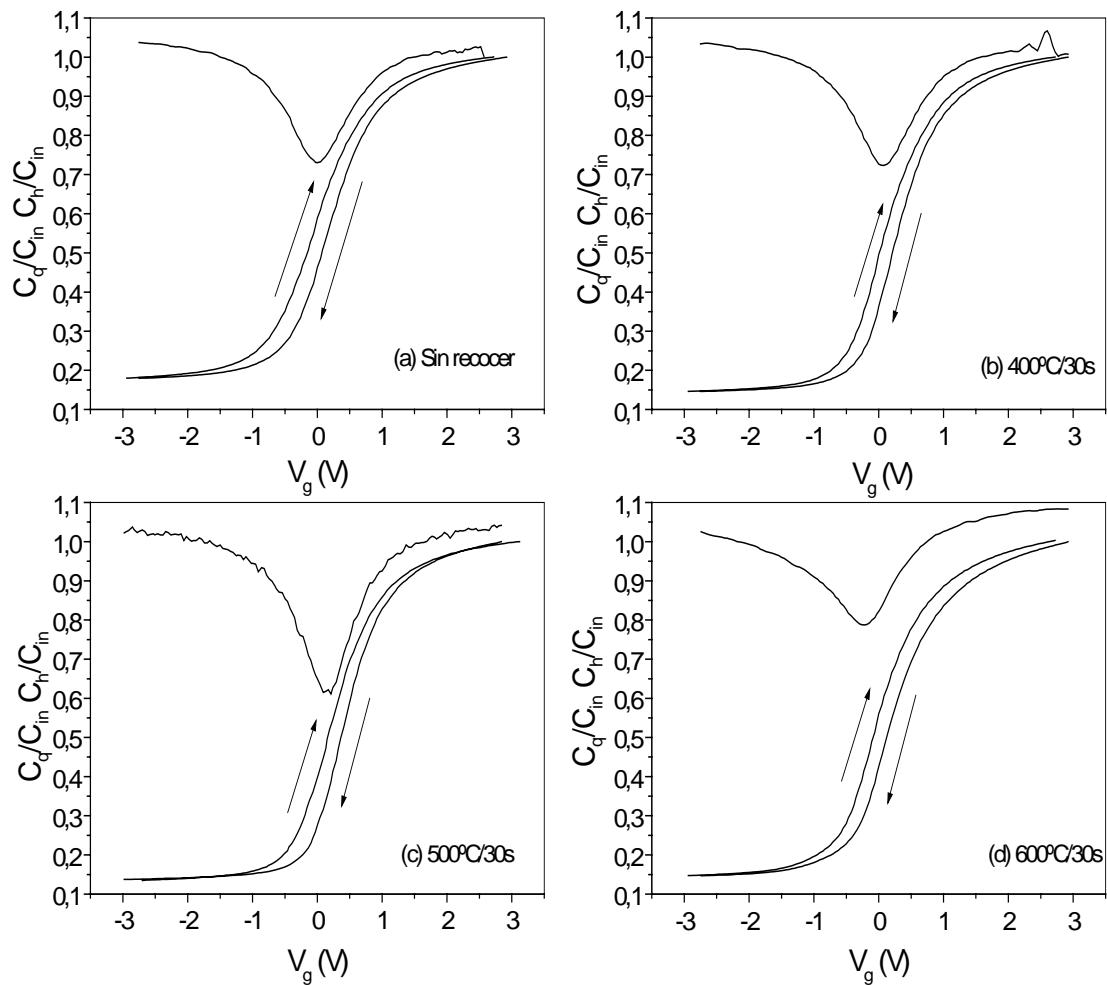
Este hecho sigue indicando que el mecanismo de ruptura es el de la avalancha, tal y como se observó en el Capítulo 4: a mayor espesor más rápidamente se produce la ruptura. Por otro lado, los mecanismos de conducción de las bicapas con esta combinación de composiciones, son muy similares a las obtenidas para la composición  $x=1.5$ . Realizando el ajuste a un mecanismo de conducción Schottky ( $\ln(J)$  vs.  $E^{1/2}$ ) se obtienen valores de la permitividad (en este caso se entiende promedio de ambas composiciones) de  $4.1 \pm 0.1$  para la bicapa de 500Å y de  $3.8 \pm 0.1$  para la de 200Å.

En los valores de resistividad, los mejores resultados se obtienen para la bicapa de 500Å. No obstante, estos comportamientos se ajustan perfectamente a los esperados, teniendo en cuenta los resultados presentados en el Capítulo 4 para el estudio de MIS variando el espesor del aislante.

### 6.2.3. Influencia del proceso de recocido sobre de las estructuras $\text{SiN}_{x_1}:\text{H}/\text{SiN}_{x_2}:\text{H}/\text{InP}$ .

#### 6.2.3.1- Caracterización CV

En la Figura 6.9 presentamos las medidas C-V realizadas en muestras bicapas de  $200\oplus$  sometidas a distintos procesos de recocido térmico rápido tras el depósito del aislante: (a) sin recocido térmico, (b)  $400^\circ\text{C}/30\text{s}$ , (c)  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$  y (d)  $600^\circ\text{C}/30\text{s}$ . El efecto de ese recocido sobre las curvas de capacidad sigue la misma tendencia que en el caso de las capas de una única composición, esto es, las curvas cuasiestáticas aumentan su profundidad y las de alta frecuencia su verticalidad conforme aumenta la temperatura de recocido. Al igual que en el caso de las películas aislantes de una única composición, la temperatura óptima de recocido es



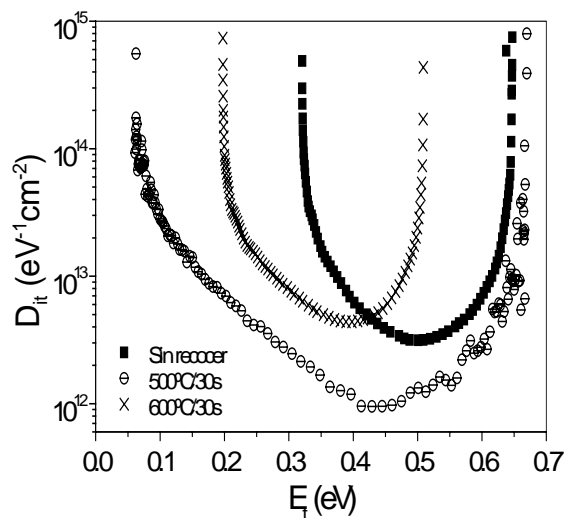
**Figura 6.9.** Medidas de C-V en alta y baja frecuencia para muestras con estructuras de aislante de bicapa de  $200\text{\AA}$  sometidas a distintos procesos de recocido térmico rápido: (a) Sin recocer; (b)  $400^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ ; (c)  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$  y (d)  $600^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ .

de nuevo  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ . Para este proceso de recocido los valores de histéresis no superan los  $0.2\text{V}$ . Para temperaturas superiores a ésta, la profundidad de la curva cuasiestática disminuye considerablemente, así como también disminuye la verticalidad de la curva de alta frecuencia y aumenta la dispersión en frecuencia de ambas curvas. La confirmación de la mejora de las propiedades de la intercara aislante/semiconductor aparece en la Figura 6.10, donde se presentan las distribuciones de estados calculadas a partir de las curvas de capacidad anteriores para tres temperaturas distintas<sup>[8]</sup>: sin recocido térmico rápido,  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$  y  $600^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ .

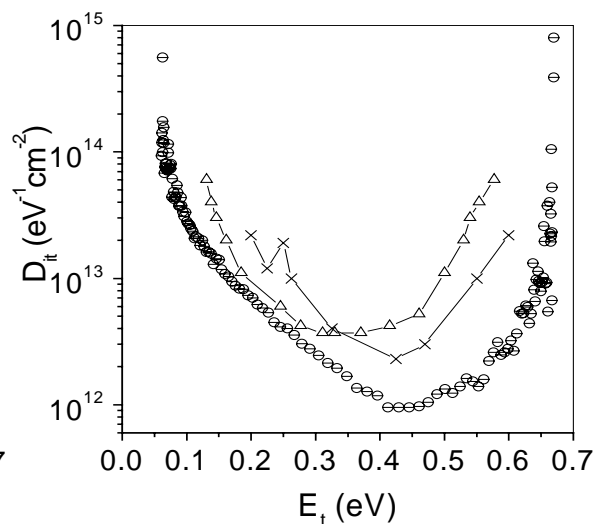
Se puede apreciar que el recocido de  $500^{\circ}\text{C}$  disminuye drásticamente los estados de la intercara, a la vez que aumenta la anchura de barrido del nivel de Fermi en el gap del semiconductor. La distribución obtenida para dicho recocido



presenta un mínimo en torno a 0.42eV sobre el nivel del centro del gap, valor similar al obtenido por Landheer *et al.*<sup>[9]</sup>. El mínimo de esta densidad de estados se encuentra en torno a los  $9 \times 10^{11} \text{ eV}^{-1} \text{ cm}^{-2}$ . Este valor es de los más bajos encontrados en la bibliografía para muestras sin tratamiento de pasivación de la superficie del InP. Como ejemplo, en la Figura 6.11 se muestra una comparación de los resultados presentados por dos grupos para distintos tratamientos de pasivación: por un lado el grupo de Landheer *et al.*<sup>[9]</sup>, que presenta una distribución de estados en la intercara con un mínimo en torno a  $4 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1} \text{ cm}^{-2}$  tras depositar una capa de control interfacial (ICL) en la superficie del InP. Por otro lado, el grupo de Kapila *et al.*<sup>[10]</sup> presenta una distribución de estados con un mínimo en torno a  $2.5 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1} \text{ cm}^{-2}$ , para muestra con un tratamiento de la superficie del InP en atmósfera de  $\text{H}_2\text{S}$ . La comparación de estos resultados puede hacerse de forma inmediata, puesto que todos ellos han sido obtenidos sobre muestras con  $\text{SiN}_x\text{:H}$  depositado por la técnica de plasma ECR-CVD y la caracterización se ha llevado a cabo por el método de alta-baja frecuencia. Además este método de medida presenta su máxima precisión en torno al mínimo de la distribución de estados<sup>[11]</sup>, por lo que la comparación es directa y nos permite afirmar que las muestras con bicapas de  $200\oplus$  y recocidas a



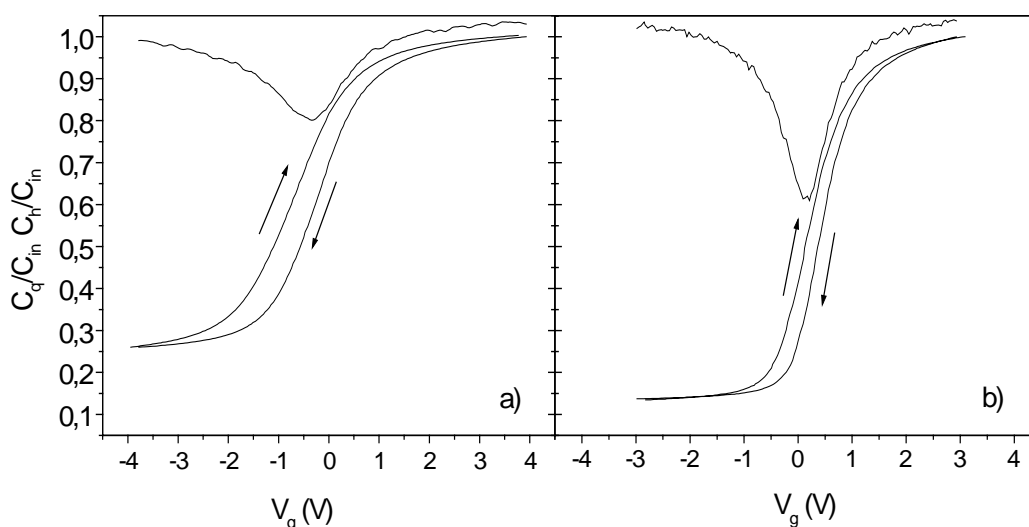
**Figura 6.10.** Comparación de las distribuciones de estados en función de la energía de gap para tres muestras de bicapa de  $500\oplus$  ( $x=1.5/1.55$ ) para tres recocidos distintos: (■) Sin recocer; (⊖)  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$ ; y (x)  $600^\circ\text{C}/30\text{s}$ .



**Figura 6.11.** Distribuciones de estados en la intercara en función de la energía del gap. Se comparan los resultados obtenidos en este trabajo para la bicapa de  $200\oplus$  recocida a  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$  (⊖), con los de Landheer *et al.* (ref.[9]) para muestras pasivadas con ICL (-Δ-), y con los de Kapila *et al.* (ref.[10]) pasivadas en atmósfera de  $\text{H}_2\text{S}$  (-x-).

500°C durante 30s presentan intercaras de mejor calidad que aquéllas tratadas con técnicas de pasivación como las presentadas aquí.

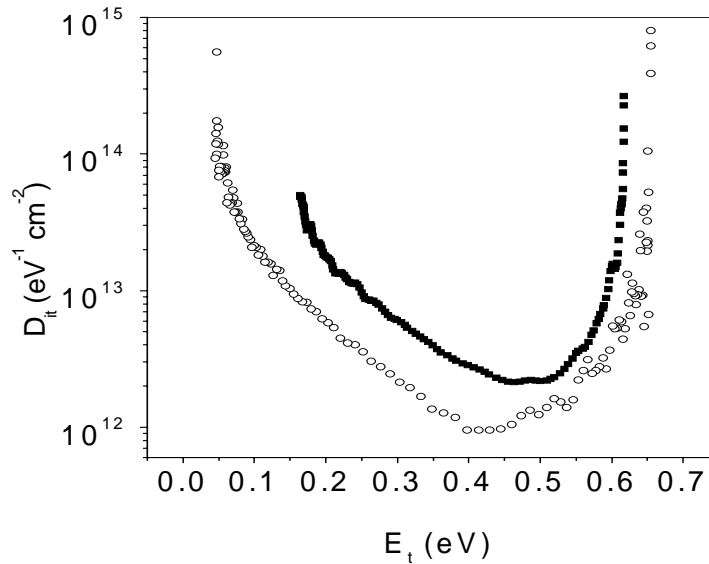
De acuerdo a lo explicado en el Capítulo 4 de esta memoria para las estructuras MIS con aislantes de una única composición, podemos atribuir este comportamiento con la temperatura de recocido a las mismas causas que entonces. Esto es, el deterioro de la intercara para temperaturas superiores a 500°C está probablemente asociado a una elevada pérdida de fósforo en la superficie de nuestro semiconductor, que no se puede saturar con los átomos de N del aislante, unido a la desorción de los complejos de N previsiblemente formados en la intercara. Sin embargo, la mejora de la intercara para temperaturas inferiores a ésta puede estar relacionada con una pasivación de la superficie de  $\text{InP}^{[12],[13]}$  o a la formación de enlaces P-N y/o P-In-N<sup>[14],[15]</sup>.



**Figura 6.12.** Medidas de C-V en alta y baja frecuencia para muestras con estructuras de aislante de bicapa de (a) 500Å y (b) 200Å, sometidas a un proceso de recocido térmico rápido de 500°C durante 30s en atmósfera de Ar.

Esta dependencia con la temperatura de recocido la presentan también las muestras de bicapas con espesores de 100Å, que no se han mostrado aquí a fin de no repetir datos similares. No obstante, las muestras que presentan mejores características C-V son las bicapas de 200Å recocidas a 500°C durante 30s, tal y como se muestra en la Figura 6.12, en la que se comparan las medidas C-V obtenidas para una bicapa de 500Å (a) y otra de 200Å (b) recocidas a 500°C durante 30s. Considerando no sólo la profundidad de la curva cuasiestática, que como se vio en el Capítulo 4 de esta memoria está directamente relacionada con el espesor del

aislante, sino también la mayor verticalidad de las curvas de alta frecuencia y la menor histéresis, podemos comprobar que la muestra con un aislante de bicapa de  $200\oplus$  presenta mejores propiedades en la intercara que la bicapa de  $500\oplus$ .



**Figura 6.13.** Distribución de las densidades de estados en función de la energía en el gap para (■) la bicapa de  $500\oplus$  y (○) la bicapa de  $200\oplus$ , recocidas ambas a  $500^{\circ}\text{C}/30\text{s}$ .

La confirmación de esto aparece en la Figura 6.13, donde se muestran las densidades de estados en la intercara en función de la energía en el gap para las muestras cuyas C-V aparecen en la Figura 6.12. Aquí se aprecia mejor que la bicapa de  $200\oplus$  no sólo tiene un mínimo menor en esta densidad de estados, sino que su distribución es más ancha, lo que indica un menor *bloqueo* del nivel de Fermi en el gap del InP.

### 6.2.3.2- Caracterización IV

A continuación aparecen recogidos los resultados de resistividad y campo de ruptura obtenidos para las muestras de bicapas estudiadas en el apartado anterior, para las distintas temperaturas de recocido térmico rápido y siempre durante 30s. En la Figura 6.14 se muestran los resultados de la bicapa de  $500\oplus$  de composición  $x=1.43/1.55$ , comparándolos con lo obtenidos para las capas de aislante de una única composición:  $x=1.43$  ( $500\oplus$ ) y  $x=1.55$  ( $500\oplus$ ). En la Figura 6.15 se ha hecho lo mismo, pero en este caso para las bicapas de  $500\oplus$  de composición  $x=1.5/1.55$  y las capas de una única composición,  $x=1.5$  ( $500\oplus$ ) y  $x=1.55$  ( $500\oplus$ ).

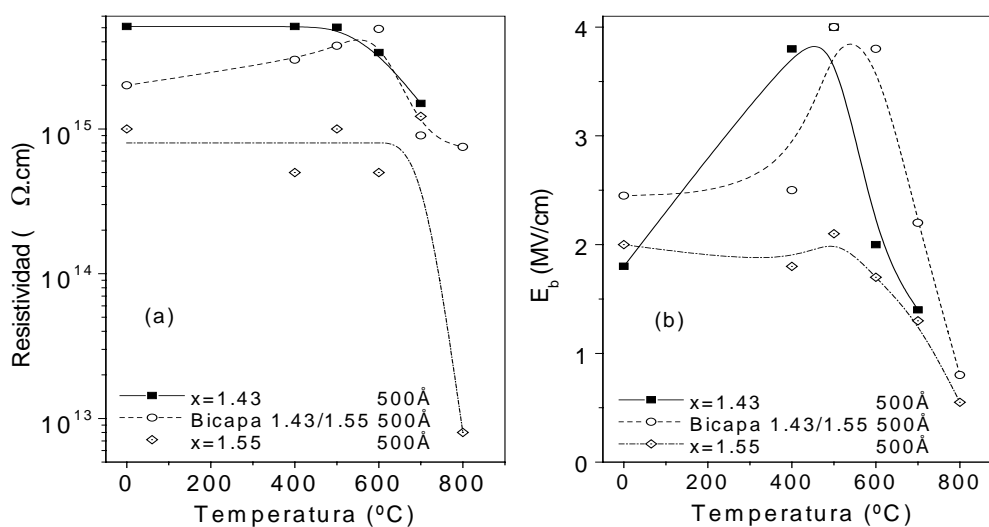


Figura 6.14. Comparación de los resultados de (a) resistividad y (b) campo de ruptura, para muestras de una única composición ( $x=1.43$  y  $x=1.55$ ) y bicapas de  $500\text{\AA}$  ( $x=1.43/1.55$ ).

Como se observa las bicapas poseen valores de resistividad y campo de ruptura comprendidos entre aquellos de las dos composiciones que las forman. Esto se ve especialmente claro en el caso de la Figura 6.14 - b, puesto que las composiciones de  $x=1.43$  y  $x=1.55$  tienen comportamientos térmicos diferentes. En este caso, la bicapa mantiene la dependencia con la temperatura de recocido observada en la capa de composición  $x=1.43$ , aunque con valores más bajos.

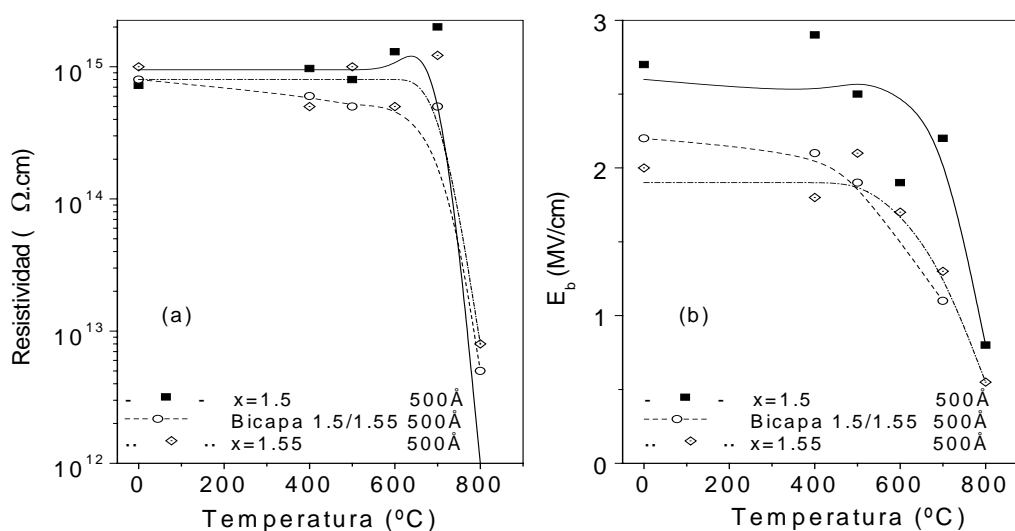
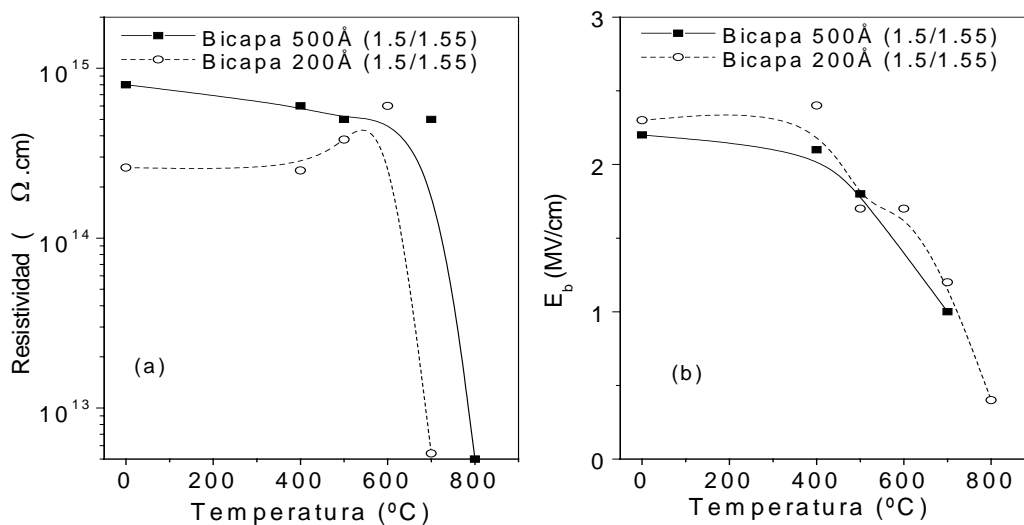


Figura 6.15. Comparación de los resultados de (a) resistividad y (b) campo de ruptura, para muestras de una única composición ( $x=1.5$  y  $x=1.55$ ) y bicapas de  $500\text{\AA}$  ( $x=1.5/1.55$ ).

En cualquiera de los dos casos, se puede comprobar que las propiedades eléctricas del aislante mejoran respecto a las presentadas en las composiciones

únicas con mejores intercaras ( $x=1.55$ ), y no empeoran significativamente respecto a las composiciones de mejor resistividad y campo eléctrico ( $x=1.43$  y  $x=1.5$ ). Conservando esta idea en mente y retomando los resultados obtenidos para las intercaras de estas bicapas, podemos concluir que se ha logrado el objetivo marcado al inicio de este Capítulo: la mejora simultánea de las propiedades eléctricas de las estructuras MIS, manteniendo las propiedades de la intercara.

En la Figura 6.16 se presenta la comparación de los resultados de resistividad y campo de ruptura en función de la temperatura de recocido para dos espesores de la bicapa  $x=1.5/1.55$ ,  $500\text{Å}$  y  $200\text{Å}$ . En este caso, se aprecia que ambos espesores tienen un comportamiento muy similar respecto a la temperatura de recocido, si bien son menores los valores de resistividad para la bicapa de  $200\text{Å}$  y los de campo de ruptura para la bicapa de  $500\text{Å}$  (tal y como se podía esperar atendiendo a los resultados de espesores presentados en Capítulo 4 de esta memoria).



**Figura 6.16.** Comparación de los resultados de (a) resistividad y (b) campo de ruptura para muestras bicapas de  $500\text{Å}$  y  $200\text{Å}$  ( $x=1.5/1.55$ ).

### 6.2.3.3- Caracterización DLTS

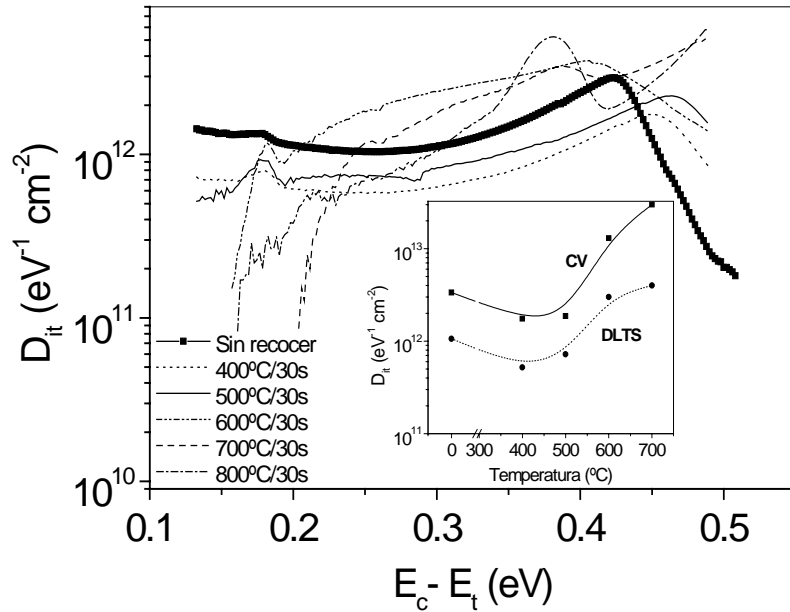
En lo referente a las medidas de DLTS realizadas sobre estas muestras de bicapas, cabe señalar que presentan distintos picos en función de la temperatura en los espectros de DLTS, de forma muy similar a lo mostrado en la Figura 4.35 del Capítulo 4 de esta memoria para muestras de una única composición. Estos centros son:  $E_c - (0.18 - 0.20)\text{eV}$ ,  $E_c - 0.25\text{eV}$  y  $E_c - 0.45\text{eV}$ . Nuevamente, todos ellos están

adsritos a centros profundos, ya que ni la posición en energías ni la altura dependen del rango de polarización de las medidas<sup>[16]</sup>. Al igual que en el caso de las estructuras MIS con aislantes de una única composición, el centro localizado en  $E_c - (0.18 - 0.20)\text{eV}$  aparece en las muestras expuestas al plasma, y no en la muestra patrón (muestra en la que no se ha realizado ningún tratamiento térmico ni de depósito de aislante, tan sólo una evaporación de contactos). Por lo tanto, volvemos a concluir que se trata de un estado inducido por el proceso de depósito con ECR-CVD<sup>[12],[17]</sup>. En cuanto al nivel  $E_c - 0.25\text{eV}$  puede considerarse debido al recocido térmico. Para temperaturas superiores este estado desaparece, lo que nos hace suponer que se trata del mismo centro metaestable que ya apareciera en las películas de una única composición, formado por la combinación de más de un defecto en el material, motivo por el cual sólo aparece a una temperatura de recocido.

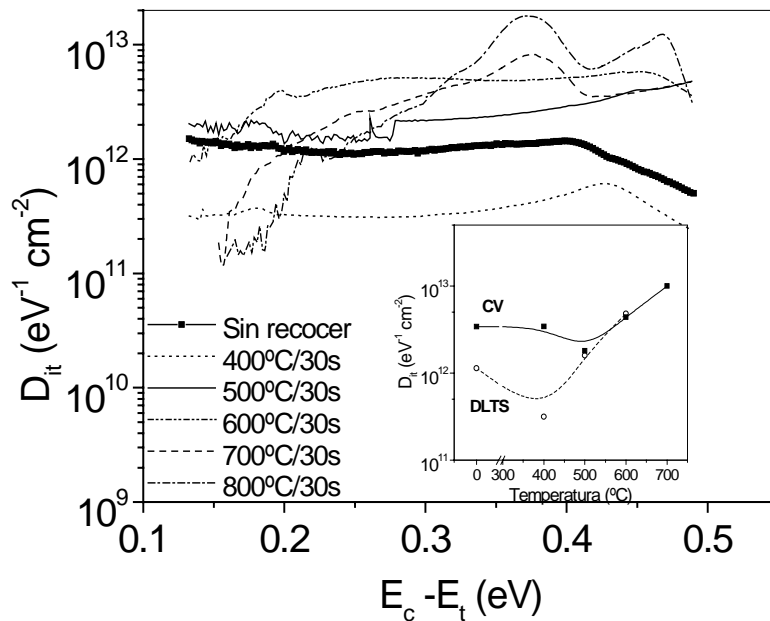
Finalmente, volvemos a encontrar un centro en torno a  $E_c - 0.45\text{eV}$  que, como se vio, parece estar asociado a la presencia de vacantes de fósforo ( $V_p$ ) o complejos relacionados con dichas vacantes.

Estos resultados ponen de manifiesto que las fuentes de generación de centros profundos de la intercara no se ven afectadas por el hecho de que el aislante esté compuesto por una o dos capas. Por otra parte, parece lógico pensar que sería así puesto que estas fuentes previsiblemente son la exposición al plasma, las vacantes de fósforo de la superficie y el recocido térmico. Cabe la posibilidad de que varíe la densidad de estos centros profundos, pero para averiguarlo se requerirían medidas cuantitativas de los picos de los espectros asociados a esos centros, y no disponemos de esos datos.

Una vez analizados los picos que aparecen en las curvas de DLTS, pasamos a estudiar las densidades de estados en función de la posición en el gap obtenidas por esta técnica de medida. En las figuras siguientes representamos estas densidades de estados para muestras de bicapas de  $500\oplus$  (Figura 6.17) y de  $200\oplus$  (Figura 6.18) con una composición de  $x=1.5/1.55$ , para las diferentes temperaturas de recocido térmico rápido. En las figuras insertadas aparece una comparación de la evolución de los mínimos de las densidades de estados en función de la temperatura, para los datos obtenidos por C-V y DLTS.



**Figura 6.17.** Distribución energética de la densidad de estados interfaciales calculados por DLTS para bicapas de 500Å de composición  $x=1.5/1.55$ . La gráfica insertada corresponde a la comparación de los mínimos de densidades de estados obtenidos por DLTS ( $-\mu-$ ) y CV ( $-\square-$ ) en función de la temperatura.



**Figura 6.18.** Distribución energética de la densidad de estados interfaciales calculados por DLTS para bicapas de 200Å de composición  $x=1.5/1.55$ . La gráfica insertada corresponde a la comparación de los mínimos de densidades de estados obtenidos por DLTS ( $-\mu-$ ) y CV ( $-\square-$ ) en función de la temperatura.

La dependencia de las densidades de estados en la intercara presenta el mismo perfil con la temperatura de recocido en los dos tipos de muestras. Es decir, las densidades disminuyen cuando las muestras se recuecen entre 400°C y 500°C durante 30s, mientras que el daño de la intercara aumenta conforme lo hace la

temperatura a partir de 500°C. Si comparamos los rangos de densidades obtenidos por DLTS para las bicapas con los presentados en el Capítulo 4 para capas de 500⊕ con composición  $x=1.55$  (ver Figura 4.36 - a), se observa que para esta composición dicho rango variaba entre  $1 - 8 \cdot 10^{12} \text{eV}^{-1} \text{cm}^{-2}$ , mientras que disminuye considerablemente, entre  $0.4 - 2 \cdot 10^{12} \text{eV}^{-1} \text{cm}^{-2}$ , para bicapas de 500⊕, y entre  $0.3 - 4 \cdot 10^{12} \text{eV}^{-1} \text{cm}^{-2}$  para bicapas de 200⊕. Estos resultados demuestran<sup>[17]</sup> que ambas bicapas, y en particular la de 200⊕, mejoran la intercara aislante/semiconductor.

En las figuras insertadas se comprueba que la dependencia con la temperatura de recocido de los mínimos de las densidades de estados es igual para los resultados obtenidos por DLTS y por C-V<sup>[12]</sup>. Aquí se observa claramente que se produce una disminución de estados en la intercara para temperaturas inferiores a 500°C, reflejadas tanto por las medidas DLTS como C-V, mientras que aumenta el daño para temperaturas superiores. Tal y como se explicó en el Capítulo 4 para las capas de una sola composición, este comportamiento para  $T < 500^\circ\text{C}$  apunta a una pasivación de la superficie con átomos de N procedentes del aislante o con la formación de complejos In-P-N, favorecidos ambos por la temperatura de recocido, además de una relajación y reconstrucción de la red de  $\text{SiN}_x\text{:H}$ .

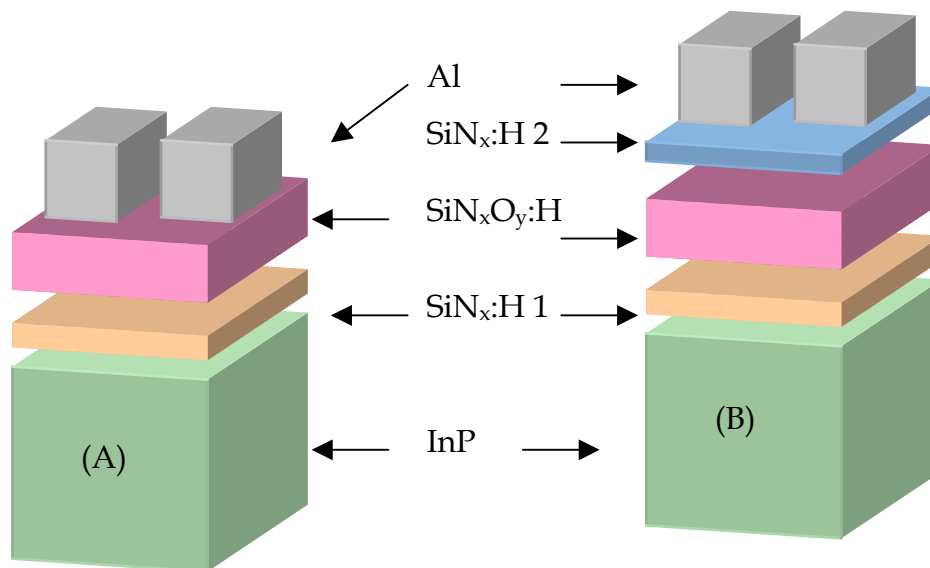
### **6.3. Estructuras MIS con aislante compuesto**

#### **$\text{SiN}_x\text{O}_y\text{:H}/\text{SiN}_x\text{:H}/\text{InP}$ (bicapas) o $\text{SiN}_x\text{:H}/\text{SiN}_x\text{O}_y\text{:H}/\text{SiN}_x\text{:H}/\text{InP}$ (tricapas).**

Tal y como se explicó en la introducción del Capítulo, la mejora de las propiedades del aislante que constituye la puerta de un transistor MISFET se puede lograr tanto mediante la superposición de un mismo aislante con distintas composiciones como mediante la introducción de otro aislante diferente. En el apartado anterior se ha hecho un estudio de la primera posibilidad, mientras que el presente lo vamos a dedicar al estudio de estructuras MIS con aislante compuesto por dos dieléctricos diferentes, como son el  $\text{SiN}_x\text{:H}$  y el  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$ . El principal problema del oxinitruro depositado sobre los semiconductores III-V es la contaminación de oxígeno en su superficie. Hasta donde nosotros conocemos no se han publicado artículos sobre estas estructuras ( $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}/\text{InP}$ ), suponemos que a



causa de la contaminación de la intercara. Lo que nos proponemos demostrar es, por un lado, que el uso de este aislante sobre InP es posible mediante el depósito de una delgada capa de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  que impida la contaminación con oxígeno del semiconductor. Y por otro lado, que los resultados obtenidos con esta combinación pueden ser incluso mejores que con las bicapas constituidas solamente por nitruros.



**Figura 6.19.** Estructura de una bicapa (A) y una tricapa (B) compuestas por una primera capa de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  en contacto con el semiconductor (de composición  $x=1.55$ ), una segunda capa de  $\text{SiN}_x\text{O}_y\text{:H}$  (de distintas composiciones) y en el caso (B) una tercera capa de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  (de composición  $x=1.55$ ).

Las estructuras de aislante compuestas con nitruros-oxinitruros que se han estudiada han sido de dos tipos, ambas mostradas en la Figura 6.19. Como se puede apreciar, por un lado se han fabricado estructuras con lo que se ha venido llamando en este capítulo, *bicapas*. En este caso, las bicapas están compuestas de una primera capa de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  con una composición  $x=1.55$  y una segunda capa de oxinitruro de composición variable. El hecho de mantener la misma composición para la capa de nitruro en contacto con el InP se debe a que los resultados obtenidos a lo largo de esta memoria prueban que esta composición es la que menos defectos en la intercara produce con el InP.

La estructura que en la Figura 6.19 se denomina (B) está compuesta, como la bicapa, por una primera capa de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  con una composición  $x=1.55$  y una segunda capa de oxinitruro de composición variable; además de una tercera capa de nitruro de composición  $x=1.55$  sobre la que se depositará el contacto metálico. Esta estructura es la que en adelante llamaremos *tricapa*.

Tal y como se mencionó en el Capítulo 1 de esta memoria, al existir tres elementos cuya proporción puede variar en la lámina de oxinitruro,  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$ , pueden existir varias formas de definir la estequiometría de la lámina. En este grupo de trabajo se ha optado por definir dicha estequiometría mediante la relación<sup>[22]</sup>:

$$\frac{x}{2} + \frac{3y}{4} = 1 \quad (6.3-1)$$

Los gases precursores para el depósito de estas láminas han sido  $\text{O}_2$ ,  $\text{N}_2$  y  $\text{SiH}_4$ . Las condiciones de depósito en el sistema ECR-CVD son prácticamente idénticas a las utilizadas para las láminas de nitruro de silicio, por ejemplo: temperatura de depósito  $200^\circ\text{C}$ , flujo total de gases ( $\text{N}_2+\text{O}_2+\text{SiH}_4$ ) 10.52sccm, presión durante el depósito 0.7mTorr, y potencia incidente 100W. Para el depósito de las láminas de  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$  se definen nuevos parámetros de flujo<sup>[23]</sup>:  $R=(\text{N}_2+\text{O}_2)/\text{SiH}_4$  como la razón entre el total de oxígeno más nitrógeno respecto a la cantidad de silano, y  $R'=\text{O}_2/\text{SiH}_4$ , como la relación oxígeno - silano. El primero,  $R$ , determina la presión parcial de silano durante el depósito, y por tanto la incorporación de Si a la lámina, mientras que el segundo,  $R'$ , controla la cantidad de oxígeno en la muestra, permitiendo que la composición varíe desde nitruro de silicio a óxido de silicio.

Por supuesto, la variación de composiciones así como de espesores de estas láminas de oxinitruro abre un campo muy amplio de investigación. Si a todo ello le añadimos la posibilidad de variar también las composiciones de las capas de nitruro que conforman las bicapas y tricapas, así como sus espesores, es evidente que nos encontramos ante la posibilidad de realizar otra tesis completamente nueva. En esta memoria sólo se analizarán ciertos espesores y composiciones de oxinitruros a modo de ejemplo, para mostrar las posibilidades de la introducción de oxinitruros como aislantes en estructuras MIS y MISFET, dejando el resto para futuros trabajos. La Tabla 6.4 recoge las relaciones de flujo utilizadas para obtener las láminas de oxinitruro, así como las composiciones obtenidas en dichas láminas. Estas composiciones se han determinado mediante espectroscopía Auger<sup>[23]</sup>.

Composición	$R$	$R'$
$\text{SiO}_2$	9.1	4.5

$SiO_{1.3}N_{0.46}$	9.1	1.27
$SiO_{1.2}N_{0.63}$	9.1	1.04
$SiO_{0.64}N_{0.77}$	9.1	0.69

**Tabla 6.4.** Resumen de las composiciones de los oxinitruros ( $SiO_xN_y$ ) y las correspondientes relaciones de flujo ( $R$  y  $R'$ ) estudiadas en las tricapas de esta memoria.

Como indican los valores de esta tabla, se ha mantenido siempre constante el valor de  $R$ , esto es, la cantidad de silano o su presión parcial, mientras que se ha ido reduciendo  $R'$ , y con ello la cantidad de oxígeno. Como se aprecia en las composiciones, conforme esto ocurre, se reduce la cantidad de oxígeno en las láminas y aumenta la de nitrógeno. Por lo tanto, cuanto menor es  $R'$  más próximos estamos al óxido, y cuanto mayor es  $R'$ , más lo estamos del nitruro.

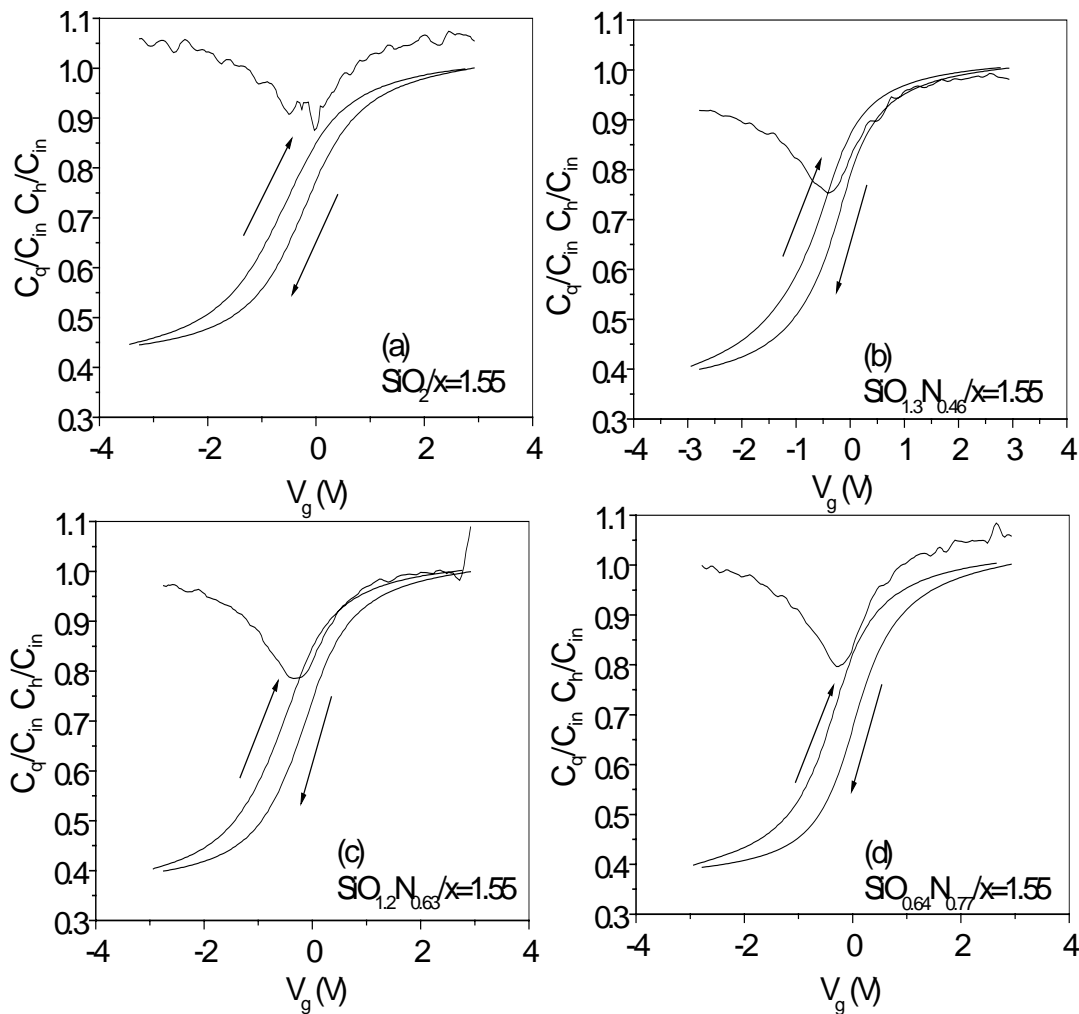
A continuación pasamos a analizar los resultados obtenidos para las muestras con las composiciones de oxinitruro aquí indicadas.

### 6.3.1. Influencia de la composición de las capas de la bicapa o tricapa.

#### 6.3.1.1- Bicapas oxinitruro/nitruro

##### **Caracterización C-V**

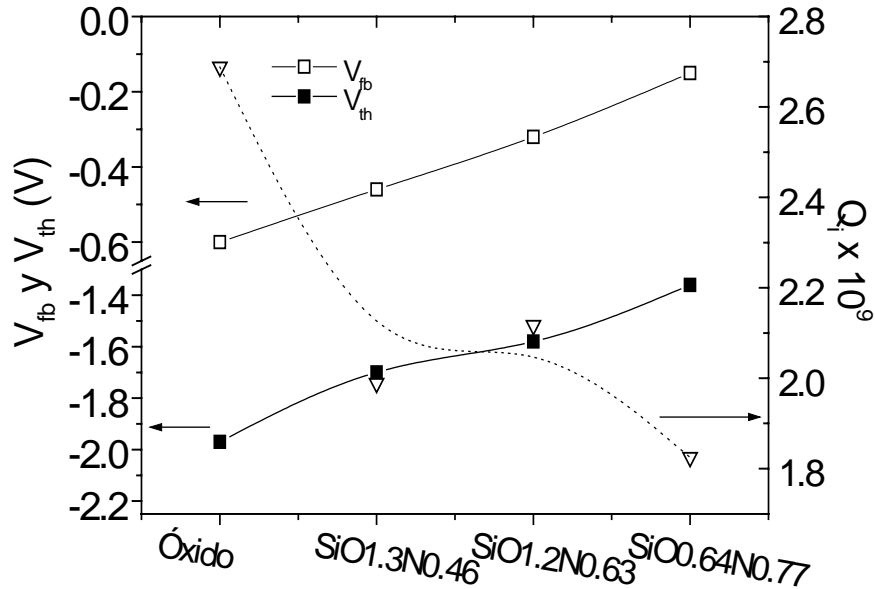
En la Figura 6.20 se muestran los resultados de las medidas C-V obtenidos para muestras con estructura de aislante oxinitruro/nitruro (bicapa), y un espesor total de  $500\text{\AA}$ . En ella se presentan las medidas de cuatro estructuras en las que se ha variado la composición de oxinitruro, manteniendo la de nitruro en  $x=1.55$ : (a)  $SiO_2$ , (b)  $SiO_{1.3}N_{0.46}$ , (c)  $SiO_{1.2}N_{0.63}$ , (d)  $SiO_{0.64}N_{0.77}$ . En todas estas muestras, los espesores son de  $100\text{\AA}$  para la capa de nitruro y de  $400\text{\AA}$  para la de oxinitruro.



**Figura 6.20.** Medidas de C-V en alta y baja frecuencia para muestras con estructuras de aislante de bicapa oxinitruro/nitruro de  $500\text{\AA}$  con las siguientes composiciones: (a)  $\text{SiO}_2/x=1.55$ ; (b)  $\text{SiO}_{1.3}\text{N}_{0.46}/x=1.55$ ; (c)  $\text{SiO}_{1.2}\text{N}_{0.63}/x=1.55$  y (d)  $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/x=1.55$

Tal y como se observa, conforme disminuye la cantidad de oxígeno en la estructura aislante van mejorando las curvas C-V, disminuyen el mínimo de la curva cuasiestática y su ruido, y aumenta la verticalidad de las curvas de 1MHz. También se producen variaciones en los valores de tensión de bandas planas ( $V_{fb}$ ) y umbral ( $V_{th}$ ), que aparecen recogidos en la Figura 6.21. En esta figura se comparan simultáneamente los valores de esas dos tensiones con los de carga atrapada ( $Q_i$ ) calculados a partir de ellos. Se puede comprobar claramente que la disminución de oxígeno conlleva una reducción de las tensiones mencionadas, así como de  $Q_i$ , lo que indica una mejora de la calidad del aislante conforme nos acercamos a la composición del nitruro. Los valores de la tensión de bandas planas y de carga atrapada son comparables a los obtenidos en las estructuras MIS con aislantes de

una única composición, presentados en el Capítulo 4 de esta memoria. Este hecho indica que no existe un atrapamiento relevante en la intercara oxinitruro/nitruro.

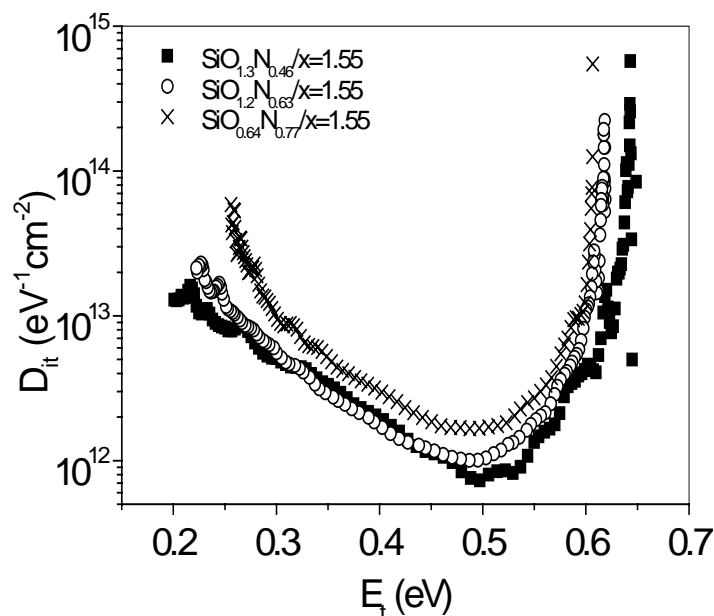


**Figura 6.21.** Variación de la tensión de bandas planas, tensión umbral y carga atrapada en el aislante ( $Q_i$ ) en función de la composición de la capa de oxinitruro de las bicapas analizadas en la Figura 6.20.

En la Figura 6.22 se muestran las distribuciones de estados en la intercara en función de la energía del gap de las tres composiciones de oxinitruro analizadas. Los resultados para la muestra con óxido no se presentan debido a la cantidad de ruido y distorsiones que de la medida.

Los resultados para las tres composiciones son muy similares tanto en el valor del mínimo de la distribución como en la anchura de barrido en el gap, si bien se observa un ligero empeoramiento conforme aumenta la cantidad de nitrógeno en la lámina de oxinitruro. Esto explicaría el aumento de la dispersión en frecuencia y de histéresis observados en las medidas C-V conforme aumenta la cantidad de nitrógeno en las láminas. Suponemos este hecho puede estar relacionado con una mayor presencia de hidrógeno en las láminas a medida que se introduce mayor concentración de nitrógeno<sup>[24]</sup>, y a mayor rigidez que confiere a los enlaces la disminución de oxígeno en el aislante<sup>[26]</sup>. Los valores mínimos de estas distribuciones ( $0.9 - 1 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$ ) son menores que los que presentan las bicapas de 500 $\oplus$  de nitruro/nitruro (en torno a  $3 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$ ). Para alcanzar valores próximos a  $1 \times 10^{12} \text{ eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$  es necesario, tal y como se ha visto anteriormente en este Capítulo, utilizar estructuras MIS con aislante compuesto por dos capas de nitruro de un espesor total de 200 $\oplus$  y someterlas a recocidos de 500°C

durante 30s. La utilización de un aislante compuesto por oxinitruro/nitruro permite la obtención de muy buenas intercaras aislante/semiconductor, reduciendo un paso tecnológico (el del recocido térmico rápido) en la fabricación de las estructuras MIS y posteriores transistores MISFET.



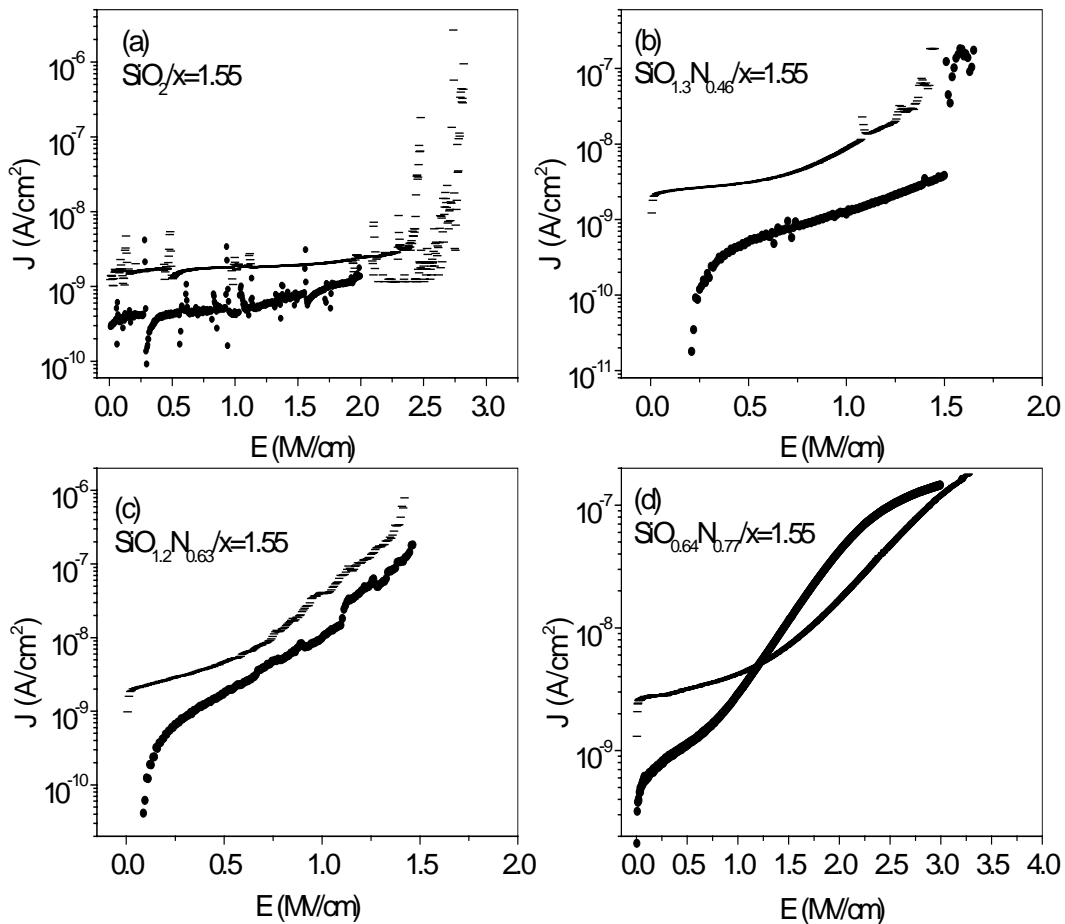
*Figura 6.22. Distribuciones de estados en la intercara en función de la energía en el gap, para las tres composiciones de oxinitruro analizadas en las bicapas oxinitruro/nitruro.*

### **Caracterización IV**

A continuación, se muestran los resultados de las medidas I-V para las cuatro estructuras de bicapa de  $500\text{\AA}$  de oxinitruro/nitruro analizadas en el apartado anterior.

En la Figura 6.23 se muestran las curvas I-V para las dos velocidades de barrido analizadas en esta memoria. Se puede observar que la forma de la curva IV varía conforme lo hace la composición de la capa de oxinitruro. De esta forma, la característica de la muestra con composición de aislante  $\text{SiO}_2/\text{SiN}_{1.55}$  presenta una conducción predominantemente óhmica, y rompe más o menos bruscamente para campos intensos, del orden de  $3\text{ MV/cm}$ . En las muestras con capas de oxinitruro, se aprecia que conforme aumenta la cantidad de nitrógeno va haciéndose más notable el efecto de atrapamiento ya mencionado para las películas de nitruro ricas en nitrógeno. Esto se aprecia claramente en la Figura 6.23-d para una composición de oxinitruro de  $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}$ . Tal y como ocurre para las capas de nitruro, según se

realizan barridos sucesivos en muestras que presentan atrapamiento se produce un “desplazamiento” de las curvas IV hacia campos mayores, por lo que se miden campos de ruptura más altos en este tipo de muestras.



**Figura 6.23.** Medidas IV para dos velocidades de barrido distintas, 20mV/s (—) y 40mV/s (---), para las cuatro composiciones de oxinitruro analizadas en las bicapas oxinitruro/nitruro.

En la Figura 6.24 se muestra la evolución de los valores de resistividad y campo de ruptura en función de la composición de la capa de oxinitruro. En ella se muestran de forma resumida la evolución de ambos parámetros antes mencionados. Las muestras con capa de SiO<sub>2</sub> presentan valores de resistividad y campo de ruptura muy altos, tal y como es propio de las estructuras MIS con SiO<sub>2</sub> como aislante<sup>[25],[27]</sup>. Por otro lado, las muestras con composiciones de oxinitruros ricas en oxígeno presentan peores valores de resistividad y campo. Las muestras con oxinitruro más rico en nitrógeno empiezan a presentar efectos de atrapamiento, por lo que los valores de resistividad y campo de ruptura vuelven a aumentar. En cualquier caso, estos valores son semejantes, o en algunos casos incluso superiores,

a los presentados por las estructuras MIS con capas de una única composición o con bicapas nitruro/nitruro sin recocer. Estos resultados, junto con los obtenidos en la caracterización de la intercara, pueden hacer considerar a las estructuras oxinitruro/nitruro como una alternativa en la fabricación de MIS.

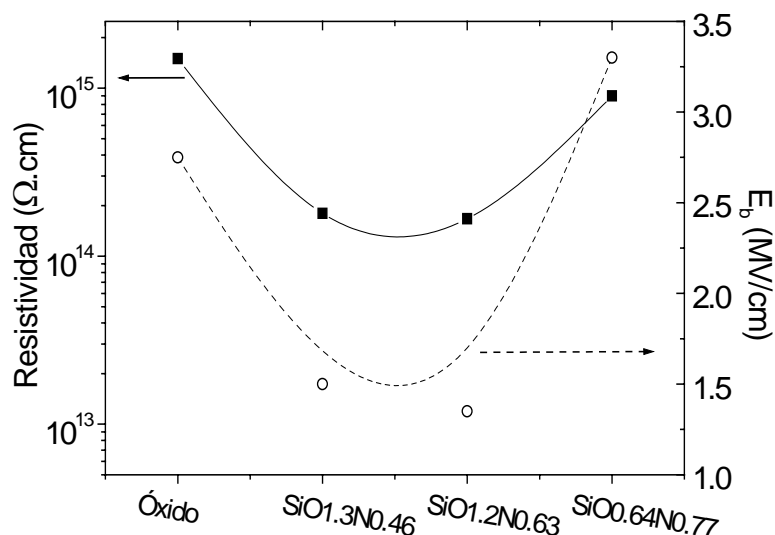


Figura 6.24. Comparación de los valores de resistividad y campo de ruptura ( $E_b$ ) de las bicapas oxinitruro/nitruro, en función de la composición de la capa de oxinitruro.

### 6.3.1.2- Tricapas nitruro/oxinitruro/nitruro

A pesar de los buenos resultados obtenidos con las bicapas de oxinitruro/nitruro tanto en la intercara como en las propiedades eléctricas del aislante, las medidas realizadas presentan un inconveniente: el ruido en las medidas de C-V de cuasiestática y en las medidas de I-V. Han sido descritos en la bibliografía<sup>[28]</sup> procesos de interacción entre películas con óxido de silicio y aluminio a temperaturas no muy elevadas (100 - 200°C), en los cuales el Al reduce al  $SiO_x$ , se produce la difusión del Al y se forman caminos de conducción localizados. Esta interacción produce la degradación de la estructura MIS. Aunque no tenemos medidas que demuestren esa interacción en nuestras muestras, creemos posible que se pueda producir y que sea además la responsable de las medidas relativamente ruidosas que obtenemos en las bicapas de oxinitruro/nitruro.

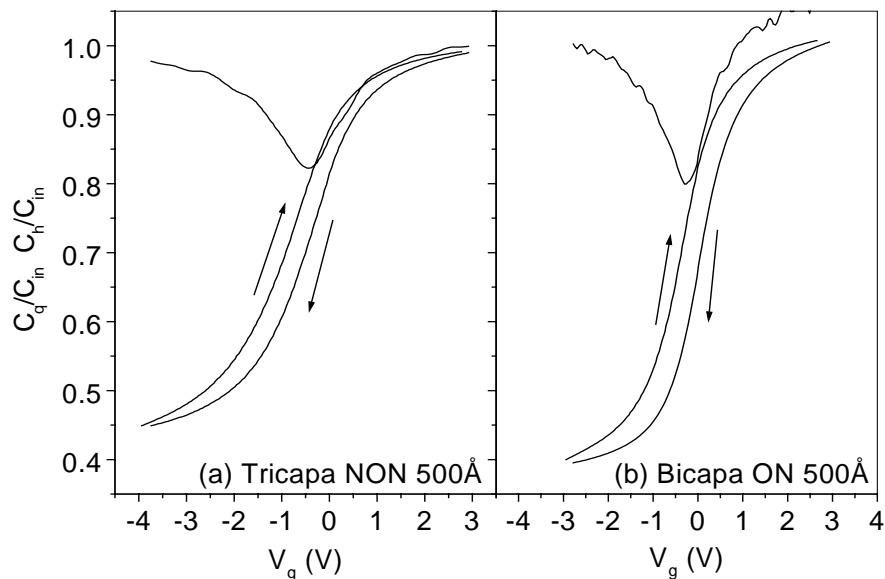
Para reducir esa distorsión recurrimos a la formación de una estructura un poco más compleja, lo que hemos denominado en esta memoria *tricapa*. Está formada por una primera película de  $SiN_x:H$  (que aquí será siempre de composición



$x=1.55$ ), una capa de oxinitruro (para la que hemos elegido la composición  $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}$ ), y una tercera capa de nitruro (de igual composición que la primera), y serviría para evitar la interacción de la capa de oxinitruro con el contacto de aluminio.

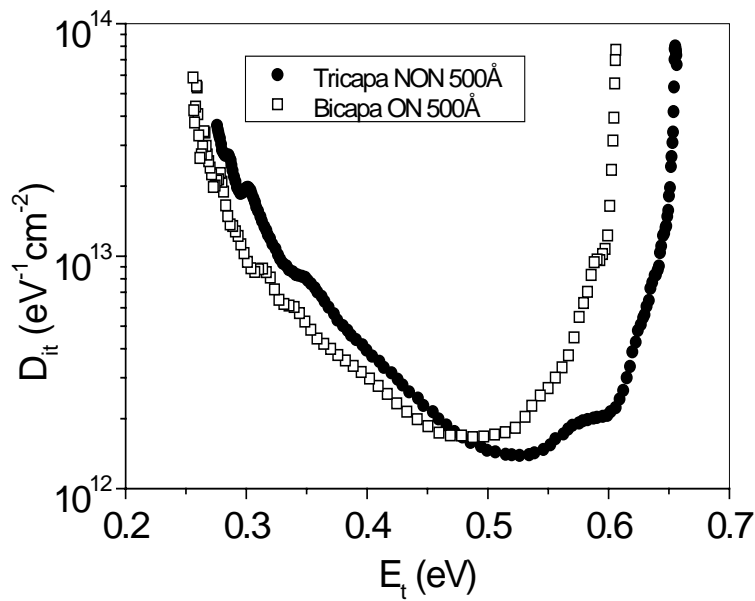
### Caracterización C-V

En la Figura 6.26 aparecen las medidas C-V realizadas sobre las dos estructuras que se comparan, esto es, por un lado la tricapa nitruro/oxinitruro/nitruro (NON) de  $500\text{Å}$  (a) y por otro, la bicapa oxinitruro/nitruro (ON) de  $500\text{Å}$  (b).



**Figura 6.25.** Comparación de las medidas C-V obtenidas para (a) tricapa NON: nitruro ( $x=1.55/50\text{Å}$ ) - oxinitruro ( $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/400\text{Å}$ ) - nitruro ( $x=1.55/50\text{Å}$ ) y (b) bicapa ON: oxinitruro ( $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/400\text{Å}$ ) - nitruro ( $x=1.55/100\text{Å}$ ).

Tal y como se aprecia en esta figura, la introducción de una capa de nitruro entre el contacto de aluminio y la capa de oxinitruro mejora claramente el ruido de la medida cuasiestática, reduciendo a su vez la dispersión en frecuencia de las curvas  $C_q$  y  $C_h$ . Estas mejoras, pero especialmente la última, se reflejan en las densidades de estados presentes en la intercara, como se muestra en la Figura 6.26. En ella aparecen comparadas las densidades de trampas obtenidas a partir de las medidas C-V mostradas en la Figura 6.25.

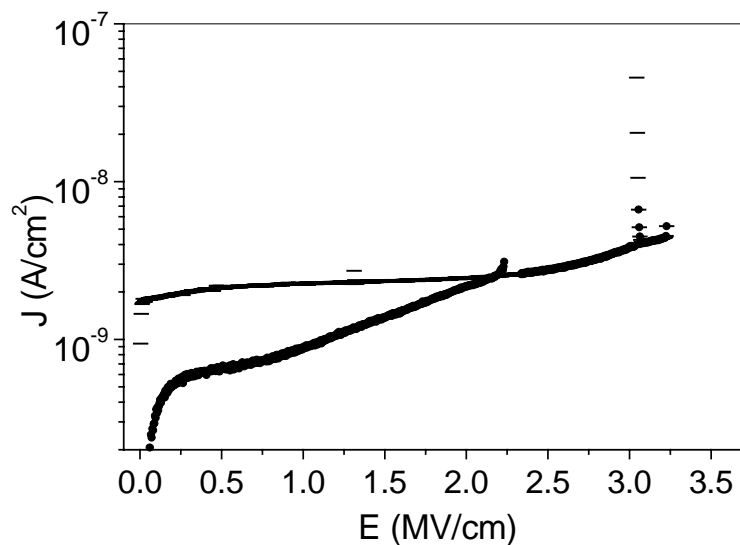


**Figura 6.26.** Comparación de las distribuciones de estado en la intercara en función de la energía del gap para estructuras MIS con estructura de aislante formadas por (●) tricapa NON: nitruro ( $x=1.55/50\oplus$ ) - oxinitruro ( $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/400\oplus$ ) - nitruro ( $x=1.55/50\oplus$ ) y (□) bicapa ON: oxinitruro ( $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/400\oplus$ ) - nitruro ( $x=1.55/100\oplus$ ).

Con estos resultados, queda probado que la introducción de una capa de nitruro de tan sólo  $50\oplus$  es suficiente para evitar las distorsiones que pueden producirse por la interacción del contacto de Al con las películas de oxinitruro.

### **Caracterización I-V**

Por último, en lo que se refiere al análisis de tricapas, se presentan los resultados de las medidas I-V, recogidos en la Figura 6.27. Se muestran las curvas de corriente para las dos velocidades de barrido utilizadas en esta memoria ( $20\text{mV/s}$  y  $40\text{mV/s}$ ). Como se aprecia, los valores de campo de ruptura y resistividad son muy parecidos a los presentados para la bicapa de oxinitruro/nitruro de la misma composición ( $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}$ ), por lo que se demuestra que la introducción de la capa de nitruro en contacto con el aluminio no empeora las propiedades aislantes de la estructura, si bien las hace más estables y menos ruidosas.



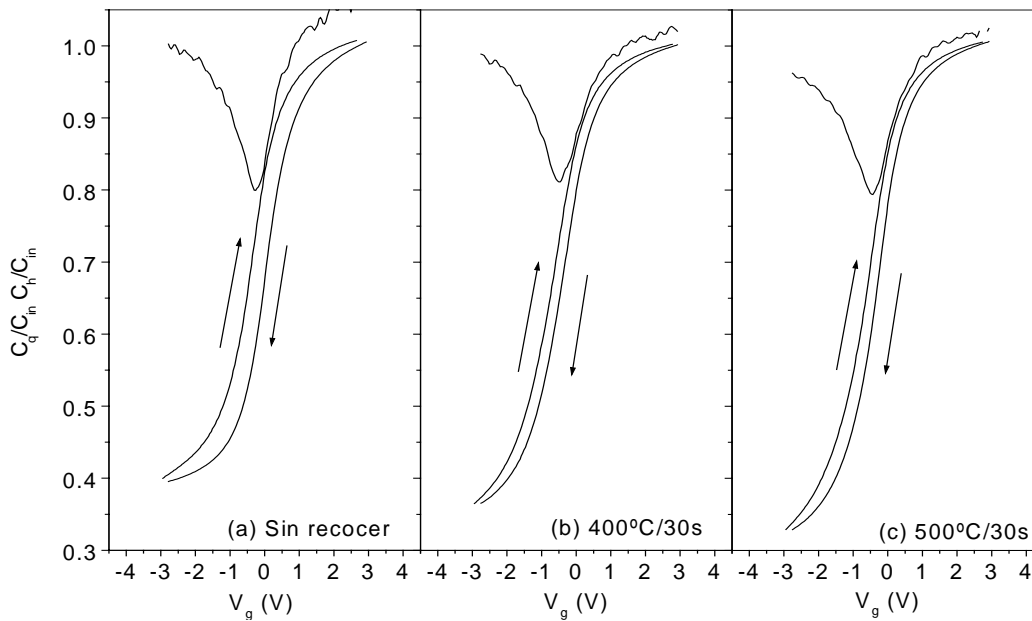
**Figura 6.27.** Característica I-V de la estructura MIS con aislante de tricapa NON: nitruro ( $x=1.55/50\oplus$ ) - oxinitruro ( $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/400\oplus$ ) - nitruro ( $x=1.55/50\oplus$ ) para dos velocidades de barrido, 20mV/s (●) y 40mV/s (-).

### 6.3.2. Influencia del proceso de recocido.

Al igual que se hizo para las bicapas nitruro/nitruro y para las películas aislantes de una única composición, se presenta ahora un breve análisis de la influencia de la temperatura de recocido térmico rápido en las estructuras oxinitruro/nitruro. Debido a la semejanza con los estudios anteriormente presentados, nos vamos a ceñir a recocidos de 30s de duración y temperaturas comprendidas entre 500°C y sin recocer.

#### 6.3.2.1- Caracterización CV

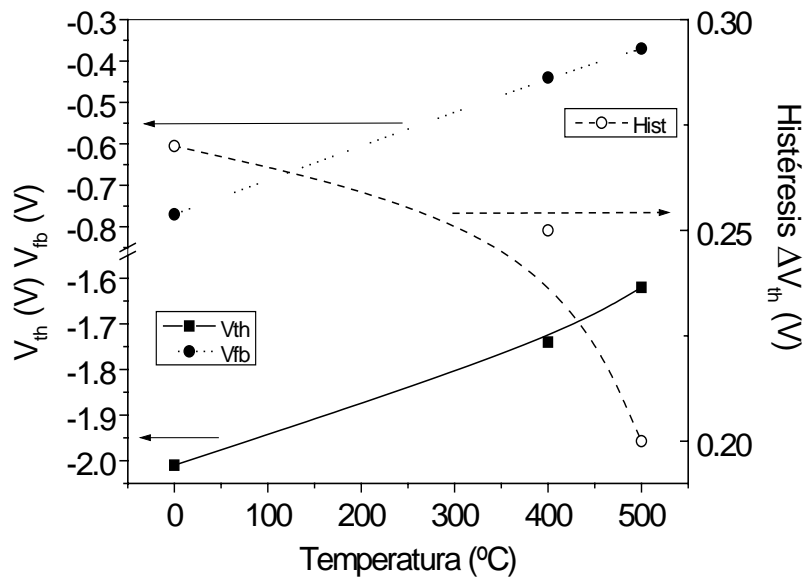
En la Figura 6.28 se muestra la evolución de las medidas CV en alta y baja frecuencia para muestras MIS con aislante de bicapa oxinitruro/nitruro ( $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/\text{SiN}_x\text{H}$  ( $x=1.55$ )) de 500Å para distintas temperaturas de recocido: (a) sin recocer, (b) 400°C durante 30s y (c) 500°C durante 30s. Todos los recocidos se han realizado también ahora en atmósfera de Ar. Se puede comprobar cómo mejoran las características CV conforme aumenta la temperatura de recocido. Así, se mejora la profundidad de la curva cuasiestática, se reducen la dispersión en frecuencia y la histéresis, y aumenta la verticalidad de las curvas en alta frecuencia. La misma evolución siguen las bicapas con otras composiciones de oxinitruro, pero no se han mostrado en este trabajo por no redundar en resultados similares.



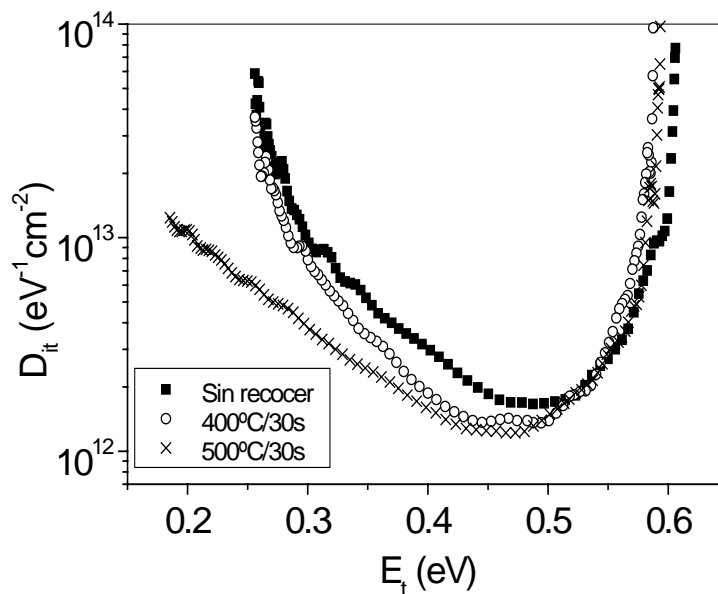
**Figura 6.28.** Comparación de las medidas CV obtenidas para estructuras MIS con aislante de bicapa  $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/\text{SiN}_x\text{:H}$  ( $x=1.55$ ) de  $500\text{\AA}$  sometidas a distintas temperaturas de recocido: (a) sin recocer, (b)  $400^\circ\text{C}/30\text{s}$  y (c)  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$ .

Un hecho que llama la atención en las medidas de capacidad para las temperaturas de recocido es la continua disminución del valor del cociente  $C_h/C_{in}$  en inversión. Tal y como se vio en el Capítulo 4, una disminución de ese cociente indica una disminución del espesor. Por lo tanto, lo que estamos observando es una compactación de la estructura aislante. Puesto que esta compactación no se ha detectado en los estudios en temperatura para láminas de una única composición de nitruro ni para las bicapas nitruro/nitruro, parece razonable pensar que quien sufre la compactación es la capa de oxinitruro. Esta reducción de espesor ha sido observada también por el grupo de J.T.Fitch *et al.*<sup>[30]</sup> en películas de  $\text{SiO}_x\text{:H}$  depositadas sobre Si por PECVD.

En la Figura 6.29, se muestra la evolución de las tensiones de bandas planas y umbral y de la histéresis en las bicapas oxinitruro/nitruro presentadas en la Figura 6.28 en función de la temperatura de recocido. Se comprueba de forma clara que el aumento de la temperatura de recocido mejora los tres parámetros presentados. La disminución de  $V_{fb}$  vuelve a indicar una reducción de la carga atrapada conforme aumenta la temperatura de recocido.



**Figura 6.29.** Comparación de los valores de tensión de bandas planas ( $V_{fb}$ ), umbral ( $V_{th}$ ) e histéresis para las estructuras MIS con aislante de bicapa  $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/\text{SiN}_x\text{:H}$  ( $x=1.55$ ) de  $500\text{\AA}$  en función de la temperatura de recocido.



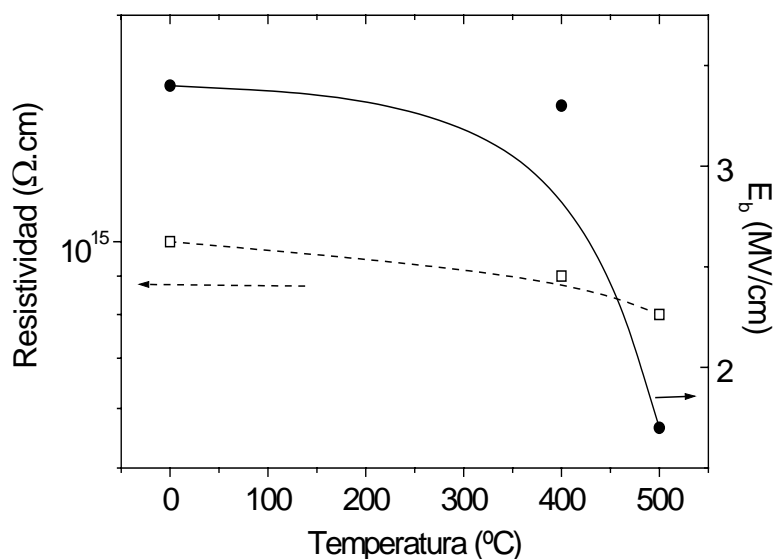
**Figura 6.30.** Comparación de las distribuciones de estados en la intercara en función de la energía del gap para estructuras MIS con aislante de bicapa  $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/\text{SiN}_x\text{:H}$  ( $x=1.55$ ) de  $500\text{\AA}$  sometidas a distintas temperaturas de recocido: (■) sin recocer; (○)  $400^\circ\text{C}/30\text{s}$  y (×)  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$ .

Una evolución con la temperatura de recocido similar puede apreciarse en las distribuciones de estados en la intercara, mostradas en la Figura 6.30. Se observa que conforme aumenta la temperatura de recocido, mejoran (aunque ligeramente) tanto el mínimo de la distribución como su anchura de barrido en el gap.

Una evolución similar de la tensión de bandas planas y del mínimo de la distribución de estados interfaciales con la temperatura de recocido, es presentada por el grupo de Y.Ma *et al.*<sup>[29]</sup> para estructuras ONO (óxido-nitruro-óxido) sobre Si. En su trabajo aluden a posibles correlaciones entre el transporte de átomos de nitrógeno en las intercaras con las propiedades eléctricas de las estructuras MIS. Sin embargo, se desconocen aún los mecanismos microscópicos que provocan las mejoras en las características eléctricas al someter a estas estructuras a procesos de RTA.

### 6.3.2.2- Caracterización IV

Por último, se presenta la comparación de los resultados obtenidos en las medidas IV de las estructuras oxinitruro/nitruro estudiadas. En la Figura 6.31 se recogen los valores medios obtenidos para las estructuras MIS con aislante de bicapa  $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/\text{SiN}_x\text{:H}$  ( $x=1.55$ ) de  $500\text{\AA}$  en función de la temperatura de recocido.



**Figura 6.31.** Comparación de los resultados de caracterización IV para estructuras MIS con aislante de bicapa  $\text{SiO}_{0.64}\text{N}_{0.77}/\text{SiN}_x\text{:H}$  ( $x=1.55$ ) de  $500\text{\AA}$  en función de la temperatura de recocido.

Tal y como se observa en esta figura, el efecto del recocido térmico es inverso al que se aprecia en las medidas CV. En este caso, conforme aumenta la temperatura del proceso, se va produciendo una disminución de los valores de

resistividad y de campo de ruptura. Este mismo comportamiento se observa también en estructuras MIS con diferentes composiciones de oxinitruro en la bicapa.

## 6.4. Referencias.

- [1] J.T.Fitch, S.S.Kim, G.Lukovsky. J.Vac.Sci.Technol. A 8 (3), 1871-1877 (1990).
- [2] Y.Ma, T.Yasuda, G.Lucowsky. Appl.Phys.Lett. 64 (17), 2226-2228 (1994).
- [3] C.G.Parker, G.Lucowsky, J.R.Hauser. IEEE Electron.Dev.Lett. vol.19, nº4, 106-108 (1998).
- [4] H.Matsuura, M.Yoshimoto, H.Matsunami. Jpn.J.Appl.Phys. 35, 2614-2618 (1996).
- [5] P.K.Roy, I.C.Kizilyalli. Appl.Phys.Lett. 72 (22), 2835-2837 (1998).
- [6] V.Mikhelashvili, G.Eisentein. Proc. 10<sup>th</sup> Workshop on Dielectrics in Mricoelectronicis (Barcelona), 23-24 (1999).
- [7] M.C.Hugon, F.Delmotte, B.Aguis, J.L.Courant. J.Vac.Sci.Technol. A 15, 3143 (1997).
- [8] E.Redondo, N.Blanco, I.Mártil, G.González Díaz. Appl.Phys.Lett. vol. 74, nº7, 991-993 (1999).
- [9] Landheer, G.Yousefi, J.B.Webb, R.Kwok, W.Lau. J.Appl.Phys 75, 3516 (1994).
- [10] A.Kapila, X.Si, V.Malhotra. Appl.Phys.Lett, 62 2259 (1993).
- [11] S.C.Witczak, J.S.Suehle, M.Gaitan. Solid-State Electron. 35, 345 (1992).
- [12] E.Redondo, N.Blanco, I.Mártil, G.González Díaz, R.Peláez, S.Dueñas, H.Castán. J.Vac.Sci.Technol. A 17 (4), 2178-2182 (1999).
- [13] S.García, I.Mártil, G.González, E.Castán, S.Dueñas, M.Fernandez. J.Appl.Phys. 83 (1), 600-603 (1998).
- [14] M.Losurdo, P.Capezzuto, G.Bruno, G.Leo, E.A.Irene. J.Vac.Sci.Technol A 17(4), 2194 (1999).
- [15] E.Redondo, I.Mártil, G.González-Díaz, E.Castán, S.Dueñas. J.Vac.Sci.Technol B 19(1), 186-191 (2001).
- [16] *"Caracterización eléctrica de estructuras MIS de SiN<sub>x</sub>:H crecido por ECR-CVD"*. Tesis doctoral de Rosa M<sup>a</sup> Peláez Carranza. Dpto. Electricidad y Electrónica, E.T.S.I. Telecomunicación, U. Valladolid (2000).
- [17] R.Peláez, S.Dueñas, H.Castán, J.Barbolla, E.Redondo, I.Mártil, G.González Díaz. J.Appl.Phys. vol. 86, nº12, 6924-6930 (1999).
- [18] F.Martínez, I.Mártil, G.González Díaz, B.Selle, I.Sieber. J.Non-Cryst.Solids, 227-230, 523 (1998).

- 
- [19] S.Dueñas, R.Peláez, E.Castán, R.Pinacho, L.Quintanilla, J.Barbolla, E.Redondo, I.Mártil, G.González Díaz. *J.Mat. Sci.: Mat. in Electronics* 10 (1999) 373-377.
- [20] S.Dueñas, H.Castán, J.Barbolla, E.Redondo, N.Blanco, I.Mártil, G.González Díaz. *Microelect. Reliab.* 40, 845-848 (2000).
- [21] N.Blanco, E.Redondo, I.Mártil, G.González-Díaz. *J.Appl.Phys* vol 87, n<sup>o</sup>7, 3478-3482 (2000).
- [22] A. del Prado, I.Mártil, M.Fernandez, G.González-Díaz. *Thin Solid Films* 343-344, 437-440 (1999).
- [23] A. del Prado, F.L.Martínez, I.Mártil, G.González-Díaz. *J.Vac.Sci.Technol. A* 17 (4) 1263-1268 (1999).
- [24] F.H.P.M.Habraken, A.E.T.Kuiper. *Mat. Sci.and Eng. R12* n<sup>o</sup>3, 123-170(1994).
- [25] F.Plais, B.Agius, N.Proust, S.Cassette, G.Ravel, M.Puech. *Appl.Phys.Lett.* 59 (7), 837-839 (1991).
- [26] M.Tao, D.Park, S.N.Mohammad, D.Li, A.E.Botchkerav, H.Morkoç. *Phil.Mag.B*, Vol. 73, No. 4, 723-736 (1996).
- [27] P.K.Roy, I.C.Kizilyalli. *Appl.Phys.Lett.* 72 (22), 2835-2837 (1998).
- [28] A.Bierhals, A.G.Aberle, R. Hezel. *J.Appl.Phys.* 83 (3), 1371-1378 (1998).
- [29] Y.Ma, T.Yasuda, G.Lucowsky. *J.Vac.Sci.Technol. A* 11 (4), 952-958 (1993).
- [30] J.T.Fitch, S.S.Kim, G.Lukovsky. *J.Vac.Sci.Technol.A* 8 (3), 1871-1877 (1990).



# ***Capítulo 7***

---

## ***Fabricación y caracterización de transistores de efecto campo MISFET***

### **7.1. Introducción. MISFET: Características generales y aplicaciones.**

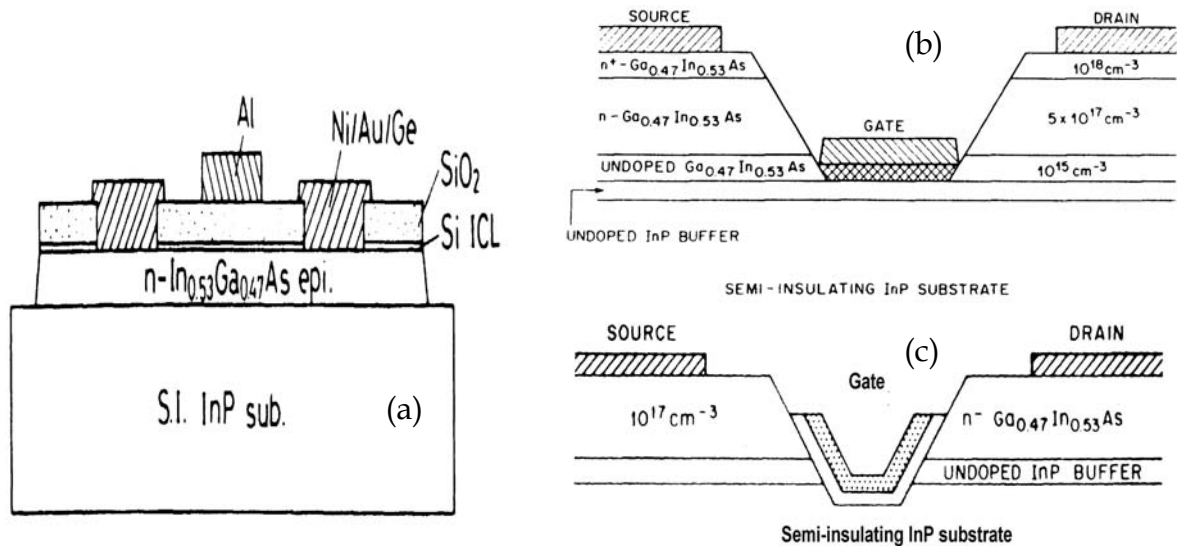
Tanto la alta movilidad de electrones como la disponibilidad de sustratos semiaislantes de semiconductores III-V, como GaAs o InP, hacen que estos materiales sean especialmente atractivos para la fabricación de dispositivos (MISFET) digitales de alta velocidad y de microondas. Los circuitos integrados digitales basados en MISFET poseen ciertas ventajas potenciales sobre los basados en MESFET, como la ausencia de conducción a través de la puerta, la flexibilidad del diseño, menores restricciones en el dopado del sustrato y la capa activa,... También son esperables, al menos teóricamente, mayores transconductancias para los MISFET<sup>[1]</sup>. Los tipos de transistores MISFET que se

han publicado son en su mayoría de tipo n, tanto de acumulación<sup>[2],[3]</sup> como de inversión<sup>[4],[5]</sup>, debido a la mayor velocidad de los electrones frente a la de huecos en estos materiales III-V. Las aplicaciones de un transistor de efecto de campo son las mismas que las de un transistor bipolar, aunque mejoran a este último en aspectos como su menor consumo, su mayor capacidad de integración o su mayor facilidad de fabricación.

Los transistores de InP fueron investigados por primera vez a comienzos de los 80, debido a su potencial en el campo de las comunicaciones optoelectrónicas. Estos primeros transistores se fabricaban sobre sustratos semiaislantes, depositando el dieléctrico ( $\text{SiO}_x$ <sup>[6]</sup>,  $\text{AlO}_x$ <sup>[7]</sup>,  $\text{SiN}_x\text{:H}$ <sup>[8]</sup>,  $\text{P}_3\text{N}_5$ <sup>[9]</sup>,...) por plasma, y realizando los contactos de puerta por difusión del metal evaporado en las regiones de drenador y fuente. En un intento de mejorar las características del transistor y parámetros como la transconductancia, se fueron optimizando parámetros de fabricación tales como el aislante de puerta o la pasivación del canal<sup>[10],[11]</sup>, que mejoran la densidad de estados en la intercara aislante-semiconductor, o bien, la implantación de contactos<sup>[3],[11]</sup>, que mejora la calidad de los mismos.

Posteriormente, el proceso de fabricación del dispositivo se ha ido encaminando a la posibilidad de la integración monolítica de estos transistores con dispositivos optoelectrónicos y detectores, fabricados sobre sustratos compuestos por InGaAsP-InP. El proceso de fabricación se complica intentando reducir la altura de la barrera Schottky del InP. Además algunos resultados de bajas velocidades en los MISFET, comparadas con las teóricas, se atribuyen a la baja calidad del aislante de puerta, del sustrato semiaislante usado para el canal o de la intercara entre ellos. Por esto, se introducen capas adaptadoras (*buffer*) crecidas epitaxialmente sobre el InP:Fe, que se utilizan para que la zona de conducción en el canal tenga lugar lejos de la intercara<sup>[2],[12]</sup>, de forma que se obtienen movilidades intrínsecamente superiores, menores interacciones con las trampas interfaciales y una menor sensibilidad a los efectos de los portadores altamente energéticos. También, estas capas *buffer* se introducen en las regiones de contactos para mejorar las barreras Schottky<sup>[13]</sup>. Ambos casos se han mostrado en la Figura 7.1 a y b. La Figura 7.1 - c muestra la combinación de ambas posibilidades. Como puede apreciarse, además de complicar las estructuras de capas que conforman el

contacto, el canal o el dispositivo entero, se introducen variantes en la forma del canal. Las dos mostradas son la puerta rebajada o comida (*recessed-channel*) en la Figura 7.1- b, y la puerta en U (UMOS) en la Figura 7.1 - c. En ambos casos lo que se pretende es minimizar los efectos de canal corto<sup>[15]</sup>.



**Figura 7.1.** Estructuras de dispositivos MISFET con capas adaptadoras (buffer) crecidas (a) sobre la región de canal<sup>[12]</sup>, (b) en la zona de contactos<sup>[13]</sup> o (c) ambos casos simultáneamente<sup>[14]</sup>.

También se ha ido reduciendo la escala de parámetros tales como la longitud de canal, que ha pasado de ser de unas decenas de micras a tamaños inferiores a 150nm mediante avanzadas técnicas de litografía<sup>[1],[16]</sup>.

Actualmente, el principal obstáculo para una mayor aplicación comercial del InP es el alto precio de las obleas para sustratos que, a modo de ejemplo, en el caso de tamaños de 7,5 cm de diámetro es unas cinco veces superior al de GaAs.

Una vez realizado un pequeño repaso a los procesos de fabricación de transistores MISFET, pasamos a describir el contenido del capítulo. En él vamos a explicar de forma breve y simplificada las características teóricas del transistor, definiendo los parámetros que se van a utilizar para caracterizar al dispositivo (transconductancia, movilidad, tensión umbral,...), así como el tipo de medidas realizadas y el sistema utilizado para ello.

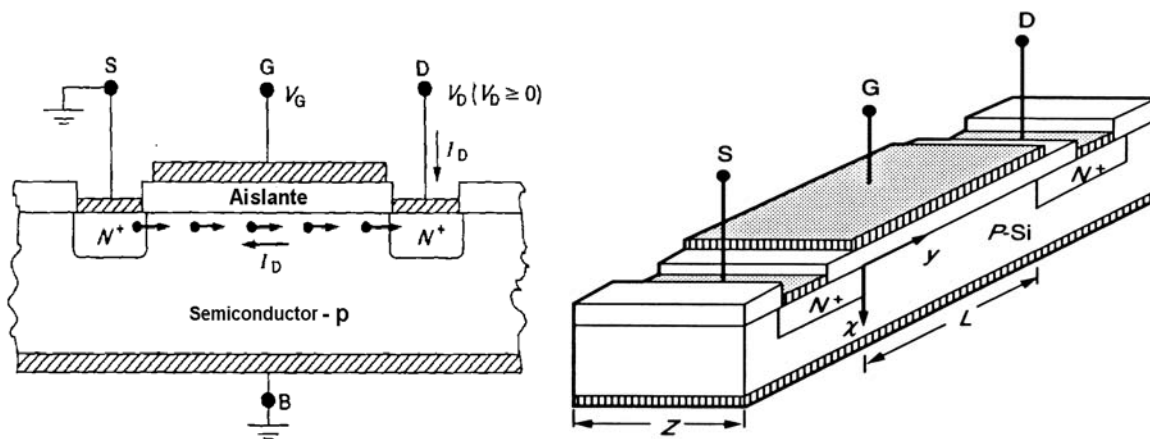
En una segunda parte de este capítulo, se describirán los dos procesos de fabricación empleados para realizar los transistores (para dispositivos con

contactos difundidos o implantados). Además se describirán la técnica de litografía y el sistema utilizado, así como las máscaras empleadas para definir el transistor.

## 7.2. Caracterización en continua de los transistores de efecto campo MISFET.

### 7.2.1. Teoría

Tal y como puede verse en la Figura 7.2, físicamente el MISFET es un condensador MIS (puerta, G) con dos regiones muy dopadas (drenador y fuente, D y S) situadas de forma adyacente a la región del semiconductor controlada por la puerta. Existen varios tipos de transistores MISFET, dependiendo de los tipos de dopado del semiconductor y de las regiones dopadas. De esta forma, si para que se produzca conducción en el canal tenemos que acumular la región del semiconductor bajo la puerta, el transistor será de acumulación, mientras que si necesitamos invertirla será de inversión.

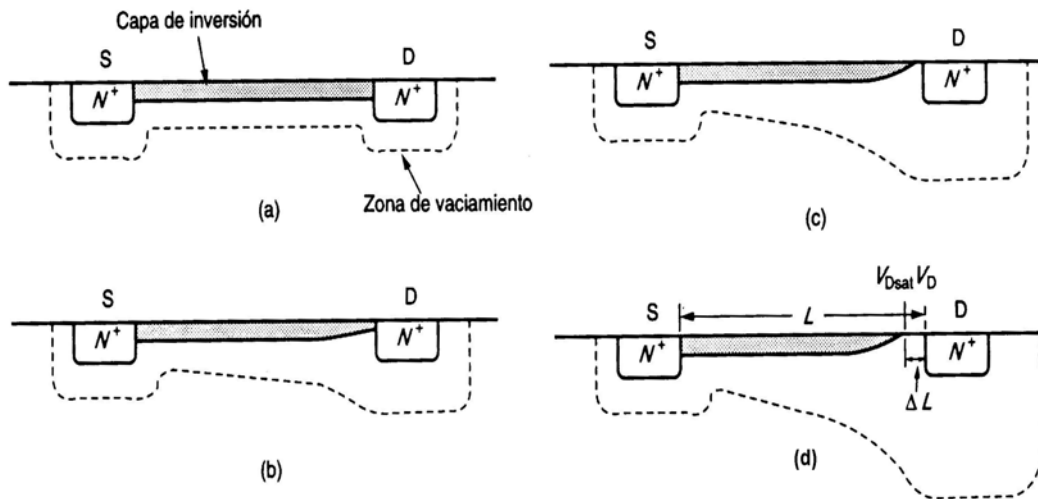


*Figura 7.2. Vistas de la sección transversal de la estructura de un transistor MISFET sobre sustrato p, en la que se muestran las direcciones de los flujos de corriente y de portadores, así como las principales dimensiones del dispositivo.*

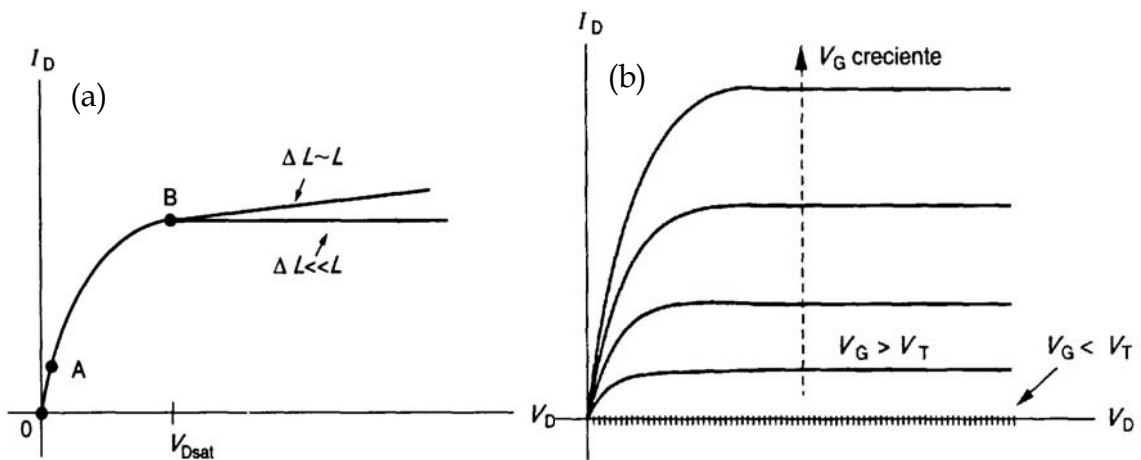
Para explicar de forma breve el funcionamiento de dicho dispositivo, consideraremos el transistor mostrado en la figura anterior. Para ello analizaremos cómo varía la corriente de drenador en función de las tensiones aplicadas a los terminales.

En primer lugar, para que empiece la conducción en el canal es necesario aplicar una tensión mínima en la puerta (respecto a la fuente), de modo que se forme una capa conductora bajo el electrodo de puerta que una el drenador y la fuente. Esta tensión mínima se denomina tensión umbral ( $V_{th}$ ). Cuanto mayor sea la tensión aplicada en la puerta mayor será la cantidad de portadores presentes en la superficie del semiconductor y mayor la conductancia del canal.

- Supongamos que ya se ha formado el canal de conducción bajo la puerta, es decir, que se cumple  $V_G > V_{th}$ . Analicemos entonces lo que ocurre para los distintos valores de la tensión aplicada al drenador respecto a la fuente.



**Figura 7.3.** Fases del funcionamiento del MISFET con  $V_G > V_{th}$ : (a)  $V_{DS} = 0$ , (b) canal estrechado por una polarización  $V_{DS}$  moderada, (c) estrangulamiento (o pinch off) y (d) vaciamiento ( $V_{DS} > V_{DSsat}$ )



**Figura 7.4.** (a) Variación general de  $I_D$  con  $V_{DS}$ , para un valor dado de  $V_G > V_{th}$ ; (b) forma general de las características  $I_D$ - $V_{DS}$  esperadas para un MISFET de canal largo.

- Para  $V_{DS}=0$ , la situación es la que aparece en la Figura 7.3 - a. Se establece un equilibrio térmico y la corriente de drenador ( $I_d$ ) es igual a cero.
- Para  $V_{DS}$  pequeño y positivo, el canal superficial actúa como una resistencia simple y comienza a pasar una corriente de drenador proporcional a  $V_{DS}$ . Se demuestra<sup>[18],[15]</sup> que la ecuación que relaciona la corriente de drenador con los valores de las tensiones de los terminales en esta región, se puede expresar como:

$$I_D = \frac{Z}{L} \mu C_{in} \left[ (V_G - V_{th}) V_{DS} - \frac{V_{DS}^2}{2} \right], \quad \begin{cases} 0 \leq V_{DS} \leq V_{Dsat} \\ V_G \geq V_{th} \end{cases} \quad (7.2-1)$$

donde  $Z$  es la anchura del canal,  $L$  es la longitud del canal,  $\mu$  es la movilidad promedio de los portadores y  $C_{in}$  es la capacidad del aislante.

- Cuando se aplica una tensión de drenador algo mayor, se comienza a anular el efecto de inversión (o acumulación, dependiendo del tipo de canal) de la puerta. Como se ve en la Figura 7.3 - b, la región de vaciamiento se ensancha a lo largo del canal, de la fuente y del drenador, y por tanto disminuye la cantidad de portadores del canal. Esto se refleja en una disminución de la pendiente de la característica  $I_d$ - $V_{DS}$  medida. Si se continúa aumentando la tensión del drenador se produce la desaparición progresiva de portadores en el canal. La desaparición del canal adyacente al drenador (ver Figura 7.3 - c) se denomina *estrangulamiento* o saturación del canal. Se demuestra<sup>[18]</sup> que la tensión de saturación a la que esto ocurre ( $V_{Dsat}$ ) es

$$V_{Dsat} \approx V_G - V_{th} \quad (7.2-2)$$

- Para tensiones de drenador mayores que la de saturación del canal, la porción *estrangulada* del canal se ensancha desde un punto hasta una sección  $\Delta L$  (ver Figura 7.3 - d). En esta zona estrangulada, por ser una región de vaciamiento, cae la mayor parte de la tensión aplicada en el drenador por encima de  $V_{Dsat}$ . De esta forma,  $I_d$  se mantiene prácticamente constante, siempre que se cumpla que  $\Delta L \ll L$ . En este caso se demuestra que la expresión de  $I_d$  en la región de saturación es:

$$I_D = \frac{Z}{2L} \mu C_{in} (V_G - V_{th})^2 \quad (7.2-3)$$

### 7.2.1.1. Análisis de parámetros

#### **Tensión Umbral, $V_{th}$**

La tensión umbral,  $V_{th}$ , es un parámetro importante en los transistores de efecto campo (MISFET, en particular), necesario para aplicaciones en circuitos. Se define como la mínima tensión necesaria para que se forme el canal de conducción en el transistor. La expresión de  $V_{th}$  para dispositivos de geometría grande (como los que en esta memoria nos ocupan), de sustrato uniformemente dopado y sin efectos de acortamiento de canal, es la siguiente<sup>[17]</sup>

$$V_{th} = V_{FB} + 2\phi_F + \frac{\sqrt{2q\epsilon_s N_A (2\phi_F - V_{BS})}}{C_{in}} \quad (7.2-4)$$

donde  $V_{BS}$  es la tensión entre el sustrato y la fuente (que en nuestro caso es 0V),  $V_{FB}$  es la tensión de bandas planas y  $\phi_F = \frac{kT}{q} \ln\left(\frac{N_A}{n_i}\right)$ , en la que  $N_A$  es el dopado del canal y,  $n_i$  el dopado intrínseco del semiconductor.

La tensión umbral se ve afectada por inhomogeneidades en el dopado del canal, por implantación iónica del mismo (en la que influye principalmente la dosis implantada), los efectos de canal corto y las resistencias serie asociadas a los contactos de drenador y fuente.

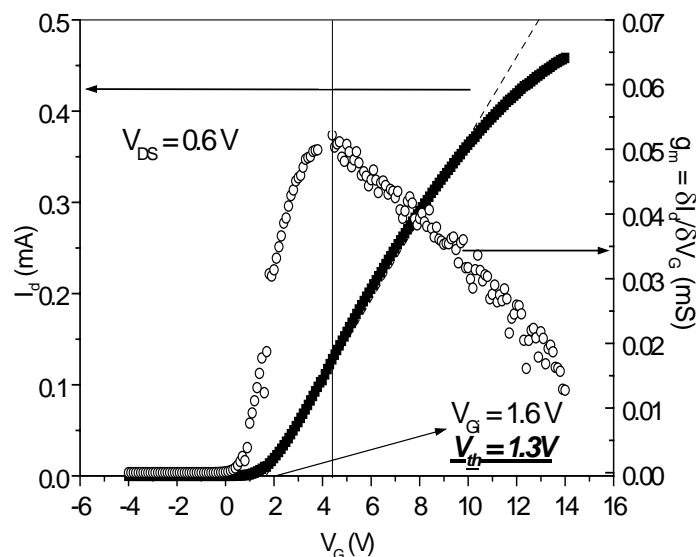
Existen varias formas de calcular este parámetro a partir de las características IV medidas en el transistor. Entre las más habituales se encuentran las dos siguientes:

- El método de *extrapolación lineal*, en el que la corriente de drenador se mide como una función de la tensión de puerta a bajas tensiones de drenador (habitualmente de  $V_{DS} \sim 50\text{mV}$ ), para asegurar la operación en la región lineal del transistor. Este método es válido siempre y cuando las resistencias serie en el dispositivo sean despreciables, algo que ocurre siempre que las corrientes de drenador son bajas en la región donde se determina  $V_{th}$ .

De acuerdo con la ecuación (7.2-1) la corriente de drenador es nula cuando se cumple que  $(V_G - V_{th} - 0.5V_{DS}) = 0$ , y esta expresión sólo es válida por encima del umbral. Sin embargo, la corriente  $I_d$  no es cero en el umbral, y se aproxima a él

asintóticamente. Si se extrapola la gráfica  $I_d$  vs.  $V_G$  a  $I_d=0$ , se obtiene un valor de  $V_{Gi}$  que permite calcular el valor de  $V_{th}$  mediante la expresión:

$$V_{th} = V_{Gi} - \frac{V_{DS}}{2} \quad (7.2.-5)$$

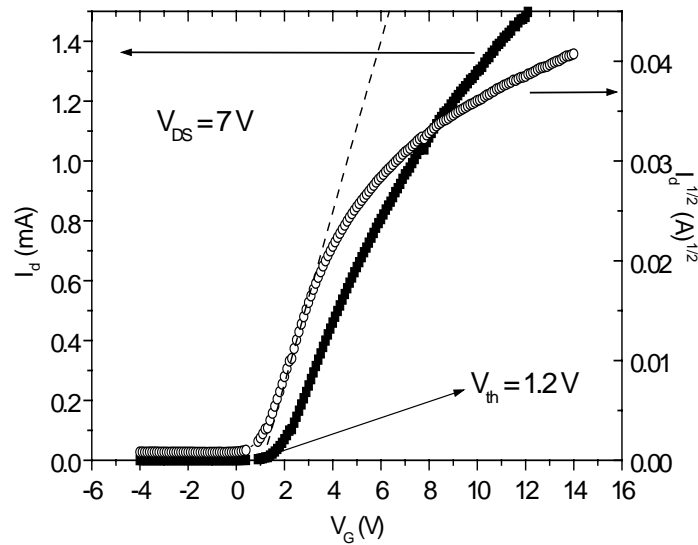


**Figura 7.5.** Ejemplo del cálculo de la tensión de bandas planas ( $V_{th}$ ) a partir del máximo de transconductancia en la región lineal para un transistor MISFET realizado en este trabajo.

La forma práctica de determinar la tensión umbral es determinar la máxima pendiente de la curva  $I_d$ - $V_G$ , calculando el punto de máxima transconductancia ( $g_m = \partial I_d / \partial V_G$ ), ajustar a una línea recta la curva  $I_d$ - $V_G$  en ese punto y extrapolar a cero. Un ejemplo de este método se muestra en la Figura 7.5. Como puede observarse, la curva  $I_d$ - $V_G$  se desvía de la linealidad para tensiones tanto por encima como por debajo de  $V_{th}$ . El primer caso es debido a la presencia de resistencias serie y a los efectos de degradación de la movilidad. El segundo caso, se debe a corrientes presentes en el canal para tensiones por debajo del umbral<sup>[17]</sup>.

- La tensión umbral también se puede determinar a partir del *régimen de saturación* del transistor MISFET, dibujando  $I_d^{1/2}$  en función de  $V_G$  y extrapolar la curva a corriente cero en el drenador. Este método aparece representado en la Figura 7.6 para el mismo transistor que en la figura anterior. En este caso, las suposiciones de partida de una degradación despreciable de la movilidad y resistencias serie muy bajas son fácilmente incumplidas, debido a los altos valores tensiones de puerta y drenador.





**Figura 7.6.** Ejemplo del cálculo de la tensión de bandas planas ( $V_{th}$ ) a partir de la pendiente de  $I_d^{1/2}$  vs  $V_g$  en la región de saturación para un transistor MISFET realizado en este trabajo.

En la Figura 7.6 se observa también la pérdida de linealidad de la curva  $I_d^{1/2}$  para tensiones de puerta superiores a 5 V. Este hecho se debe a la falta que el transistor no ha entrado en la zona de saturación para estos valores de tensión<sup>[15],[19]</sup>.

No obstante, se puede apreciar la buena concordancia de los valores de  $V_{th}$  obtenidos por ambos métodos. Las posibles discrepancias que pudieran darse en los valores de tensión umbral obtenidas por ambos métodos, se basan en el hecho de que, en este segundo caso, las resistencias serie y de la degradación de la movilidad tienen una influencia considerable, debido a los altos valores de tensiones de drenador y puerta empleados. A pesar de esto y para reducir la influencia de las resistencias serie de los contactos de drenador y fuente en el cálculo de la tensión umbral, usaremos el primer método descrito. Así, trabajando en la región lineal aseguramos que la contribución de estas resistencias ( $I_d \times R_{D/S}$ ) es mínima.

### **Conductancia ( $g_D$ ) y transconductancia ( $g_m$ )**

Dos parámetros importantes que definen el correcto funcionamiento de un transistor son aquellos que establecen la relación entre las tensiones que se aplican y las corrientes que se obtienen del dispositivo.

La conductancia del canal indica la cantidad de corriente que circula por el canal de un transistor en función de la tensión aplicada entre el drenador y la fuente:

$$g_D \equiv \left. \frac{\partial I_D}{\partial V_D} \right|_{V_G = cte.} \quad (7.2-5)$$

La transconductancia del canal establece la relación entre la corriente que circula por el canal del transistor y la tensión aplicada a la puerta:

$$g_m \equiv \left. \frac{\partial I_D}{\partial V_G} \right|_{V_{DS} = cte.} \quad (7.2-6)$$

Al igual que para los cálculos de  $V_{th}$ , y como se verá más adelante para la movilidad, estos parámetros se pueden calcular para las regiones lineal y de saturación del transistor. De nuevo, la presencia de la resistencia de drenador y de la fuente, en el caso de que sean considerables, será más notable cuando tengamos tensiones de trabajo mayores. Sin embargo, puesto que el MISFET presenta una mayor ganancia siempre en la zona de saturación y se da como valor característico del dispositivo el máximo valor de  $g_m$  ó  $g_D$ , calcularemos estos dos parámetros en la región de saturación. Es, además, en esta zona de tensiones donde suelen aparecer calculadas ambos valores en la bibliografía, lo que nos permitirá hacer una comparación directa con los parámetros presentados por otros grupos de trabajo. Para que esta comparación no se vea afectada (en la medida de lo posible) por las dimensiones del canal se presentará normalizada a la anchura del canal ( $Z$ ), expresándose por tanto en [mS/mm] y se indicarán tanto, la longitud del canal del transistor ( $L$ ) medido como el espesor del aislante (otro factor tecnológico también importante).

En el cálculo de los valores de la conductancia y la transconductancia no se tendrá en cuenta la influencia de las resistencias de contacto, no haciéndose corrección de ellas. Por esta razón, los valores presentados son los extrínsecos, que son siempre inferiores a los intrínsecos.

### ***Movilidad en un MISFET***

En el volumen del semiconductor, es decir, en un punto muy alejado de la superficie, las movilidades de portadores suelen estar determinadas por la magnitud de la interacción con la red y por la interacción con las impurezas ionizadas que tienen lugar dentro del material. Para una temperatura y una contaminación

intencional del semiconductor dadas, estas movilidades *en volumen* ( $\mu_n$  y  $\mu_p$ ) se definen con claridad y son constantes físicas bien determinadas.

Sin embargo, cuando los portadores están confinados en una región estrecha, como en una capa de inversión o acumulación bajo el canal de un transistor de efecto campo, el campo eléctrico inducido por la puerta de la estructura acelera los portadores hacia la superficie, produciéndose mecanismos de scattering que se suman a los propios del volumen del semiconductor. La localización de portadores en la interfase aislante-semiconductor introduce nuevos procesos de scattering (como el colombiano), debido a las cargas en el óxido y a los estados interfaciales o a las rugosidades de la superficie del semiconductor. Estos procesos reducen la movilidad del transistor por debajo de la movilidad del volumen del semiconductor<sup>[20]</sup>.

La movilidad microscópica de la superficie ( $\mu_s$ ) es el parámetro básico de transporte que determina el comportamiento intrínseco de un transistor FET. Sin embargo, en la práctica se emplean “otras movilidades” que a menudo describen mejor el funcionamiento del dispositivo, utilizándose como factor de calidad en la caracterización dc. Dos ejemplos son las conocidas como<sup>[19]</sup>

$$\text{movilidad efectiva} \quad \mu_{eff} = \sigma_s / Q_s \quad (7.2-9)$$

$$\text{movilidad de efecto campo} \quad \mu_{FE} = \partial \sigma_s / \partial Q_s \quad (7.2-10)$$

siendo  $\sigma_s$  la conductividad de la superficie y  $Q_s$  la magnitud de la carga superficial. De las ecuaciones anteriores se obtiene la relación entre ambas movilidades como

$$\mu_{FE} = \mu_{eff} + Q_s \frac{\partial \mu_{eff}}{\partial Q_s} \quad (7.2-11)$$

donde la  $\mu_{FE}$  puede ser mayor, igual o menor que  $\mu_{eff}$ , dependiendo del signo de la derivada. Se ha demostrado<sup>[19]</sup> que la movilidad de efecto de campo, aunque es un parámetro de importancia para valorar el correcto funcionamiento del dispositivo, está claramente menos relacionado con la movilidad microscópica superficial que la movilidad efectiva.

La forma práctica de calcular estas dos movilidades se hace mediante parámetros extraídos de las características del transistor, como son la conductancia,  $g_D$ , y la transconductancia,  $g_m$ , descritos en el apartado anterior. En la región lineal de

trabajo del transistor se cumple que  $g_m/V_D = \partial g_D / \partial V_G$ , y como la conductancia del canal está relacionada con la conductividad superficial mediante  $g_D = (Z/L)\sigma_s$ , si se define la carga superficial como  $Q_s = (V_G - V_{th}) \cdot C_{in}$ , las movilidades en la región lineal se pueden obtener de acuerdo con las siguientes expresiones:

$$\mu_{eff} = \frac{L}{Z} \cdot \frac{g_D}{(V_G - V_{th}) \cdot C_{in}} \quad (7.2-12)$$

$$\mu_{EF} = \frac{L}{Z} \cdot \frac{g_m}{V_D \cdot C_{in}} \quad (7.2-13)$$

En el caso de la movilidad efectiva, se observa que la determinación de la tensión umbral influye en gran medida en su valor. Por el contrario, el cálculo de  $\mu_{EF}$  no se ve afectada por dicho valor y se realiza de forma sencilla, ya que sólo se precisa conocer de una forma exacta el valor de la tensión aplicada entre el drenador y la fuente. Por este motivo, en el Capítulo siguiente usaremos principalmente  $\mu_{FE}$  como parámetro del transistor y como referencia para comparaciones con los resultados de la bibliografía, si bien, se usará también  $\mu_{eff}$  puesto que no todos los autores calculan  $\mu_{FE}$ .

Para finalizar este apartado, queda mencionar que también se puede encontrar en la bibliografía<sup>[17]</sup> una movilidad de saturación calculada a partir de las características del transistor MISFET en dicha región. Esta movilidad de saturación, suponiéndola constante e independiente de la tensión de puerta, satisface la expresión

$$I_D = \frac{Z}{2L} C_{in} \mu_{sat} (V_G - V_{th})^2 \quad (7.2-14)$$

## 7.2.2. Sistema experimental de medida

Las medidas de corriente tensión (I-V) sobre transistores de efecto de campo presentadas en esta memoria han sido realizadas con el sistema de medida Model 90 I-V Test System, de la casa Keithley Instruments. Las medidas de las características I-V a diferentes valores de tensión de puerta, para un barrido continuo en la tensión drenador-fuente están controladas por el protocolo IEEE, mediante un PC que utiliza

el software ICS (*Interactive Characterization Software*) de Keithley. El sistema de medida está compuesto por los siguientes aparatos:

*SMU (Source Measure Unit) 2400*: se trata de una fuente de tensión que puede medir corriente simultáneamente, o bien, según su configuración, puede funcionar como fuente de corriente, midiendo simultáneamente tensión. El sistema admite hasta seis de estas unidades. En esta memoria el sistema de medida está equipado con dos de ellas: una como fuente de tensión de puerta  $V_G$  y medidor de  $I_G$ , y la segunda como fuente de tensión drenador-fuente  $V_{DS}$  y medidor de  $I_d$ . La máxima resolución en medidas de corriente es de 50 nA, mientras que para las de tensión es de  $500\mu V$ , en los rangos de corriente y tensión utilizados en los resultados presentados.

*Controlador de disparo 2361*: equipo que coordina las secuencias de aplicación de tensión y medida de las dos SMU, y controla los tiempos necesarios para las medidas.

La medida de las características I-V se realizó en una estación de puntas aislada eléctricamente (caja de Faraday) a la que está conectada el sistema Model90. Esta estación, que es la misma que la utilizada para las medidas de las estructuras MIS, ha sido ahora modificada para la caracterización de los transistores. Consta de cuatro puntas, dos de ellas conectadas a la muestra (contactos de puerta y de drenador), una tercera conectada a la tierra del equipo y a la propia estación de puntas que la aísla eléctricamente, y la cuarta, unida a esta última, conecta la el contacto de fuente a tierra. Las medias se han realizado siempre bajo las mismas condiciones de oscuridad y temperatura ambiente, y en ningún caso se ha polarizado la parte posterior del substrato ( $V_{BULK}=0$ ).

El método de medida ha sido siempre el mismo. En primer lugar se realiza la medida de la característica de transconductancia ( $I_d-V_G$ ) en la región lineal del transistor ( $V_{DS}\sim 0.6V$ ). Esta medida permite comprobar rápidamente si el transistor funciona y si sus contactos no presentan un comportamiento rectificante. A continuación, se realiza la misma medida esta vez en la región de saturación ( $V_{DS}$  entre 6-7V). Esta medida permite hacer una estimación de la transconductancia del transistor y comprobar si los contactos no presentan una resistencia elevada. Por último, se realizan las medidas  $I_d-V_{DS}$  de la muestra, en un rango de tensiones  $V_{DS}$

entre 0 y 7V, y en un rango de tensiones de puerta que puede ir desde 0 hasta 17V (generalmente en pasos de 1V).

### 7.3. Técnicas experimentales de fabricación de estructuras MISFET.

En este apartado se van a describir tanto los procesos utilizados en cada uno de los pasos de la fabricación del transistor como los materiales que se emplean (por ejemplo: substratos, metales para contactos,...).

#### **Substratos**

Los substratos que se han empleado para la fabricación de este tipo de transistores han sido también comprados a la empresa Sumitomo Electric Industries, Ltd. Son obleas pulidas por una cara, *semi-aislantes* dopadas con *Fe*. Presentan una movilidad de portadores en torno a  $2.6 \times 10^3 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ . La orientación es  $\langle 100 \rangle \pm 10^\circ$ . El espesor de las obleas es aproximadamente de 350  $\mu\text{m}$  y su diámetro de 2 pulgadas<sup>[21]</sup>.

#### **Litografía**

Los procesos de litografía utilizados en el proceso de fabricación del transistor MISFET han sido realizados en la sala limpia del CAI de Implantación Iónica de la Universidad Complutense de Madrid. El alineador utilizado es un Karl-Suss MJB 3 U400 que dispone de una lámpara de mercurio de 350W, con un rango espectral entre 350 y 450nm. Permite iluminar obleas hasta de 3" de diámetro. Posee un sistema de alineación con tres tornillos micrométricos y un microscopio con 3 objetivos de alta resolución (5.5, 10 y 20 aumentos), que permite alcanzar una resolución máxima de 0.8 $\mu\text{m}$ . El sistema óptico del alineador se muestra en la Figura 7.7.

Se trata de un alineador de contacto, en el que la máscara es presionada contra la muestra con *fotore sist* durante la iluminación. El sistema tiene tres modos de exposición:

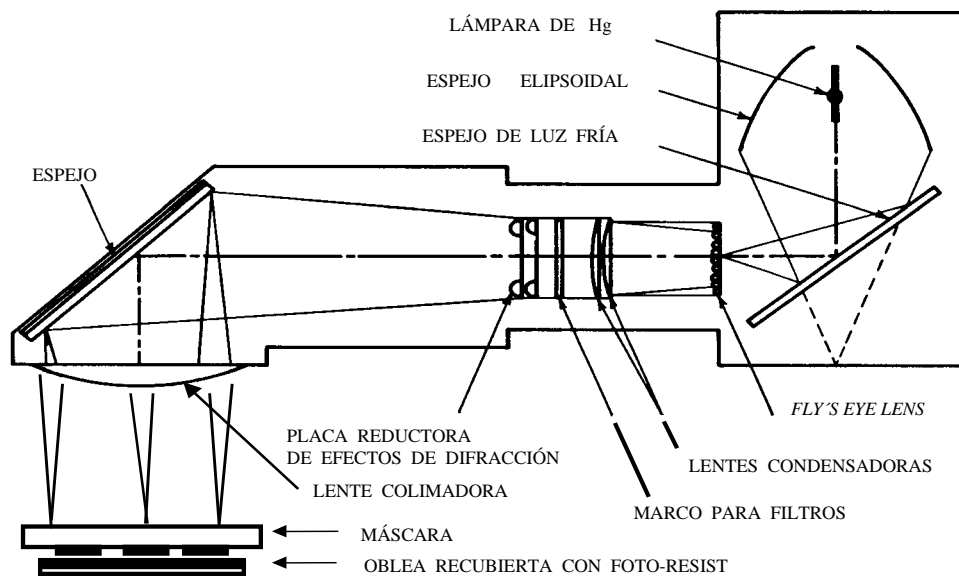


Figura 7.7. Sistema óptico del alineador Karl Suss MJB 3 UV400

- *Contacto blando:* substrato y máscara están en contacto durante la exposición por presión mecánica, la cual puede ser regulada.
- *Contacto fuerte:* además de la presión mecánica, la muestra es presionada contra la máscara durante la exposición por medio de un chorro de  $N_2$ .
- *Contacto por vacío:* se establece un vacío regulable ( $-0.6 \uparrow (-0.8\text{bar})$ ) entre la muestra y la máscara. Es el método que permite mayor resolución, puesto que minimiza el espacio entre la máscara y la muestra evitando las sombras en la exposición. Sin embargo, tiene el inconveniente de ser el que mayor daño produce, tanto a la máscara como a la muestra, por el contacto entre ambas superficies.

Puesto que la lámpara de Hg va envejeciendo conforme se realizan exposiciones, se produce una disminución de emisión para una potencia eléctrica constante. Como el proceso de iluminación debe ser lo más repetitivo posible, la energía de la luz UV en el plano de exposición debe estar muy controlada, puesto que es quien determina que el revelado del *fotore Resist* sea o no adecuado. El sistema permite hacer este control de dos formas distintas: en la primera, el tiempo de exposición permanece fijo y un controlador de intensidad constante aumenta la potencia eléctrica en la lámpara, para que mantenga la intensidad de exposición y compense el envejecimiento; en la segunda, el sistema trabaja en modo integración, en el que la potencia eléctrica de la lámpara permanece constante mientras el tiempo

de exposición aumenta para alcanzar la energía de exposición deseada. La desventaja de este último modo de exposición es que no permite controlar la intensidad luminosa para distintas longitudes de onda, aunque presenta la ventaja de permitir alargar el tiempo de vida de la lámpara al no someterla a potencias elevadas, siempre que el controlador de intensidad constante esté funcionando en modo "idle". Este es el modo de control que se ha utilizado en todos los procesos litográficos realizados en este trabajo.

Puesto que el proceso fotolitográfico debe realizarse en un ambiente *limpio* (sin partículas de polvo) para que en la transferencia del motivo a la oblea no se produzcan defectos que originen mal funcionamiento, este sistema de litografía se encuentra dentro de una sala blanca de clase 100 (100 partículas de polvo por pie cúbico, con partículas de diámetro de  $0.5\mu\text{m}$  o menor), en la que, además del número de partículas de polvo por unidad de volumen, se controla la temperatura ( $21 \pm 1^\circ\text{C}$ ) y la humedad (50% de humedad relativa).

El *fotore sist* utilizado es el S1828 de la serie Microposit de Shipley. Se trata de un *fotore sist* positivo, sensible a las líneas de emisión *i* y *h* de la lámpara de Hg, que alcanza espesores comprendidos entre  $2.3 - 2.8 \mu\text{m}$  al ser centrifugado a velocidades entre 6000 - 4000 r.p.m., respectivamente. El motivo de utilizar un *fotore sist* de tan alta densidad se debe a la necesidad de realizar ciertos pasos de fabricación del transistor por la técnica de *lift-off* o *reflotamiento*, tal y como se verá en el apartado siguiente. Esta técnica es especialmente sensible a la relación de espesores entre el *fotore sist* y el material depositado. El proceso de *reflotamiento*<sup>[23],[24]</sup> consiste en depositar sobre la muestra una capa gruesa de *fotore sist*, en la que se "abren" por iluminación los motivos donde se desea hacer el depósito. A continuación se deposita el material en toda la muestra, y finalmente, se introduce en un baño de acetona para eliminar el *fotore sist*. De esta forma, el material depositado sobre él se elimina, permitiendo una buena resolución en los motivos a definir. El revelador MF 319 Developer y el disolvente Remover 1165 utilizados son también de la serie Microposit.

Las máscaras litográficas utilizadas, que aparecen en la Figura 7.8, han sido diseñadas durante este trabajo mediante la herramienta de Autocad, y enviadas a Compugraphics International Ltd. para su fabricación. Los seis pasos (de  $0.5\text{cm} \times 0.5\text{cm}$  en tamaño real) que aparecen ampliados en esta figura, están realizados sobre



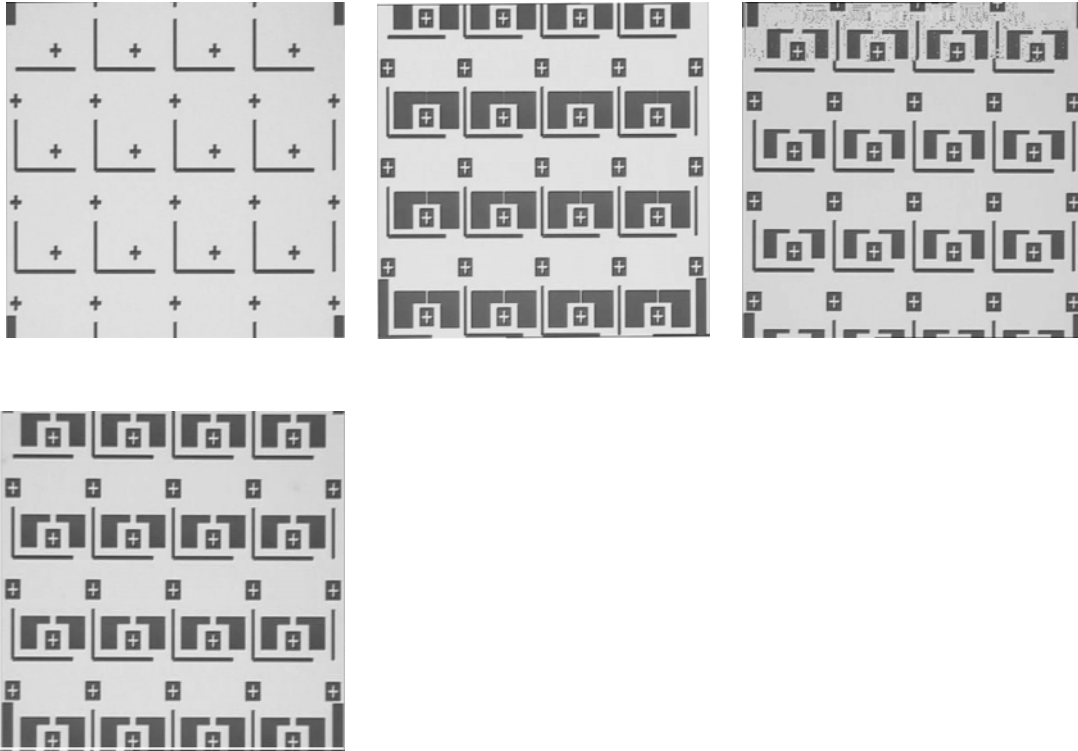
un único cristal de cuarzo de tamaño 3"x3". En la imagen, las zonas claras corresponden a un recubrimiento de Cr, mientras que las oscuras son las zonas abiertas a través de las cuales se ilumina la muestra. La máscara (a) ha sido diseñada para crear las marcas de alineación por contacto sobre el sustrato. Las máscaras (b), (c) y (d) sirven para la definición de los contactos de drenador y fuente. La máscara (e) se ha diseñado para una posible implantación del canal (aunque no se ha utilizado en esta tesis). Y por último, la máscara (f) permite la definición de los contactos de puerta por contacto, que en nuestro caso será contacto húmedo.

Como se puede observar, por cada muestra de 5mmx5mm se obtienen 16 transistores MISFET. Las máscaras están diseñadas de forma que los transistores de las líneas marcadas como B, C y D tienen 10 $\mu$ m de longitud de canal (L), mientras que los de la fila A tienen 5 $\mu$ m. Todos los transistores tienen una anchura de puerta (Z) de 100 $\mu$ m.

El proceso fotolitográfico seguido es el siguiente:

- 1) *Centrifugado*: una vez que el *fotore Resist* está a temperatura ambiente, se vierte sobre la muestra la cantidad suficiente sin que rebose y se centrifuga a velocidad constante durante 30s. La velocidad empleada varía entre 5000 y 5500 r.p.m., obteniéndose capas con espesores uniformes entre 2.4-2.5 $\mu$ m.
- 2) *Recocido previo a la exposición* (soft bake) durante 20min a 90°C, para eliminar los disolventes del *fotore Resist* y aumentar su adherencia a la muestra.
- 3) *Alineación y exposición*: tras alinear la muestra con el motivo deseado de la máscara, se ilumina durante tiempos entre 10-15s (en función del espesor del *fotore Resist*). El control de la energía luminosa se realiza por integración de tiempo, en modo de exposición *idle*.
- 4) *Baño en clorobenceno* de las muestras para realizar procesos de *reflotamiento*. Este paso consiste en sumergir la muestra recién iluminada (y antes de revelarla) en clorobenceno sin diluir durante 8-10min. De esta forma, se consigue que la superficie del *fotore Resist* no iluminada quede endurecida, y así, al revelar el corte vertical del motivo se obtiene la forma de "hongo" característica<sup>[25]-[27]</sup>. Este paso permite que el material que depositamos a continuación no se adhiera a las paredes verticales del motivo dibujado, de

forma que al tratar de hacer el *reflotamiento*, la acetona utilizada para ello pueda atacar fácilmente al *fotore Resist* por debajo de la capa depositada.

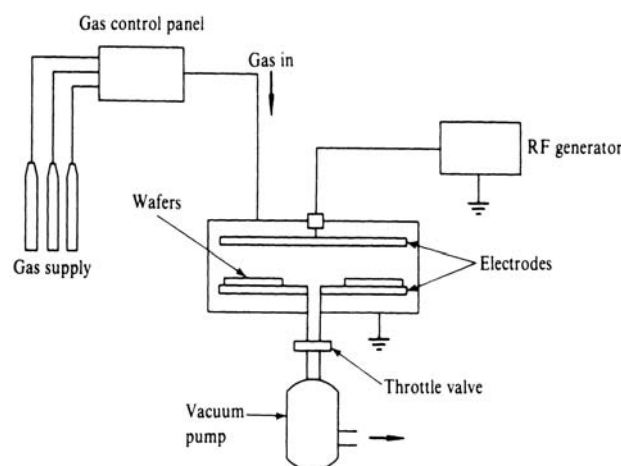


**Figura 7.8.** Motivos de las máscaras utilizadas: (a) definición de marcas de alineación, (b) definición de contactos S-D (1), (c) definición de contactos S-D (2), (d) definición de contactos S-D (3), (e) implantación del canal, (f) definición de contacto de puerta (por ataque húmedo).

- 5) *Revelado*: tras exponerlas a la luz UV, las zonas de *fotore Resist* iluminadas son eliminadas sumergiendo la muestra en revelador. El tiempo de revelado varía, y aunque no se controló, siempre fue inferior a 1min.
- 6) *Recocido de endurecimiento* (hard bake) a 120°C durante 15-20min, para aumentar la adhesión entre el *fotore Resist* y la muestra. Este proceso sólo se realiza en aquellas muestras que van a ser sometidas a procesos de comido.
- 7) Realización del proceso de *definición del motivo* (evaporación seguida de *reflotamiento*, implantación o ataque).
- 8) *Eliminación del fotore Resist*: se realiza sumergiendo la muestra en acetona. En los casos en los que el *fotore Resist* se haya endurecido demasiado, por ejemplo cuando es utilizada como máscara de implantación, se utiliza el disolvente propio del *fotore Resist* (Remover 1165).

### **Procesos de comido seco. RIE**

Uno de los principales problemas a la hora de definir las zonas del transistor (drenador, puerta, fuente) son los pasos de comido durante la fabricación. De acuerdo con nuestro diseño, el comido que establece el contacto de puerta (Al) se ha realizado por ataque húmedo. Sin embargo, a la hora de definir las zonas de los contactos de drenador y fuente a través del nitruro de silicio, encontramos que el atacante habitual del nitruro, una disolución de HF al 10%, realiza un comido marcadamente isotrópico. Esto significa que, mientras ataca al nitruro verticalmente, produce un comido lateral bajo el *fotore sist* utilizado como máscara, pudiendo llegar a afectar al nitruro de puerta en el canal. Pero además, el HF es también un atacante del *fotore sist* y produce una reducción de su espesor y un levantamiento de los bordes del motivo, permitiendo que la disolución ataque por debajo de él.

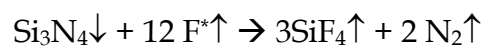
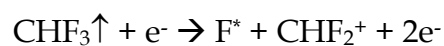


*Figura 7.9. Esquema de un sistema genérico de comido seco RIE.*

La técnica utilizada para evitar el problema anterior es la técnica de comido por plasma (o comido seco). En este tipo de comido el atacante es un gas descompuesto en elementos excitados. La descomposición del gas se realiza al aplicar una energía suministrada por un generador de radiofrecuencia (RF). Un esquema de estos sistemas se detalla en la Figura 7.9. La muestra se coloca sobre el electrodo de tierra y el plasma, generándose el plasma entre los dos electrodos. La presión del plasma oscila entre  $10^{-2}$  y  $10^{-1}$  Torr. A estas presiones la distancia entre la cubierta del plasma y la oblea es muy pequeña, por lo que los iones llegan principalmente en dirección paralela al campo aplicado. Además, las características verticales en la superficie de la oblea son más pequeñas que la distancia entre los electrodos, siendo apenas unas

micras, por lo que no influyen en la dirección del campo aplicado, que permanece perpendicular a la superficie de la oblea. El resultado es una acción de comido anisotrópica.

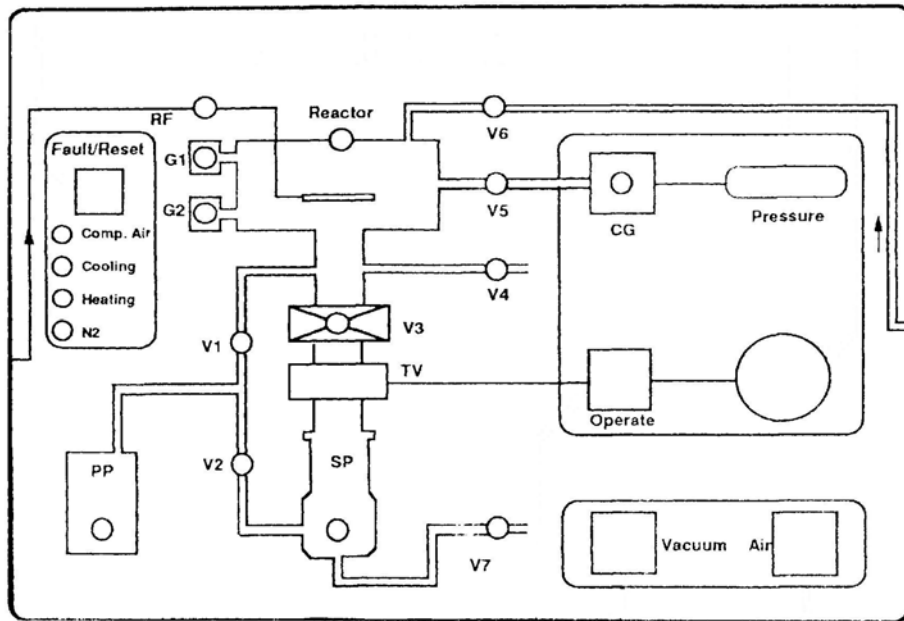
La elección de los gases empleados para el comido seco es más bien empírica. Los más usados habitualmente son los fluorocarbonos, desarrollados originalmente por no ser tóxicos, corrosivos ni inflamables. Entre los más utilizados para el ataque de SiN<sub>x</sub>:H se encuentran el CF<sub>4</sub> o el CHF<sub>3</sub>. La diferencia fundamental entre uno u otro atacante estriba en la velocidad de comido, que es directamente proporcional a la relación C/F. Las reacciones que tienen lugar al producirse la excitación del gas atacante y el posterior ataque del SiN<sub>x</sub>:H con las especies excitadas son las siguientes<sup>[28]</sup>:



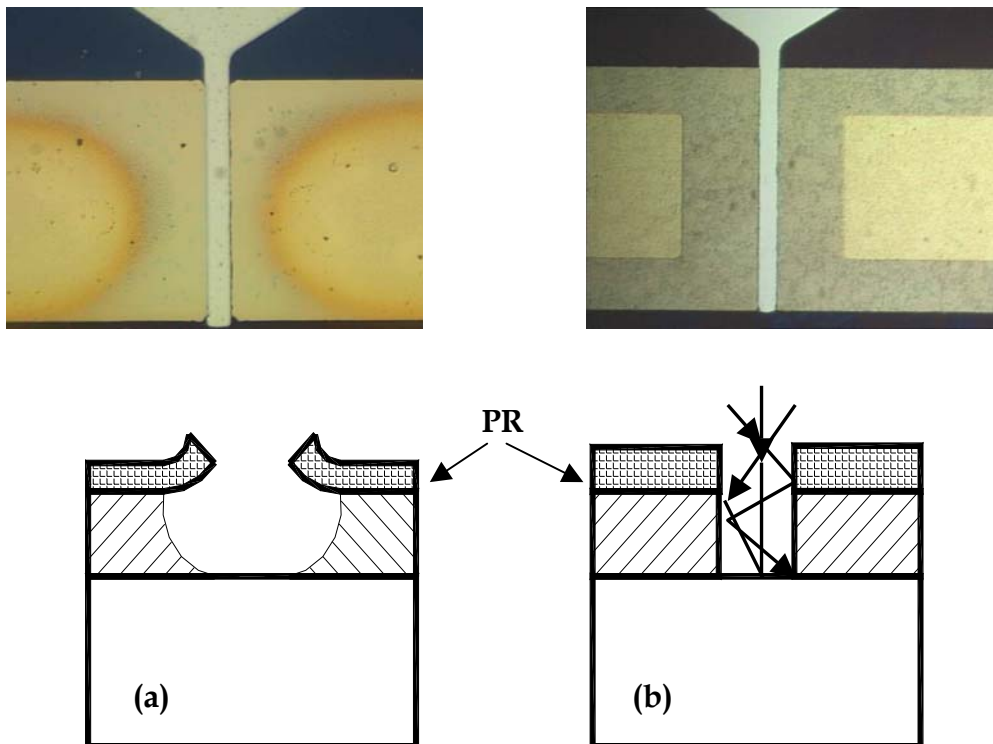
De esta forma, a partir del nitruro obtenemos los gases SiF<sub>4</sub> y N<sub>2</sub>, que son eliminados por el sistema de bombeo del equipo RIE. No obstante, además de estos fluorocarbonos, se utilizan otros gases como SiCl<sub>4</sub>, BCl<sub>3</sub> o SF<sub>6</sub>. En nuestro caso, el gas utilizado es el SF<sub>6</sub>, ya que muy selectivo en el ataque del aislante<sup>[28]</sup>.

### *El sistema RIE utilizado*

El sistema RIE utilizado en esta memoria, que aparece esquematizado en la Figura 7.10, pertenece al Dpto. de Tecnología Electrónica de la E.T.S.I. Telecomunicaciones de la U.P.M, cedido por el profesor E.Iborra. Se trata del sistema NE110 (Nextral) de Alcatel. El gas empleado para realizar el ataque es SF<sub>6</sub> (25 sccm). El plasma se genera en la cámara (de aluminio) mediante la aplicación de un voltaje de RF, a 13.56 MHz, entre el cátodo y el ánodo (conectado a tierra), entre los que hay una distancia media de 70mm. El proceso se realiza a temperatura ambiente, con una potencia del plasma de 50W, y una presión de trabajo de 20mTorr. La duración media del proceso es de unos 60s, tiempo suficiente para atacar 500Å de SiN<sub>x</sub>:H.



**Figura 7.10.** Esquema del sistema RIE (NE110 de Alcatel) utilizado para el ataque del nitruro al definir los contactos del transistor MISFET, perteneciente al Dpto. de Tecnología Electrónica de la E.T.S.I. Telecomunicaciones de la U.P.M.



**Figura 7.11.** Fotografías de dos transistores MISFET con estructura de puerta Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP realizados en esta memoria, en los que se compara el efecto del comido del aislante (SiN<sub>x</sub>:H) por ataque húmedo (a la izquierda) y por ataque seco RIE (a la derecha). Se muestra en forma esquemática el efecto de cada uno de los ataques, cuando la zona que no se quiere atacar está protegida con fotoresist (PR).

La definición de motivos que se logra con este proceso es mucho mejor, tal y como se muestra en la Figura 7.11. En ella se presenta una comparación entre los resultados de ataque mediante comido húmedo con HF:H<sub>2</sub>O al 10% (a la izquierda) y RIE (a la derecha). Ambas imágenes se han tomado partiendo de la misma máscara. Lo que aparece en oscuro es SiN<sub>x</sub>:H sobre InP, en plateado es Al, en amarillo oscurecido es AuGe/Au con SiN<sub>x</sub>:H depositado y el amarillo brillante es la zona con AuGe/Au donde se ha eliminado el depósito de nitruro. Se comprueba cómo el ataque húmedo produce un comido lateral, debajo de donde hay *fotore Resist*, deformando completamente el área definida y aproximándose a la zona del canal. Por el contrario el ataque mediante RIE se define perfectamente controlado sin perjudicar el resto de la estructura.

### ***Metalización***

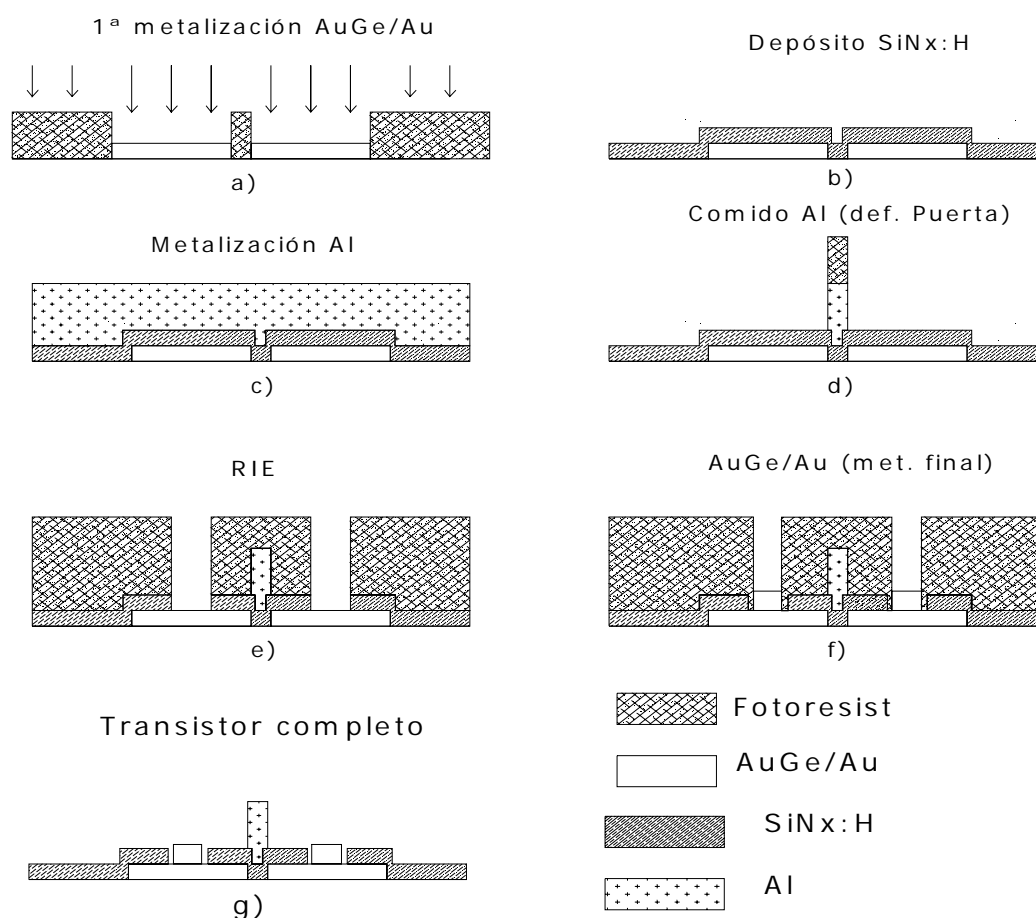
Para este tipo de dispositivos se han realizado dos tipos de metalizaciones. La primera corresponde a la metalización de puerta, con Al (~ 3000 ⊕), y la segunda a los contactos de drenador y fuente, con AuGe/Au (~1500⊕/1500⊕). En esta última metalización se ha empleado el AuGe como dopante *n* de los pozos de drenador y fuente.

### ***Pasos de la fabricación***

Para la fabricación de transistores MISFET, el proceso se complica más que en el caso de los MIS, ya que son necesarios hasta 5 pasos de litografía para obtener el transistor acabado. Por ello, el proceso de fabricación se va a describir con un poco de detalle en los párrafos siguientes. Además el procedimiento varía en función de la realización del transistor con contactos de drenador y fuente difundidos o con implantados. El caso más sencillo es aquel en el que estos contactos se forman únicamente por difusión de AuGe/Au, siendo por ello el primero que comentaremos. Los pasos que aparecen representados en la Figura 7.12, son descritos a continuación.

#### ***MISFET de contactos difundidos***

- a) Limpieza de la zona de contactos con tricloroetileno, acetona y metanol. Se

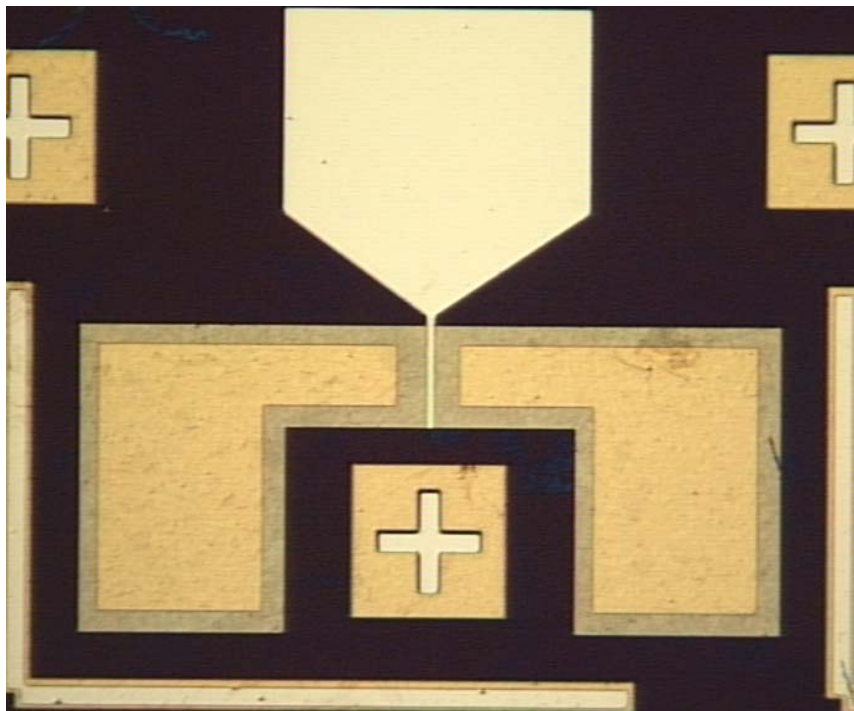


**Figura 7.12.** Esquema de los pasos seguidos para la realización de un transistor de efecto campo MISFET, con los contactos de drenador y fuente fabricados por difusión.

verá en el Capítulo 8 que además se han realizado estudios de la influencia de la limpieza con ácidos de estas áreas

- b) Primera metalización de AuGe/Au para definir los contactos de drenador y fuente y el canal. Estos contactos servirán además como marcas de alineación para los pasos sucesivos, siendo definidos por la técnica de *reflotamiento*, sometiendo la muestra, tras el depósito del *fotorresist*, a un baño de clorobenceno de unos 8 min. Se utiliza la máscara (b) de la Figura 7.8.
- c) Tras la limpieza química de la superficie descrita en el Capítulo 5 de esta memoria, se realiza el depósito del aislante por la técnica de plasma ECR-CVD.
- d) Depósito del contacto de puerta (Al) sobre toda la superficie de la muestra.

- e) Ataque de Al para la definición de la puerta. Este ataque se realiza por comido húmedo utilizando la disolución  $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{-COOH}:\text{H}_2\text{O}$  (16:1:1:2). Esta disolución tiene una velocidad de ataque suficientemente lenta ( $175\text{\AA}/\text{min}$ ) como para producir un comido controlado de Al, de forma que queda bien definido el contacto metálico sobre el canal. Se utiliza la máscara (f) de la Figura 7.8.
- f) Definición de las áreas de ataque del  $\text{SiN}_x:\text{H}$  para abrir los contactos de drenador y fuente, y ataque seco (RIE). Se utiliza la máscara (c) de la Figura 7.8
- g) Definición de las áreas de contacto de drenador y fuente para la segunda evaporación de los mismos con el fin de engrosarlos. También en este caso se definen por *reflotamiento* y se usa para ello la máscara (d) de la Figura 7.8.
- h) Eliminación del *fotore Resist* y recocido en horno convencional a  $300^\circ\text{C}$  durante 20min en atmósfera de Ar para el aleado de contactos.



**Ilustración 7.1.** Fotografía de un transistor MISFET realizado en esta memoria con los contactos difundidos.



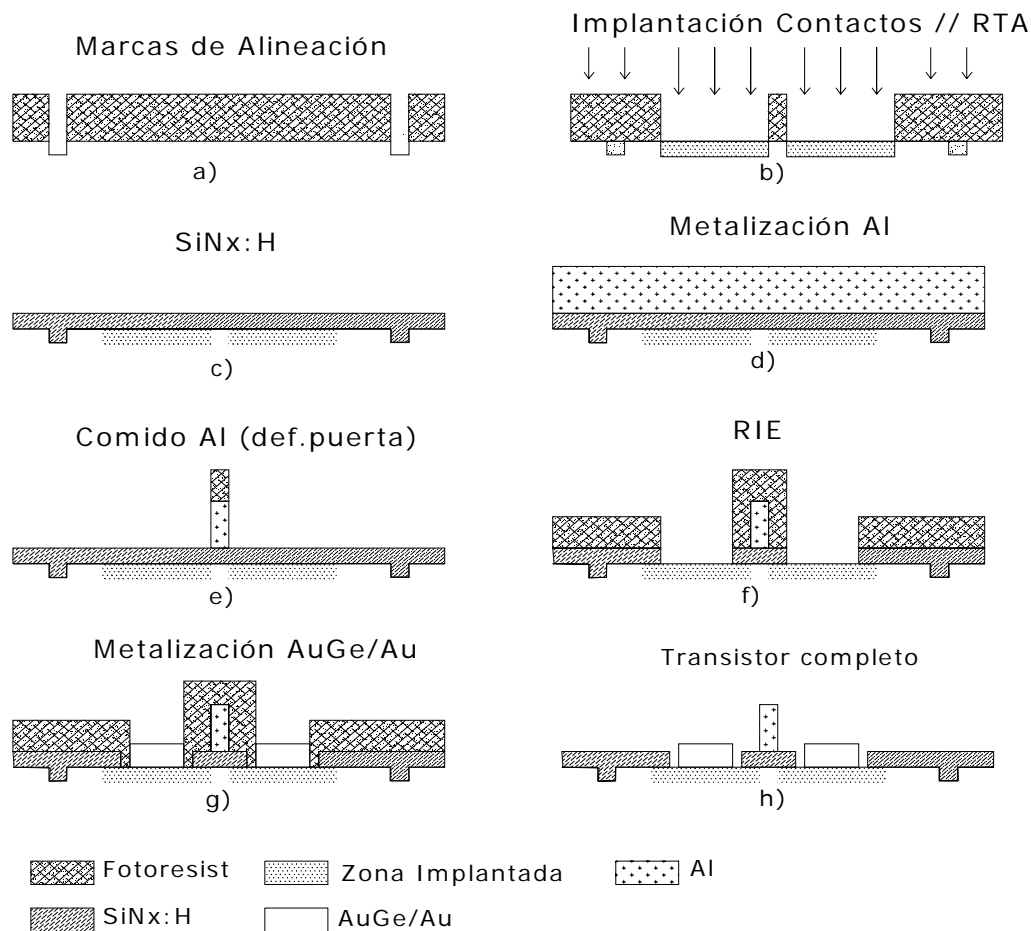
Una fotografía de un transistor MISFET completo, con los contactos difundidos, se muestra en la Ilustración 7.1. En ella se aparecen los contactos realizados en AuGe/Au (amarillo oscuro) con el nitruro depositado encima y los huecos de nitruro, realizados por RIE, para permitir el acceso a dichos contactos (amarillo). Las cruces y líneas que aparecen alrededor de la estructura son las marcas de alineación que se utilizan en los distintos pasos de fabricación. El fondo oscuro es el nitruro depositado sobre InP, y la puerta de Al aparece en blanco. El tamaño de la puerta para el transistor mostrado es de  $10\mu\text{m}$  de longitud de canal.

No obstante, tal y como se verá en el Capítulo siguiente, la fabricación de contactos de drenador y fuente por difusión no da lugar a contactos óhmicos de buena calidad, por estar realizados sobre semiconductor semiaislante. Por este motivo, se estudiará el efecto de una implantación tipo n de los contactos de drenador y fuente sobre las propiedades de los transistores MISFET. Sin embargo, la introducción de este nuevo paso tecnológico requiere la modificación del proceso de fabricación del MISFET, tal y como se muestra en la Figura 7.13.

#### *MISFET de contactos implantados*

- a) Limpieza de la superficie de la muestra con tricloroetileno, acetona y metanol.
- b) Definición de las marcas de alineación. Estas marcas se realizan por comido del InP con la disolución  $\text{HIO}_3:\text{H}_2\text{O}$  al 10% en peso durante 2min, y servirán como guía para alinear los sucesivos pasos de máscaras. Se realizan mediante la máscara (a) de la Figura 7.8. En este proceso se hace necesario definir estas marcas por comido porque partimos de la muestra virgen, sin evaporaciones, a diferencia del caso anterior, siendo por ello necesario localizar perfectamente el canal y las implantaciones que definen el transistor.
- c) Definición de las áreas de implantación. Este paso se realiza mediante la máscara (b) de la Figura 7.8. La implantación estudiada es de  $^{28}\text{Si}^+$  a 80KeV para dosis de  $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , con la que se alcanzan concentraciones máximas teóricas en torno a  $7 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  y profundidades de implantación de  $3000\text{Å}$ .

Tras esta implantación, se elimina el *fotore Resist* y se realiza la activación de las zonas implantadas mediante un recocido térmico rápido de 800°C durante 30s en atmósfera de Ar.



**Figura 7.13.** Esquema de los pasos seguidos para la realización de un transistor de efecto campo MISFET con los contactos de drenador y fuente fabricados por implantación.

- d) Limpieza química de la superficie del InP descrita en el Capítulo 5 de esta memoria y depósito del aislante por la técnica de plasma ECR-CVD.
- e) Depósito del contacto de puerta por evaporación de Al (3000Å), sobre toda la superficie.
- f) Ataque de Al para la definición de la puerta. Este ataque se realiza nuevamente utilizando la disolución  $\text{H}_3\text{PO}_4:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{-COOH}:\text{H}_2\text{O}$  (16:1:1:2). Se utiliza la máscara (f) de la Figura 7.8.

- i) Definición de las áreas de ataque del SiN<sub>x</sub>:H para abrir los contactos de drenador y fuente, y ataque seco (RIE). Se utiliza la máscara (c) de la Figura 7.8
- j) Definición de las áreas de contacto de drenador y fuente para la segunda evaporación de contactos de drenador y fuente. También en este caso se definen por *reflotamiento* y se usa para ello la máscara (d) de la Figura 7.8.
- g) Eliminación del *fotore Resist* y recocido en horno convencional a 300°C durante 20min en atmósfera de Ar para el aleado de contactos.

## 7.4. Referencias.

- [1] G.Raghavan, M.Sokolich, W.E.Stanchina. IEEE Spectrum Oct. 2000, 47-52.
- [2] K.Remashan, K.N.Bhat. IEEE Electron Dev.Lett. Vol.19, n°12, 446-448 (1998).
- [3] Y-H.Jeong, S-K.Jo, B-H.Lee, T.Sugano. IEEE Electron Dev.Lett. Vol 16, n°3 109-111 (1995).
- [4] D.S.L.Mui, Z.Wang, D.Biswas, A.L.Demirel, N.Teraguchi, J.Reed, H.Morkoç. Appl.Phys.Lett. 62 (25), 3291-3293 (1993).
- [5] K.Oigawa, S-I.Uekusa, Y.Sugiyama, M.Tacano. Jpn.J.Appl.Phys. Vol.26, n°10, 1719-1721 (1987).
- [6] K.P.Pande, V.K.R.Nair. J.Appl.Phys. 55 (8), 3109-3114 (1984).
- [7] T.Sawada, K.Ishii, H.Hasegawa. Jpn.J.Appl.Phys. Vol.21, Sup 21-1, 397-402 (1981).
- [8] S.Takahashi, T.Nakada, K.Kamimura, H.Zama, T.Hattori, A.Kunioka. Jpn.J. Appl.Phys. Vol.26, n°10, L1606-L1609 (1987).
- [9] Y.Iwase, F.Arai, T.Sugano. Appl.Phys.Lett, 52 (17), 1437-1438 (1988).
- [10] R.Iyer, R.R.Chang, D.L.Lile. Appl.Phys.Lett. 53 (2), 134-136 (1988).
- [11] C.S.Sundaraman, J.F.Currie. Can.J.Phys. Vol 70, 1035-1038 (1992).
- [12] M.Akazawa, H.Hasegawa, E.Ohue. Jpn.J.Appl.Phys. Vol.28, n°11 L2095-L2097 (1989).
- [13] A.Antreasyan, W.T.Tsang, P.A.Garbinski. Appl.Phys.Lett. 874-876 (1986).
- [14] A.Antreasyan. P.A.Garbinski, V.D.Mattera Jr., H.Temkin, J.H.Abeles. Appl.Phys.Lett. 51 (14) 1097-1099 (1987).
- [15] S.M.Sze. "Physics of Semiconductor devices", Wiley (New York, 1981).
- [16] L.Geppert, IEEE Spectrum, 23-28, Jan. 1998.

- [17] D.K. Schroeder, "*Semiconductor material and device characterization*", Wiley (New York, 1990).
- [18] R.F. Pierret. "*Dispositivos de efecto campo*" Addison-Wesley Iberoamericana. (Wilmington, 1994).
- [19] J. Kanicki, F.R. Libsch, J. Griffith, R. Polastre. *A.Appl.Phys.* 69 (4), 2339-2345 (1991).
- [20] J.R.Schrieffer. *Phys.Rev.* 97, 641-646 (1955).
- [21] Sumitomo Electric Industries, especificaciones.
- [22] P.R.Gray, R.G.Mayer. "*Análisis y diseño de circuitos integrados analógicos*". Prentice Hall. (México, 1995).
- [23] M.Hatzakis, B.J.Canavello, J.M.Shaw. *IBM J.Res.Develop.* vol.24 no.4, 452-460 (1980).
- [24] A.Wiersch, C.Heedt, S.Schneiders, R.Tilders, F.Buchali, W.Kuebart, W.Prost, F.J.Tegude. *J.Non-Cryst.Solids* 187, 334-339 (1995).
- [25] B.J.Canavello, M.Hatzakis, J.M.Shaw. *IBM J.Res.Develop.* vol.19 no.10, 350 (1977).
- [26] G.G.Collins, C.W.Halsted. *IBM J.Res.Develop.* vol.26 no.5, 596-603 (1982).
- [27] R.M.Halverson, M.W.MacIntyre, W.T.Motsiff. *IBM J.Res.Develop.* vol.26 no.5, 590-595 (1982).
- [28] W.R.Runyan, K.E.Bean. "*Semiconductor Integrated Circuit Processing Technology*" Addison Wesley. (Nueva York, 1990).

# ***Capítulo 8***

---

## ***Resultados de transistores de efecto de campo MISFET***

### **8.1. Introducción**

A lo largo de toda esta memoria se ha venido insistiendo en las mayores prestaciones de los materiales III-V para la fabricación de transistores de efecto de campo, debido a sus altas movilidades y velocidades de electrones. Estas características les hacen tener una especial importancia en circuitos digitales de alta velocidad y en dispositivos de potencia de alta frecuencia. Su principal inconveniente, se ha apuntado ya, es la elevada presencia de estados localizados en la intercara aislante-semiconductor. No obstante, los resultados obtenidos para estos dispositivos son muy prometedores.

Así, por ejemplo, cabe destacar los resultados obtenidos en la década de los 90 por el grupo de Morkoç para transistores sobre GaAs e  $\text{InGa}_x\text{As}_{1-x}$ . En el primero de los casos, emplean estructuras de puerta  $\text{SiN}_x\text{:H}/\text{GaAs}$  en las que intercalan una ICL de Si/Ge para disminuir los defectos de la intercara, obteniendo transconductancias del orden 150 - 170mS/mm para anchuras de puerta de  $3\mu\text{m}$ <sup>[1]-[3]</sup>. En el caso del  $\text{InGa}_x\text{As}_{1-x}$ , la ICL utilizada está formada por una fina capa de Si. Los transistores con una estructura de puerta  $\text{InGa}_x\text{As}_{1-x}$ .

$x/\text{Si}/\text{SiN}_x\text{:H}$  presentan tranconductancias del orden de  $200\text{mS}/\text{mm}$  para longitudes de puerta de  $2\mu\text{m}$ <sup>[4],[5]</sup>. También se han realizado estudios sobre materiales III-V cuaternarios con otros aislantes de puerta, como las estructuras formadas por  $\text{InGaAsP}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ , que llegan a presentar valores de movilidad efectiva próximos a  $3500\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ <sup>[6]</sup>.

Centrándonos en el InP como sustrato del dispositivo, tenemos que señalar la gran cantidad de estructuras de puerta y procesos de minimización de estados en la intercara que se han estudiado. Sin embargo, los mejores resultados se han obtenido para dos tipos de aislante:  $\text{SiN}_x\text{:H}$  y  $\text{SiO}_2$ . En el primer caso, la fabricación es más sencilla porque no requiere procesos químicos de pasivación de la superficie del InP. Para este tipo de estructuras, unos de los mejores resultados publicados son los de K.Oigawa *et al.* <sup>[7]</sup>, que presenta movilidades de saturación cercanas a  $3000\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  y transconductancias de  $55\text{mS}/\text{mm}$ . Para el caso de las estructuras con aislante de puerta  $\text{SiO}_2$ , las técnicas más habituales de tratamiento de la superficie del InP son dos: pasivación química con soluciones de S y tratamientos que enriquezcan de P la superficie. En estos casos, los mejores resultados encontrados en la bibliografía son los del grupo K.Vaccaro *et al.* <sup>[8]</sup> para estructuras  $\text{SiO}_2/\text{CdS}/\text{InP}$  y capas buffer de InGaAs en el canal, que presentan transconductancias próximas a  $70\text{mS}/\text{mm}$ ; y los del grupo K.P.Pande *et al.* <sup>[9]</sup>, con movilidades próximas a  $3500\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$  y transconductancias en torno a  $52\text{mS}/\text{mm}$  para estructuras de puerta  $\text{SiO}_2/\text{zona rica en P}/\text{InP}$ .

Las posibilidades para optimizar las características de los transistores ( $I_{\text{max}}$ ,  $g_m$  y  $\mu$ ) más estudiadas son dos: la densidad de estados y la resistencia de contactos. Ambas posibilidades se analizarán en este capítulo, aunque se hará mayor hincapié en la primera. En primer lugar se realizará una optimización de los contactos, y para ello, se probarán distintas limpiezas de la superficie del semiconductor previas al depósito del contacto, y posteriormente una implantación de esta zona. Una vez hecho esto, se tratará de optimizar el transistor mejorando la intercara aislante/semiconductor, y para ello se comenzará por buscar la composición del  $\text{SiN}_x\text{:H}$  más adecuada. A continuación, se hará uso de los diferentes procesos de reducción de estados interfaciales estudiados a lo largo de esta tesis sobre estructuras MIS: uso de aislantes compuestos (bicapas), recocidos térmicos rápidos (RTA) tras el depósito del aislante y limpieza mediante

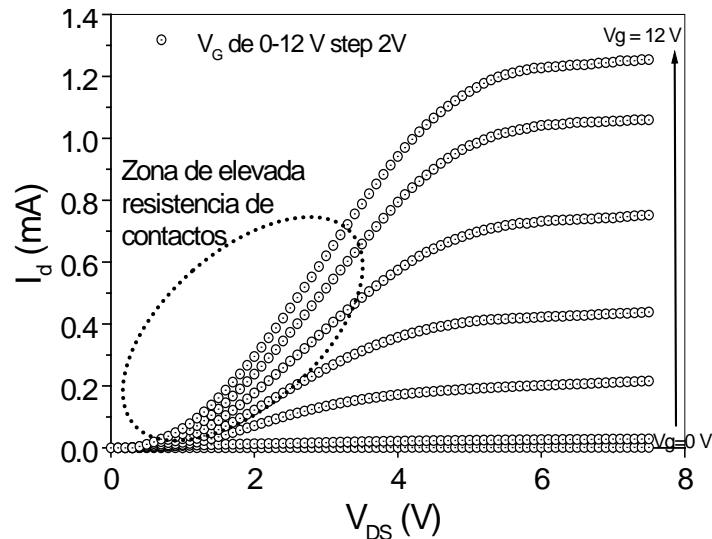
plasma de  $N_2$  previa al depósito del mismo. No obstante, hay que señalar aquí que, con los resultados obtenidos, no pretendemos proporcionar un modelo eficiente del transistor desde el punto de vista de las aplicaciones a circuitos, sino que intentamos establecer una relación entre los defectos de la estructura y los resultados electrónicos, demostrando la viabilidad de los procesos propuestos para estructuras MIS en su aplicación a MISFET.

## 8.2. Resultados de MISFET con contactos difundidos

En este primer apartado, vamos a analizar los transistores cuyos contactos de drenador y fuente están formados por difusión del Ge, procedente del contacto metálico tras el aleado. La razón de empezar a realizar transistores mediante esta técnica de difusión, obedece a la sencillez de fabricación y al hecho de no introducir ningún paso adicional o diferente respecto a los utilizados en la fabricación de los MIS. La composición del aislante utilizada en todas las muestras presentadas en este apartado es de  $x=1.55$ , con un espesor de aislante de  $500\text{\AA}$ , ya que como se ha visto a lo largo de la tesis, es la composición que menores densidades de estado presenta en la intercara (para el caso de aislante de una sola composición). Todos los transistores mostrados en este apartado tienen una longitud de canal de  $10\mu\text{m}$ .

En la Figura 8.1 se muestran los resultados de las medidas I-V para un transistor MISFET con estas características, en el que el área de los contactos ha sido limpiada tan sólo mediante el proceso de desengrasado (tricloroetileno + acetona + metanol) antes de ser evaporada. Los valores de corriente en saturación ( $\sim 1.1\text{mA}$ ) son bastante buenos, comparándolos con los presentados para transistores sin implantación de contactos por grupos como Takahashi *et al.*<sup>[10]</sup> (estructura de puerta Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP) y Sawada *et al.*<sup>[11]</sup> (estructura de puerta Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Pasivación de S/InP), cuyos transistores presentan corrientes del orden de  $2\mu\text{A}$  para  $V_G=40\text{V}$  y  $0.4\text{mA}$  para  $V_G=7\text{V}$ , respectivamente. Sin embargo, en nuestros transistores se aprecia un serio problema de resistencias de contacto en la zona lineal<sup>[7],[12]</sup>. El curvamiento de las características I-V para bajos valores de  $V_{DS}$  es debido a que los contactos de drenador y fuente se comportan de forma rectificante, presentando además altos valores de resistencia, lo que evidencia su mala calidad. Este efecto no aparece siempre en todas las muestras estudiadas, ni

siquiera es repetitivo en transistores de la misma muestra, lo cual hace suponer que puede deberse a un problema de limpieza de contactos, en los que quedan restos de suciedad u óxido de forma aleatoria e incontrolada.



**Figura 8.1.** Características I-V de salida de un transistor MISFET sobre InP:Fe con estructura de puerta Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP, composición de aislante  $x=1.55$  y grosor 500Å. Los contactos están realizados por difusión tras la evaporación de AuGe/Au y han sido aleados en atmósfera de Ar a 300°C durante 20min. La longitud del canal es de 10µm.

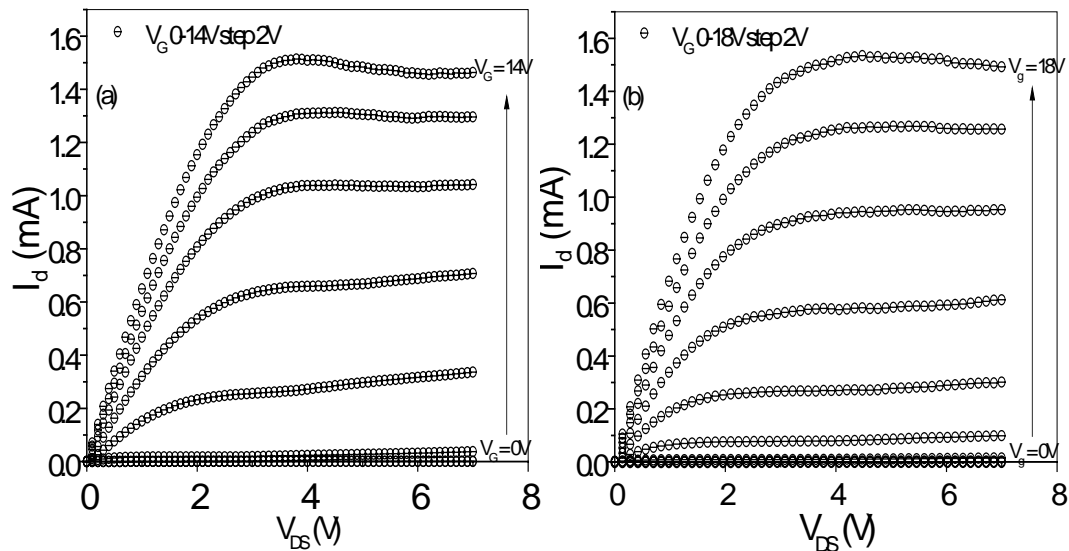
Para evitar estos efectos no controlados, buscamos una limpieza más adecuada del área de contactos antes de evaporar las muestras. En este caso, parece conveniente realizar un comido superficial de esa región para eliminar posibles óxidos o contaminantes que deterioren el comportamiento del contacto. Para ello, vamos a analizar los resultados obtenidos con dos posibles limpiezas:

- (a) Un ataque de 1min con HIO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O al 10% en peso, tras la limpieza de desengrasado.
- (b) Un ataque de 1min con H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (1:1), tras la limpieza de desengrasado.

Ambas se usan habitualmente como comidos superficiales del InP. La primera es la que se ha utilizado en esta memoria como paso previo al depósito del aislante, también empleada por otros grupos para la limpieza de contactos<sup>[13]</sup>. La segunda se utiliza también como ataque para preparar la superficie para los contactos, antes o después de la implantación de la zona<sup>[14]</sup>.



Las características I-V obtenidas para ambos procesos se muestran en la Figura 8.2. En ambos casos el aislante utilizado tiene una composición de  $x=1.55$  y un espesor de  $500\text{\AA}$ , y los resultados mostrados corresponden a transistores de  $10\mu\text{m}$  de canal.



**Figura 8.2.** Características I-V de salida de transistores MISFET sobre InP:Fe con estructura de puerta Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP, composición de aislante  $x=1.55$  y grosor  $500\text{\AA}$ . Los contactos están realizados por difusión tras la evaporación de AuGe/Au y han sido aleados en atmósfera de Ar a  $300^\circ\text{C}$  durante 20min. La longitud del canal es de  $10\mu\text{m}$ . (a) Área de contactos limpiada con HIO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O (10% en peso) durante 1min. (b) Área de contactos limpiada con H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (1:1) durante 1min. Ambas limpiezas se realizaron antes de la evaporación de dicho contacto.

Se comprueba la clara mejoría de las características de salida en las regiones lineales, obteniéndose además de forma repetitiva tanto en varios transistores de la misma muestra como en distintas muestras. Los valores máximos de corriente alcanzados con las dos limpiezas son similares a los obtenidos en la Figura 8.1, si bien debemos fijarnos en los valores de tensión de puerta para los cuales se obtienen estas corrientes máximas. En el caso de la limpieza con HIO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O, Figura 8.2 - a, se obtienen valores máximos de  $I_D$  cercanos a  $1.6\text{mA}$  para tensiones de puerta de  $V_G=14\text{V}$ , mientras que para la limpieza H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, Figura 8.2 - b, se necesitan tensiones  $V_G=18\text{V}$  para obtener los mismos valores de  $I_D$ . Esto nos indica que las muestras cuyos contactos se preparan con limpiezas de HIO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O, presentan mejores valores de transconductancia (en saturación) que aquellas cuyas regiones de contacto se limpian con H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>. En la Tabla 8.1 se recogen los valores medios de los principales parámetros de las muestras analizadas: tensión umbral ( $V_{th}$ ), calculada en la región lineal tal y como se describió en el Capítulo 7,

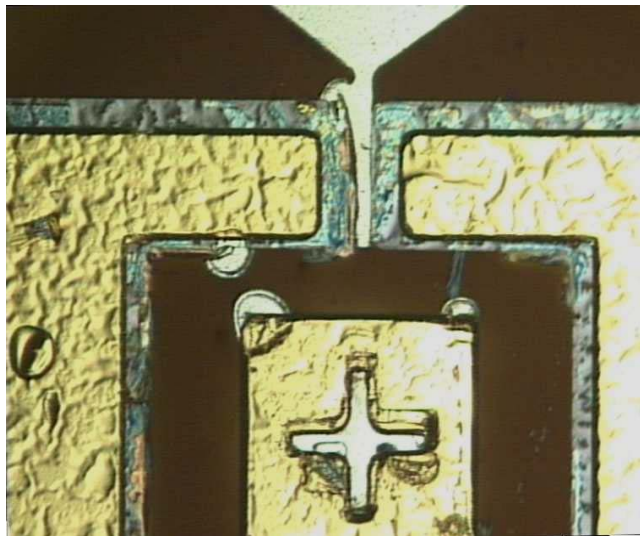
y los máximos de transconductancia en saturación ( $g_m$ ), movilidad de efecto de campo ( $\mu_{FE}$ ) y efectiva en región lineal ( $\mu_{eff}$ ) y movilidad en saturación ( $\mu_{sat}$ ). Los mejores valores se obtienen para la muestra tratada con  $HIO_3:H_2O$  en las regiones de contactos.

Los valores de tensión umbral son bastante buenos, lo cual indica que la cantidad de cargas en la intercara o en el volumen del aislante de las láminas es relativamente baja, tal y como ocurría en las estructuras MIS.

	$V_{th}$ (V)	$g_m$ (mS/mm)	$\mu_{FE}$ (cm <sup>2</sup> /Vs)	$\mu_{eff}$ (cm <sup>2</sup> /Vs)	$\mu_{sat}$ (cm <sup>2</sup> /Vs)
<b>Sin ataque de ácidos</b>	-0.2	1.7	254	130	100
<b>Con <math>HIO_3:H_2O</math> 1min</b>	0.2	2.3	945	750	610
<b>Con <math>H_3PO_4:H_2O_2</math> 1min</b>	0.8	2	860	500	200

**Tabla 8.1.** Comparación de los valores de tensión umbral ( $V_{th}$ ), transconductancia en saturación ( $g_m$ ), movilidad de efecto de campo ( $\mu_{FE}$ ) y efectiva en región lineal ( $\mu_{eff}$ ) y movilidad en saturación ( $\mu_{sat}$ ), para los tres posibles tratamientos de área de contacto de drenador y fuente analizados.

Los valores relativamente bajos de movilidad y transconductancia obtenidos pueden deberse a varios factores, entre ellos la rugosidad de la superficie, el aumento del scattering en la intercara aislante-semiconductor, la presencia de estados en esta intercara y, también, la todavía baja calidad de los contactos drenador-fuente<sup>[15]</sup>. Sin embargo, estos resultados son mejores que los presentados para estructuras con contactos difundidos, como la  $\mu_{eff} = 0.01\text{cm}^2/\text{V s}$  del grupo Takahashi *et al.*<sup>[10]</sup> para MISFET con estructura de puerta Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP y  $L=30\mu\text{m}$ ; o la  $\mu_{eff} = 700\text{cm}^2/\text{V s}$  de Sawada *et al.*<sup>[11]</sup> para MISFET de estructura de puerta Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Pasivación de S/InP y  $L=42\mu\text{m}$ . Esto indica una superior calidad de contactos y una menor densidad de estados de la intercara en nuestras estructuras.



*Ilustración 8.1.* Detalle del estado de los contactos drenador-fuente tras un proceso de recocido RTA de 500°C/30s para optimizar la densidad de estados de la intercara en la puerta del transistor MISFET.

Además de la limpieza de la región de contactos, se han probado otros procesos para mejorar los valores de transconductancia, movilidad y corriente de los transistores. Entre ellos, se encuentran distintos procesos de aleado de contactos, siempre en atmósfera de Ar: 350°C durante 2min (en horno convencional) ó 300°C y 350°C durante 30s (en RTA). En todos estos casos, los resultados obtenidos son similares a los ya presentados, lo cual nos indica que la difusión de contactos no se puede optimizar más.

Otro proceso que optimizaría las propiedades de estos transistores, mejorando las densidades de estado en la intercara aislante-semiconductor, sería el recocido RTA ya estudiado en Capítulos anteriores de esta memoria. Sin embargo, este tipo de recocido no es aplicable aquí, ya que el proceso de fabricación del transistor exige que el contacto de AuGe/Au se deposite antes que el aislante. Por esta razón, el proceso de recocido, que debería mejorar la estructura de puerta, deteriora de tal modo los contactos de drenador y fuente debajo del aislante que no es posible medir ningún tipo de característica I-V debido a las elevadas resistencias de contacto y al ruido introducido. Este deterioro se muestra en la Ilustración 8.1.

Ambas limitaciones obligan a buscar como única solución para mejora de las estructuras MISFET la variación en el proceso de fabricación. En nuestro caso,

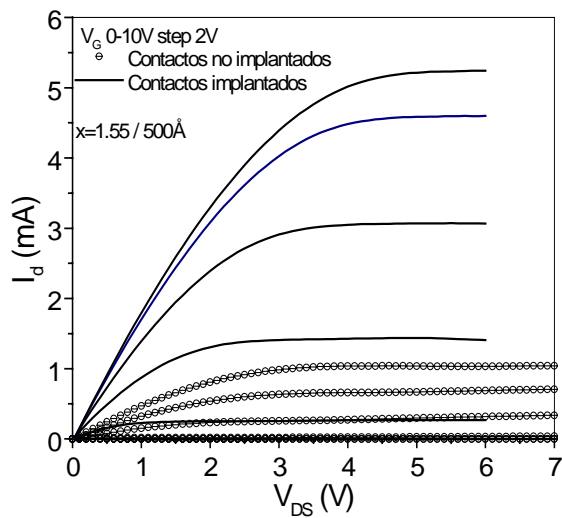
como forma más sencilla, se realizará introduciendo la implantación de contactos de drenador y fuente.

### 8.3. Resultados de MISFET con contactos implantados

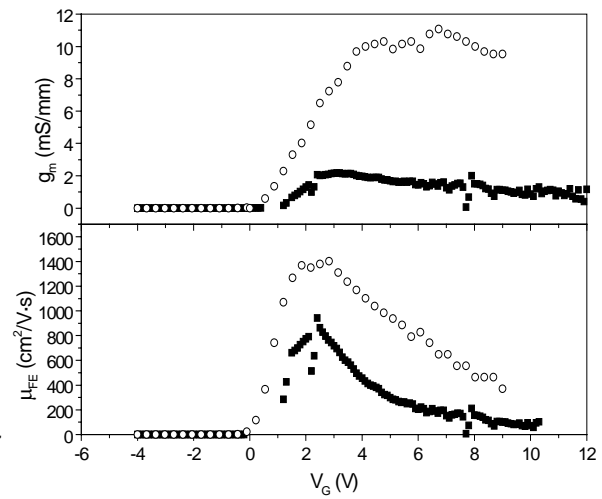
En este apartado nos dedicaremos a analizar las características de los transistores con contactos implantados. La implantación estudiada, como ya se mencionó en el Capítulo 7, es única y consiste en una dosis de  $10^{14}\text{cm}^{-2}$  de  $^{28}\text{Si}^+$  a una energía de implantación de 80KeV. El proceso de recocido para la activación de la implantación también es el único que se ha estudiado, y ha consistido en un proceso de  $800^\circ\text{C}$  durante 10s. De acuerdo con los estudios de implantación sobre este material realizados por el Dr. J. M. Martín en su tesis doctoral<sup>[14]</sup>, este proceso generará una concentración máxima de portadores (electrones) en las zonas dopadas de  $2 \cdot 10^{18}\text{cm}^{-3}$  aproximadamente, lo que supone una activación próxima al 30%. Aunque no es una activación muy elevada, proporciona un número de portadores suficientemente elevado en los contactos del transistor.

Como primer paso de este apartado, vamos a mostrar una comparación de los resultados obtenidos sobre dos muestras realizadas simultáneamente, con un aislante de puerta de composición  $x=1.55$  y  $500\text{\AA}$  de espesor, que se diferencian tan sólo en que una de ellas posee las regiones de contactos implantados. En la muestra no implantada se han limpiado las regiones de contactos con la disolución de  $\text{HIO}_3:\text{H}_2\text{O}$  que, como se ha visto en el punto anterior de este Capítulo, presenta mejores características eléctricas de los contactos. Los resultados I-V de ambas muestras se presentan en la Figura 8.3, y la comparación de los valores de transconductancia y movilidad se comparan en la Figura 8.4.

Tal y como se aprecia en la Figura 8.3, la corriente ha aumentado del orden de cinco veces en el transistor implantado respecto al que no lo está. Este hecho indica que la mayor restricción en los resultados de las muestras con contactos difundidos son los contactos de drenador y fuente. Además de mejorar estos contactos, los altos valores de movilidad (cerca de  $1500\text{cm}^2/\text{V s}$ ) y transconductancia (en torno a  $11.5\text{mS}/\text{mm}$ ) presentados en la Figura 8.4, demuestran que este proceso no es dañino para la superficie del InP en el canal.



**Figura 8.3.** Comparación de los resultados de las medidas I-V para dos muestras de composición de aislante  $x=1.55$  ( $R=9$ ), una (○) sin los contactos implantados y con limpieza de  $\text{HIO}_3:\text{H}_2\text{O}$  en la región de contactos, y otra (-) con los contactos implantados con  $^{28}\text{Si}^+$ ,  $1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  de dosis y  $80 \text{ KeV}$  de energía.



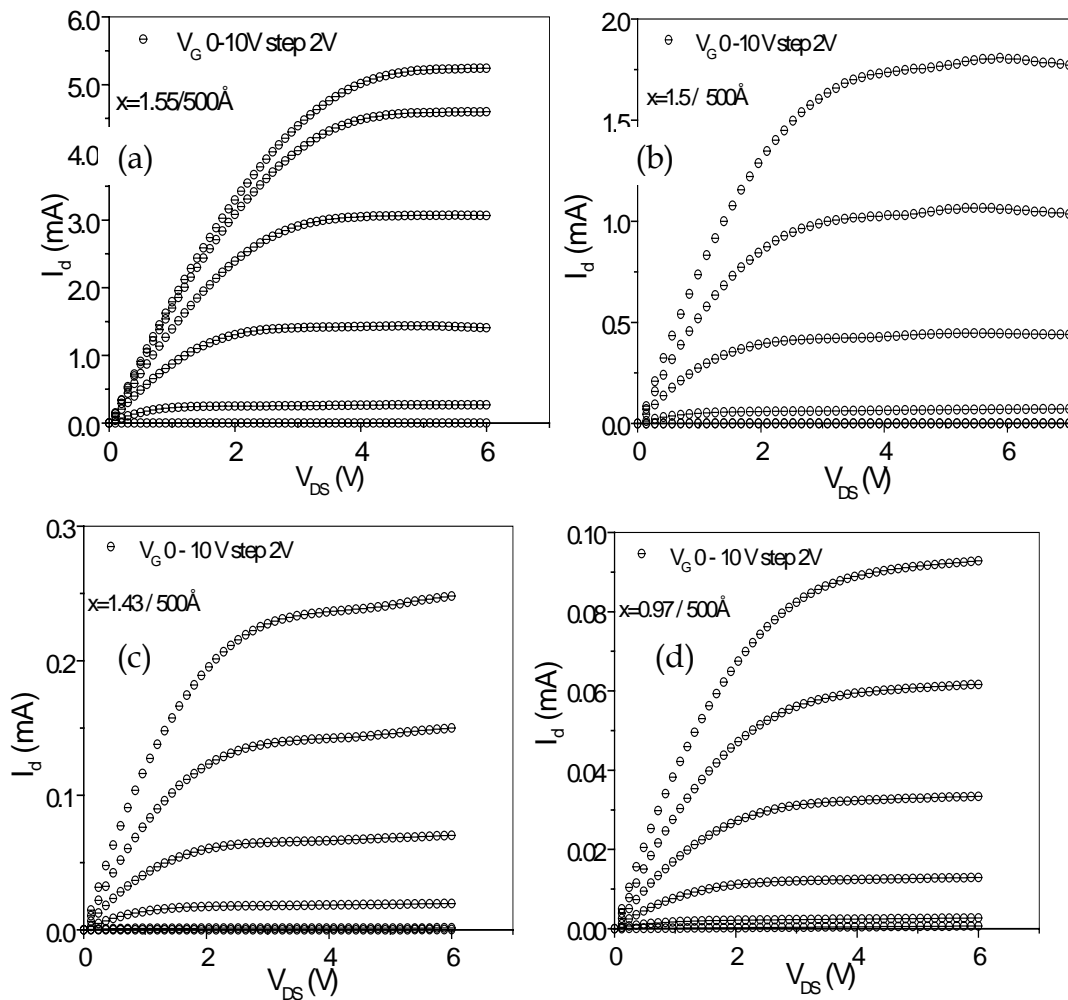
**Figura 8.4.** Comparación de las dependencias de la transconductancia y la movilidad de efecto de campo con  $V_G$ , para las mismas muestras que en la Figura 8.3: (○) muestra sin implantación de contactos, y (■) muestra con contactos implantados.

A pesar de estos buenos resultados, cabe esperar una mejora de los mismos optimizando el proceso de implantación de contactos (variando dosis, energía y recocido). Sin embargo, este estudio no será el siguiente paso en esta memoria. Lo que pretendemos es analizar el comportamiento de los parámetros del transistor ( $g_m$ ,  $\mu_{FE}$ ) en función de la optimización de la intercara, estableciendo los criterios que permitan seleccionar las estructuras de puerta que mejores resultados aporten a las características del transistor.

### 8.3.1. Resultados en función de la composición del aislante

En este apartado se presenta el estudio de las características de los transistores MISFET en función de la composición del aislante de puerta, manteniendo siempre el espesor de éste ( $500 \text{ Å}$ ) y la longitud de puerta ( $10 \mu\text{m}$ ), de forma que la comparación sólo refleje los cambios de dicha composición. En la Figura 8.5 se muestran las características I-V para las cuatro composiciones analizadas: (a)  $x=1.55$ ; (b)  $x=1.5$ ; (c)  $x=1.43$ ; (d)  $x=0.97$ . Lo más relevante de estos resultados es la variación de los máximos de corriente obtenidos. Estos valores disminuyen un orden de magnitud conforme se pasa de composiciones ricas en N, a

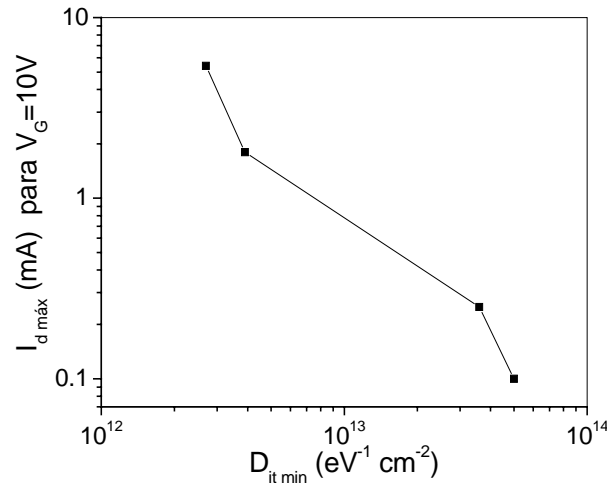
composiciones próximas a la estequiométrica o ricas en Si. Puesto que la única variación entre unas muestras y otras es la composición de aislante, parece evidente que este comportamiento está directamente relacionado con la densidad de estados en la intercara.



**Figura 8.5.** Comparación de las características I-V de salida de transistores MISFET en función de la composición del aislante de puerta. En todos los casos el aislante tiene un espesor de 500 Å. Las composiciones de aislante analizadas son: (a)  $x=1.55$  ( $R=9$ ); (b)  $x=1.5$  ( $R=5$ ); (c)  $x=1.43$  ( $R=1.6$ ); y (d)  $x=0.97$  ( $R=1$ ).

Como muestra de la correspondencia entre corriente máxima en saturación y densidad de estados, presentamos en la Figura 8.6, en la que se establece una relación entre la máxima corriente medida en un transistor y la mínima densidad de estados en la intercara medida en una estructura MIS con la misma composición del aislante de puerta. Los datos de corriente máxima se han tomado de las regiones de saturación ( $V_{DS}=6V$ ) con una polarización de puerta de  $V_G=10V$ .

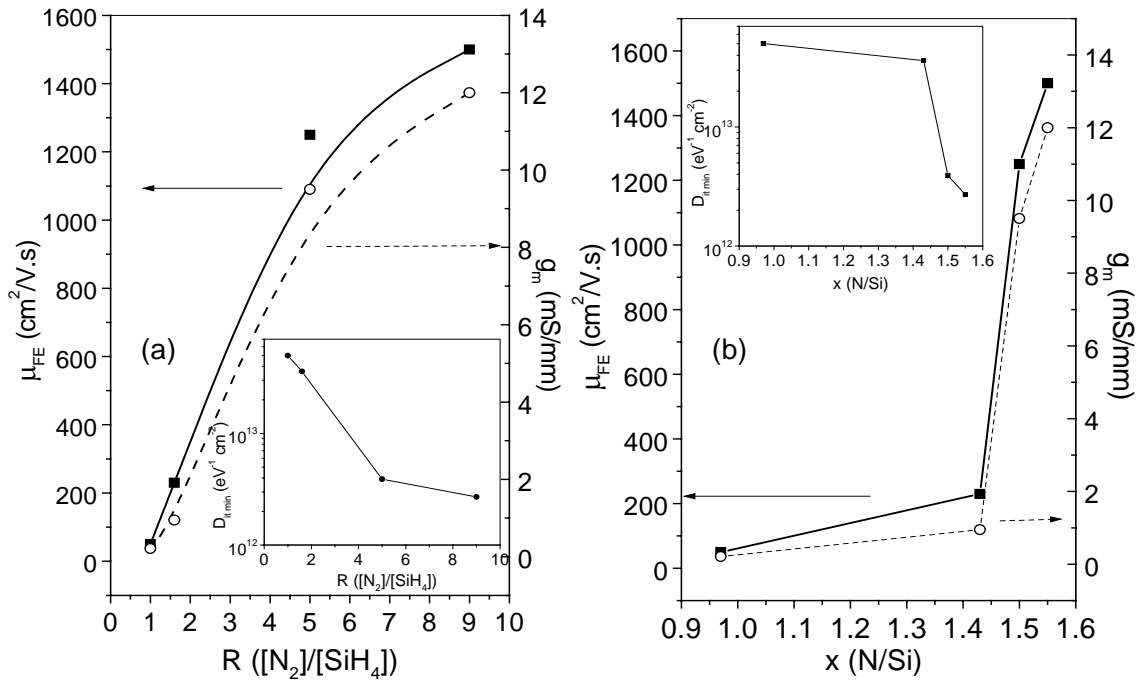
Esta figura muestra perfectamente la abrupta disminución de corriente de drenador conforme aumenta la densidad de estados.



**Figura 8.6.** Relación entre las mínimas densidades de estado ( $D_{it\ min}$ ) obtenidas sobre estructuras MIS y las máximas corrientes de drenador ( $I_{d\ máx}$ ), para transistores en saturación con una tensión de puerta  $V_G=10V$ .

Para mayor claridad, en la Figura 8.7 se representan las variaciones de los valores máximos de transconductancia y movilidad de efecto de campo medidas para las distintas composiciones de aislante estudiadas. En la Figura 8.7 - a se muestran en función de la relación de flujos de gases empleada en el depósito del aislante (R), mientras que en la Figura 8.7 - b se hace en función de la relación atómica N/Si (x). Además, en cada una de estas gráficas aparece insertada, a modo de comparación, la dependencia de los mínimos de la densidad de estados de la intercara en función de la composición del aislante, ya mostrada en el Capítulo 4.

Se comprueba directamente cómo la disminución de las densidades de estados se refleja en sendos aumentos de la movilidad y de la transconductancia de los transistores. Aunque no podemos afirmar que las densidades de estados interfaciales sean las mismas que las medidas en las estructuras MIS, puesto que se trata de sustratos diferentes, sí podemos afirmar que, la dependencia de estos estados con la composición del aislante es la misma sobre el sustrato de InP:Fe, utilizado en los transistores, que la obtenida sobre InP (no dopado), que se empleó en las estructuras MIS.



**Figura 8.7.** Comparación de los resultados de movilidad efectiva (en región lineal) y de transconductancia (en saturación) en función de la composición del aislante, dada como: (a) relación de flujos de los gases del depósito ( $R$ ); (b) relaciones atómicas ( $x$ ). Las figuras insertadas muestran la evolución de los mínimos de densidad de estados en la intercara aislante-semiconductor en función de la composición del aislante, medidos en esta memoria sobre estructuras MIS.

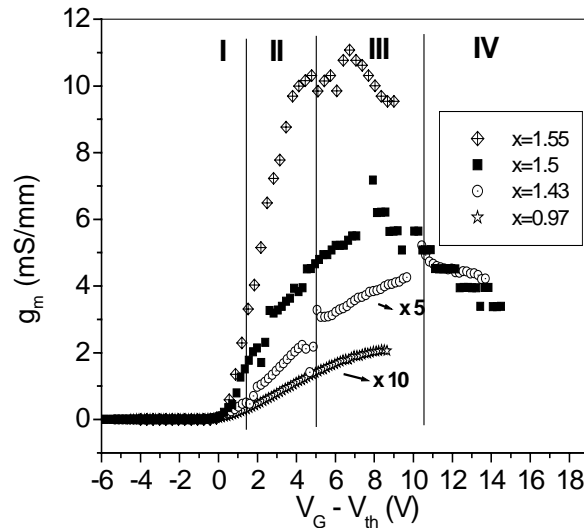
Se puede demostrar<sup>[16]</sup> que para los transistores MISFET de vaciamiento existe una relación directa entre la densidad de estados en la intercara aislante-semiconductor y la transconductancia en continua, válida tanto para Si<sup>[16]</sup> como para semiconductores III-V<sup>[17]</sup>, que viene dada por:

$$g_{m,dc} = \frac{KC_d C_{in}}{(C_{in} + C_d + C_{inv} + C_{it})} \quad (8.1.1)$$

donde  $K = \mu W V_{DS} / L$ ,  $C_{in}$  es la capacidad del aislante de puerta,  $C_d$  es la capacidad de vaciamiento,  $C_{inv}$  es la capacidad de la capa de inversión,  $C_{it}$  es la capacidad estática de los estados interfaciales ( $C_{it} = qN_{it}$ ,  $N_{it}$  es la densidad de estados interfaciales),  $\mu$  es la movilidad de portadores, y  $W$  la anchura del canal. Esta expresión predice una disminución de los valores de transconductancia conforme aumentan los estados de la intercara,  $N_{it}$ , debido a la presencia de  $C_{it}$  en el denominador de la expresión (8.1.1). Aunque esta expresión está deducida para transistores de vaciamiento y los nuestros son de acumulación, sirve para explicar



el comportamiento de  $g_m$  con  $D_{it}$ , confirmando con ello nuestros resultados de la Figura 8.7.



**Figura 8.8.** Comparación de las curvas  $g_m(V_G - V_{th})$  obtenidas para las distintas composiciones de aislante estudiadas: ( $\oplus$ )  $x=1.55$ ; ( $\blacksquare$ )  $x=1.5$ ; ( $\text{⊞}$ )  $x=1.43$ ; ( $\star$ )  $x=0.97$ .

Además de este hecho, la expresión (8.1.1) nos permite explicar fácilmente la aparentemente complicada dependencia de la transconductancia con  $V_G$ , con un máximo próximo a  $V_{th}$ . Estas dependencias se muestran en la Figura 8.8 para las cuatro composiciones de aislante estudiadas. Desde vaciamiento a débil inversión (región II de esta figura),  $C_d$  disminuye progresivamente, conduciendo a la reducción de  $g_m$ <sup>[16]</sup>. En el principio de la fuerte inversión (región I), se alcanza el máximo vaciamiento y  $C_d$  se satura. Por otro lado,  $C_{inv}$  crece exponencialmente, acarreando la rápida caída de  $g_m$ . El efecto que produce el aumento de las trampas interfaciales que hemos visto conlleva una disminución de  $g_m$ , debido a la presencia de una capacidad asociada a estos estados,  $C_{it}$ <sup>[16]</sup>, hecho que recoge perfectamente la Figura 8.8.

En fuerte acumulación (región IV), la disminución de  $g_m$  es debida a la reducción de la movilidad superficial  $\mu_s$  con  $V_G$  ( $\mu_s = \mu_0 [1 + \theta(V_G - V_{FB})]^{-1}$ ; donde  $\theta$  es el factor de reducción de movilidad). De hecho, la conducción superficial se vuelve dominante en la región de fuerte acumulación, y  $g_m$  se obtiene sustituyendo<sup>[16]</sup> en la expresión (8.1.1)  $C_d$  por la capacidad de la capa de acumulación y la movilidad del semiconductor ( $\mu$ ) por la de superficie ( $\mu_s$ ).

Los valores de movilidad de efecto de campo en la región lineal ( $\sim 1400 \text{ cm}^2/\text{V s}$ ) y de transconductancia en saturación ( $\sim 12 \text{ mS/mm}$ ) obtenidos para la composición más rica en nitrógeno,  $x=1.55$ , son del mismo orden de magnitud que los presentados por otros grupos para estructuras similares: R.Iyer *et al.*<sup>[18]</sup>, obtienen una  $g_m=12\text{mS/mm}$  para transistores sobre InP:Fe con SiO<sub>2</sub> como aislante de puerta, y un proceso de pasivación de la superficie del InP con (NH<sub>4</sub>)<sub>2</sub>S<sub>x</sub> previa al depósito del aislante; C.S.Sundararaman *et al.*<sup>[19]</sup>, para estructuras SiN<sub>x</sub>:H/InP:Fe de contactos implantados, presenta valores de transconductancia en torno a 12mS/mm tras un proceso de pasivación con S; y por último, Y-H Jeong *et al.*<sup>[20]</sup>, que para una estructura de puerta P<sub>3</sub>N<sub>5</sub>/pasivación de S/InP e implantación de contactos, presenta una  $g_m=2.7\text{mS/mm}$  y una  $\mu_{FE}=2300\text{cm}^2/\text{V s}$ . Además, cabe destacar los buenos valores máximos obtenidos para la movilidad, aproximadamente 1/3 de la movilidad del *bulk* del InP; resultado muy similar, e incluso superior, al obtenido para otros transistores MISFET con estructura de puerta Al/SiN<sub>x</sub>:H/InP, cuyos valores de movilidad son del orden de 1200  $\text{cm}^2/\text{V s}$ <sup>[21]</sup>.

Para transistores con estructuras de contactos mucho más complicadas, como aquéllos formados por una serie de capas epitaxiales que controlen la concentración de portadores de los mismos, se obtienen resultados mejores. Un ejemplo de ello, son los valores de movilidad y transconductancia presentados por C.S.Sundararaman *et al.*<sup>[22]</sup>, del orden de  $\mu_{eff}=4400 \text{ cm}^2/\text{V s}$  y  $g_m=150\text{mS/mm}$ , para un dispositivo de estructura SiN<sub>x</sub>:H/Capa de Control Interfacial (ICL)/InP/In<sub>0.53</sub>Ga<sub>0.47</sub>As/InP y de canal dopado. No obstante, estos transistores presentan como principales inconvenientes el elevado coste de obleas con epitaxias tan específicas y la complejidad de fabricación del dispositivo final.

Creemos, por tanto, que sería posible mejorar aún más las características de los transistores, optimizando los contactos de drenador y fuente. Por nuestra parte, quedaría por realizar un estudio más exhaustivo de la dependencia de las propiedades de estos transistores con los parámetros de la implantación de dopado (dosis, energía, recocido de activación, aleado de contactos,...), pero este estudio escapa al objetivo de este trabajo.

Como última opción, queda la posibilidad de mejorar los MISFET mediante la reducción de los estados interfaciales que, como hemos visto con anterioridad,

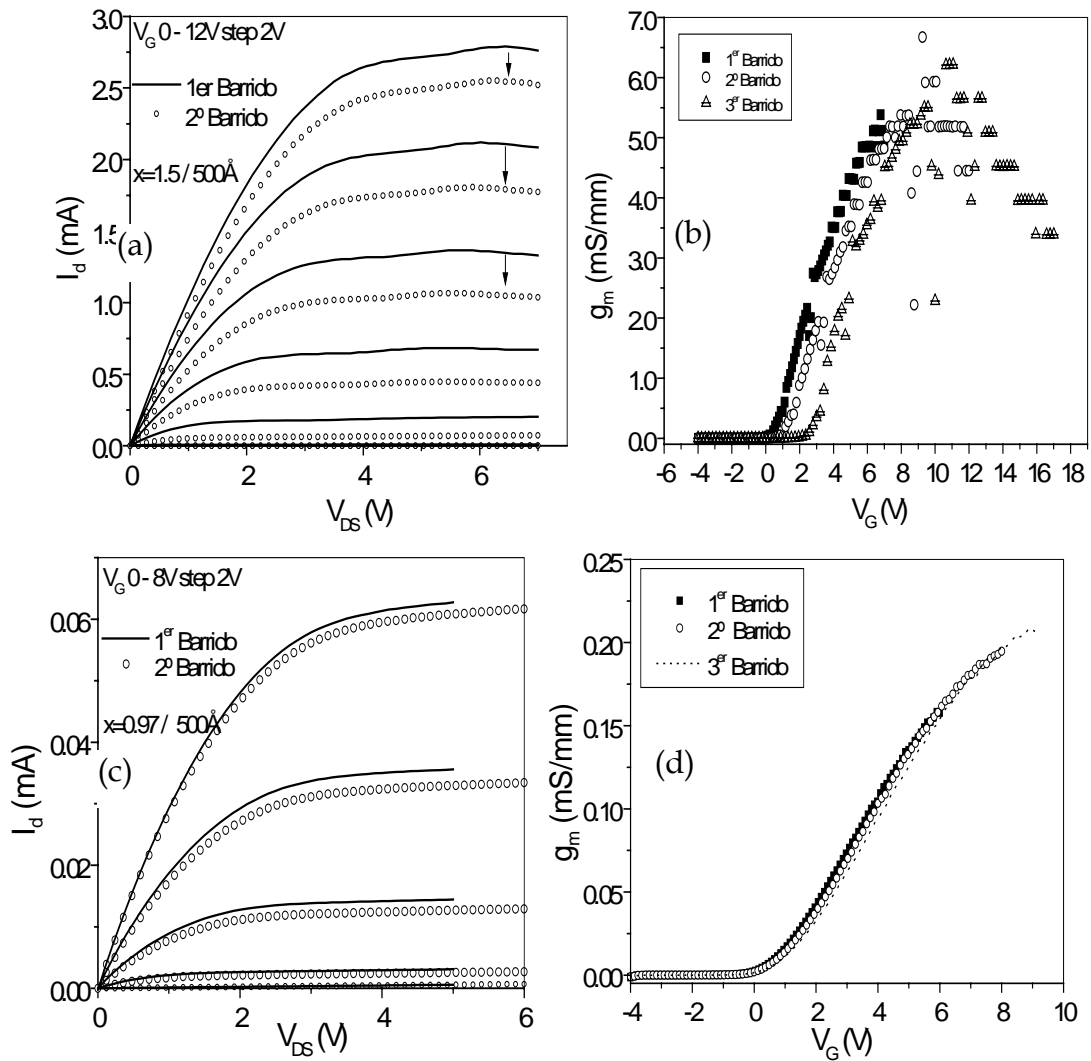
tienen influencia directa sobre los valores de corrientes, movilidades y transconductancia. Para ello, recurriremos a los procesos mostrados en los Capítulos 4, 5 y 6 de esta memoria, como son los aislantes compuestos por dos capas de diferente composición (bicapas), la limpieza con plasmas de  $N_2$  previa al depósito del aislante y los recocidos térmicos rápidos (RTA).

No obstante, antes de pasar a analizar más resultados, queremos hacer hincapié en un efecto detectado en las medidas realizadas para las distintas composiciones, y que creemos que tiene especial importancia a la hora de establecer la calidad de las películas aislantes de la estructura de puerta. Esto es, los efectos de atrapamiento de carga detectados en función de la composición del aislante.

### ***Efectos del atrapamiento de carga***

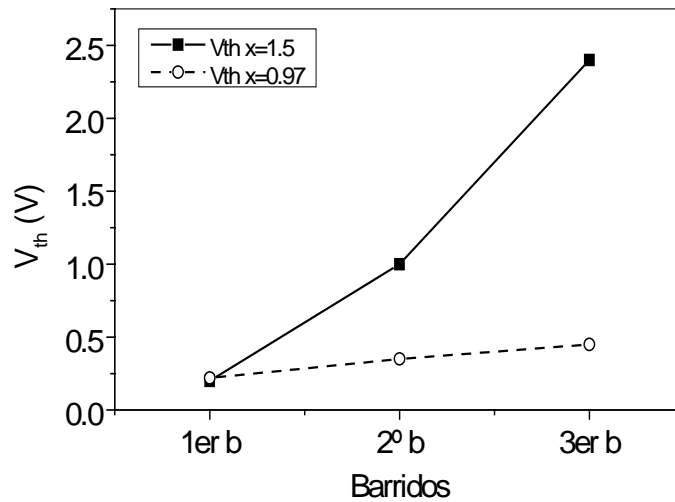
La estabilidad (o deriva) de la corriente  $I_D$  en un transistor MISFET es considerada generalmente como un impedimento para lograr una realización satisfactoria de estos dispositivos en un circuito práctico. Esta deriva se manifiesta en una gran variedad de fenómenos, incluyendo entre éstos la aparición de histéresis en las medidas C-V y en las características de salida del transistor, en la disminución, o a veces, en el aumento de la tensión umbral,  $V_{th}$ , en la saturación de la corriente  $I_D$  con el tiempo, y en la dispersión en baja frecuencia de la transconductancia del transistor<sup>[13]</sup>. Dicha deriva, que es principalmente debida al atrapamiento de una fracción de electrones del canal por los estados de la intercara, se ha demostrado que es especialmente significativa en el caso de transistores MISFET de inversión<sup>[23],[24]</sup>.

En nuestro caso, las medidas sucesivas de las características I-V de los transistores revelan efectos de atrapamiento, dependiendo de la composición del aislante. En la Figura 8.9 se muestran los resultados obtenidos para dos barridos sucesivos para dos composiciones de aislante: (a)  $x=1.5$  ( $R=5$ ) y (c)  $x=0.97$  ( $R=1$ ). Además se muestra también la influencia de estos barridos sucesivos sobre otros parámetros, como por ejemplo, la transconductancia en saturación: (b)  $x=1.5$  ( $R=5$ ) y (d)  $x=0.97$  ( $R=1$ ). Estas muestras, igual que las presentadas hasta ahora, tienen un espesor de aislante de  $500\text{\AA}$  y una longitud de puerta de  $10\mu\text{m}$ .



**Figura 8.9.** Comparación de los efectos de atrapamiento de carga sobre las características I-V y  $g_m$ - $V_G$  para la composición de aislante  $x=1.5$  ( $R=5$ ) (a) y (b), respectivamente, y la composición  $x=0.97$  ( $R=1$ ), (c) y (d) respectivamente.

En el caso de la composición rica en N ( $x=1.5$ ) se observa que al realizar el segundo barrido, los valores de corriente disminuyen para todos los valores de tensión de puerta medidos. En la transconductancia, se aprecia una ligera variación de su máximo, pero sobre todo, un desplazamiento del mismo que indica una variación de la tensión umbral. En el caso de la composición rica en Si ( $x=0.97$ ), se observa una leve modificación de los valores de corriente al realizar sucesivos barridos. Las variaciones de los máximos de transconductancia o de la tensión umbral no presentan variaciones muy acusadas, puesto que entran dentro de los márgenes de error de las medidas.



**Figura 8.10.** Comparación de la evolución de la tensión umbral con el número de barridos consecutivos en estructuras MISFET, con composición de aislante (■)  $x=1.5$  ( $R=5$ ) y (○)  $x=0.97$  ( $R=1$ ).

Estas variaciones de tensión umbral en función del número de barridos de ambas composiciones se muestran de forma más clara en la Figura 8.10. Estos fenómenos indican que las variaciones (o derivas) de la corriente de salida de dichos transistores, se deben a dos causas. Por un lado, es causado por el atrapamiento de carga de las láminas ricas en N, disminuyendo con ello la carga que circula por el canal del transistor y el campo efectivo en la puerta, por lo que disminuye la corriente de drenador; sin embargo, este hecho no se observa en láminas de otras composiciones con mayor contenido en Si. Y por otro, se debe al atrapamiento originado por los estados interfaciales en el canal, que se manifiesta en una ligera variación en la medida I-V de la composición rica en Si ( $x=0.97$ ). Este hecho coincide con lo observado en las medidas I-V de las estructuras MIS. En ellas, presentadas en el Capítulo 4, para las mismas composiciones ricas en N, aparece una "saturación" de las curvas I-V y una disminución de corriente al realizar medidas sucesivas sobre el mismo electrodo; ya entonces lo asociamos a un atrapamiento de carga en el aislante. Estos resultados confirman nuestra suposición, y sacan a la luz el principal problema de las láminas de aislante ricas en nitrógeno: la deriva de la corriente de drenador en los transistores de efecto de campo con aislantes ricos en N. A pesar de ser las composiciones que mejores resultados eléctricos presentan, tendremos que buscar otras estructuras de aislante

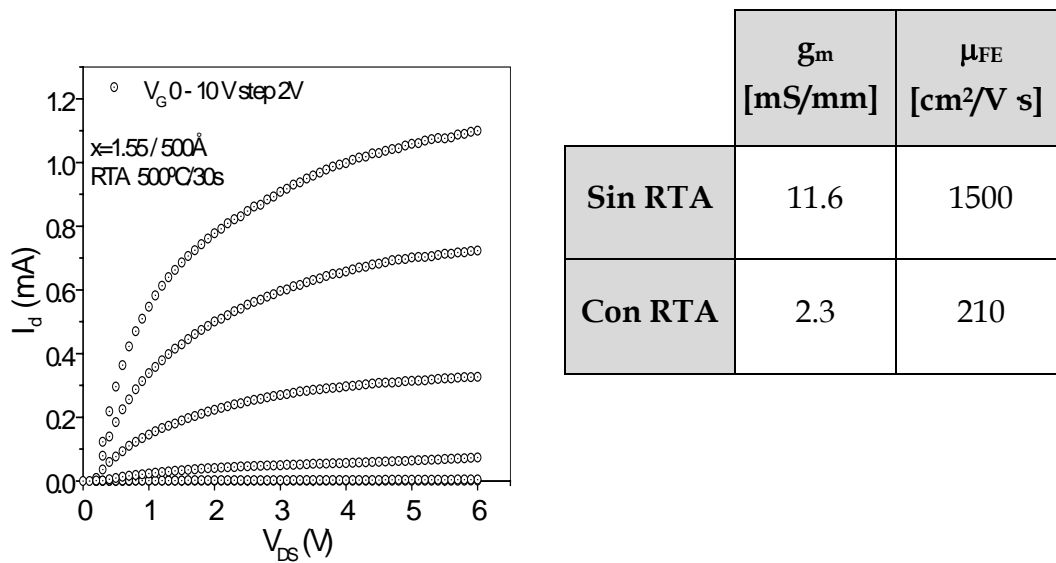
(bicapas) u otros procesos (recocidos), que mejoren el atrapamiento de carga en el aislante.

### 8.3.2. Resultados con diversos procesos de optimización del aislante de puerta.

#### ***Procesos de RTA***

En la Figura 8.11, se presentan los resultados obtenidos para una estructura MISFET sometida a un recocido térmico rápido de 500°C durante 30s tras el depósito del aislante, idéntica a la realizada en las estructuras MIS. Esta muestra tiene un aislante de puerta de 500Å y de composición  $x=1.55$  ( $R=9$ ). De acuerdo con los resultados obtenidos en la caracterización de estas estructuras MIS, en las cuales se lograba una reducción de las densidades de estados en la intercara y una mejora de las propiedades del aislante, cabría esperar un aumento de la movilidad y de la transconductancia en las medidas de los transistores MISFET. Tal y como se observa en esta figura y en los valores de  $g_m$  y  $\mu_{FE}$  de la Tabla 8.2, ocurre justamente lo contrario. Además, las características I-V revelan una mayor conductancia en el canal, que se refleja en la mayor pendiente de estas curvas en la región de saturación.

El empeoramiento de estas características puede atribuirse a una degradación de la superficie del InP en el canal o en la zona de contactos, debido a este recocido. Ha sido referido en la bibliografía, que los recocidos térmicos en InP:Fe producen una difusión de Fe hacia la superficie del semiconductor y un vaciamiento hasta una profundidad de  $5\mu\text{m}^{[14],[25]}$ . En nuestro caso, esta difusión se produciría en dos ocasiones: durante el recocido de activación de la implantación de contactos y durante el recocido de 500°C. En el primer proceso, la acumulación de Fe se eliminaría o minimizaría con la limpieza química de la superficie previa al depósito del aislante, mientras que en el segundo caso, no se puede eliminar. Es a este hecho al que atribuimos el peor funcionamiento de las estructuras MISFET recocidas, frente a aquéllas sin recocer.



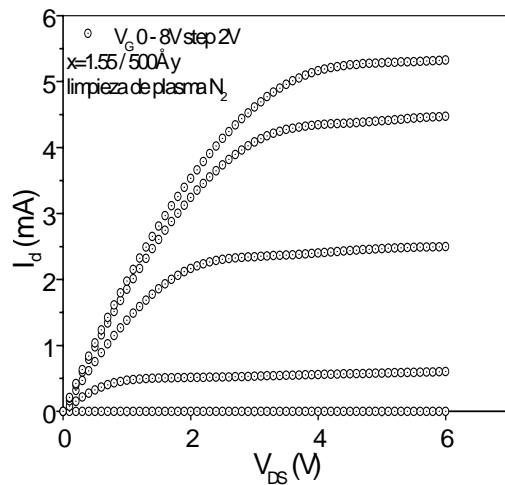
**Figura 8.11.** Características I-V para una muestra de composición de aislante  $x=1.55$  ( $R=9$ ) con un RTA de 500°C durante 30s.

**Tabla 8.2.** Comparación de los resultados de transconductancia y movilidad para dos muestras de composición de aislante  $x=1.55$  y 500Å de espesor, una de ellas recocida a 500°C/30s y otra sin recocer.

No obstante, se han publicado resultados sobre transistores sometidos a procesos de RTA tras el depósito del aislante, como es el caso de los dispositivos con estructura de puerta  $\text{SiN}_x/\text{Si}/\text{Ge}/\text{GaAs}$  presentados por el grupo de H.Morkoç<sup>[2]</sup>, que mejoran su funcionamiento tras este tratamiento térmico. Sin embargo, en este caso se parte de otro substrato diferente, no estando además dopado con Fe, sino con Si, lo cual justificaría el comportamiento diferente con el proceso de RTA frente a lo aquí presentado.

### **Limpieza con plasma**

También se han realizado transistores MISFET, los cuales han sido sometidos a una limpieza de plasma como las analizadas en el Capítulo 5 de esta tesis. En concreto, a limpiezas con plasma de  $\text{N}_2$  durante 30s, de potencia 60W y presión de 0.54mTorr, que fueron las que mejores resultados dieron sobre estructuras MIS. En la Figura 8.12 se muestran las medidas I-V obtenidas para una muestra MISFET sometida a una limpieza de plasma igual a la mencionada. El aislante de puerta tiene una composición de  $x=1.55$  y un espesor de 500Å.



**Figura 8.12.** Características I-V para una muestra de composición de aislante  $x=1.55$  ( $R=9$ ) con una limpieza de plasma de  $N_2$  durante 30s, a una potencia de 60W y presión 0.54mTorr.

	$g_m$ [mS/mm]	$\mu_{FE}$ [cm <sup>2</sup> /V s]	$D_{it\ min}$ [eV <sup>-1</sup> cm <sup>-2</sup> ]
<b>Sin plasma</b>	11.6	1500	$3 \cdot 10^{12}$
<b>Con plasma</b>	12.4	1600	$1.3 \cdot 10^{12}$

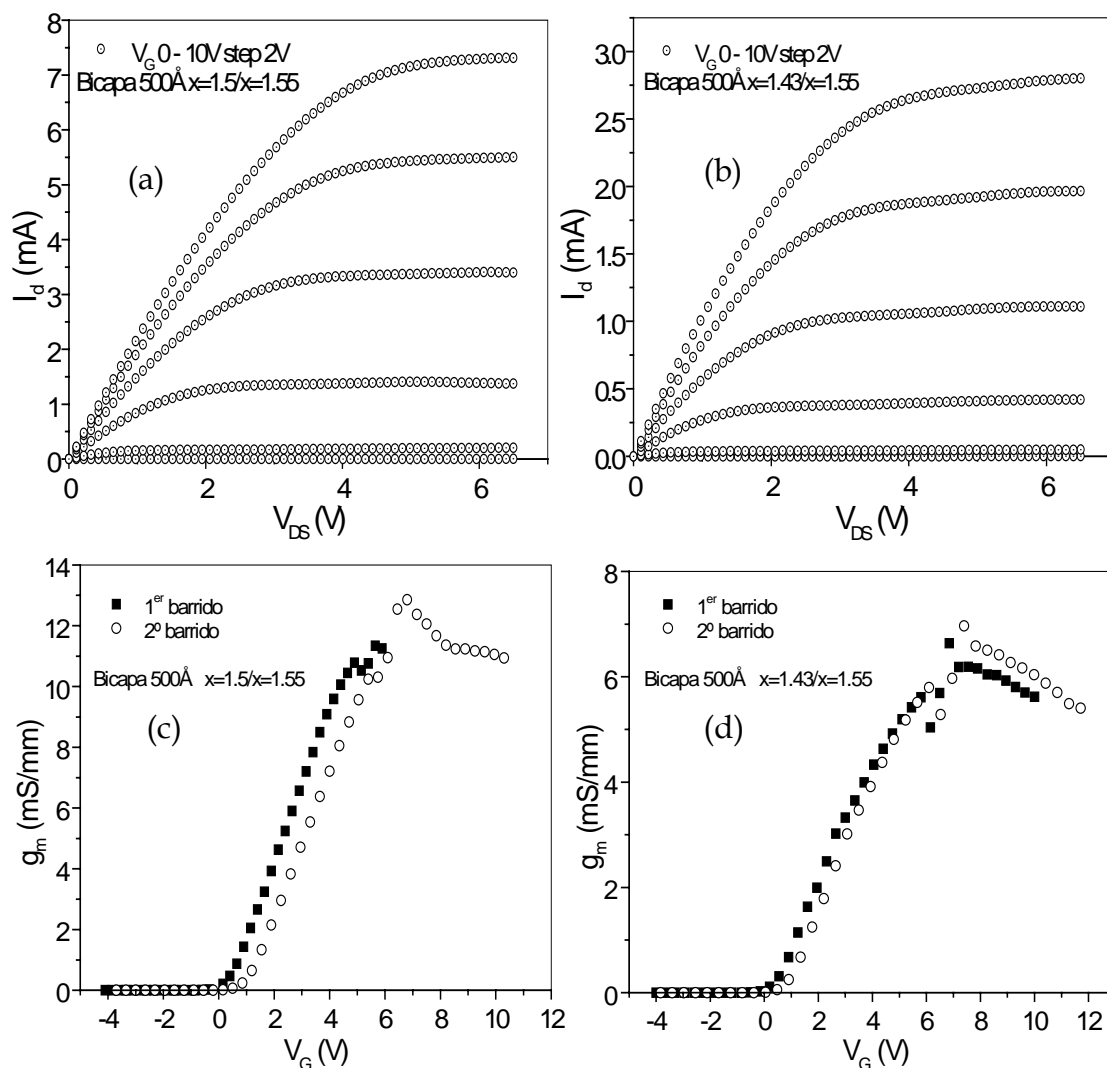
**Tabla 8.3.** Comparación de los resultados de transconductancia y movilidad para dos muestras de composición de aislante  $x=1.55$  y 500Å de espesor, una de ellas sometida a la limpieza de plasma de  $N_2$  y otra no.

Se puede comprobar en la Tabla 8.3 que, tal y como se esperaba a tenor de los resultados obtenidos en las estructuras MIS, la limpieza de plasma mejora ligeramente los valores de transconductancia y movilidad del transistor. Estos resultados están en relación directa con la disminución de las densidades de estado en la intercara aislante/semiconductor tras la limpieza de plasma.

### **Aislantes de bicapa**

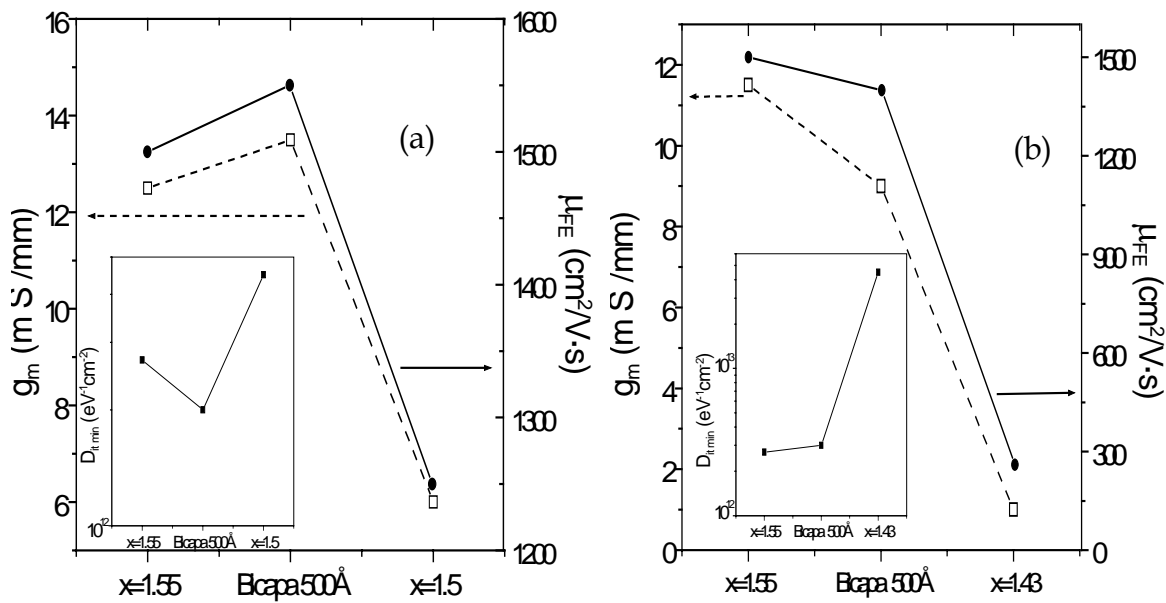
En este último apartado vamos a mostrar los resultados obtenidos para dos de los tipos de bicapa mostrados en el Capítulo 6. Por un lado, la bicapa de 500Å de composiciones  $x=1.5/x=1.55$  y por otro, la bicapa también de 500Å de composición  $x=1.43/x=1.55$ . La razón para estudiar estas dos bicapas es buscar una estructura de puerta que minimice los efectos de atrapamiento. Como se ha demostrado al principio de este apartado, los MISFET fabricados con capas de  $SiN_x:H$  de composiciones ricas en N presentan claros efectos de atrapamiento, haciendo que la corriente de drenador disminuya conforme se realicen medidas sucesivas. Esto, en cambio, no sucede con láminas ricas en Si o próximas a la estequiometría.





**Figura 8.13.** (a) y (b) Comparación de las medidas I-V de las bicapas de 500 Å de composición  $x=1.5/x=1.55$  y  $x=1.43/x=1.55$ . (c) y (d) Comparación de las transconductancias obtenidas para cada una de las bicapas anteriores, en las que además se recoge la dependencia con los barridos sucesivos.

Por un lado, en la Figura 8.13- a y b se muestran las características IV de un transistor con estructura de puerta (a)  $x=1.5/x=1.55$  y (b)  $x=1.43/x=1.55$ . Mientras que en la Figura 8.13 - c y d, se muestran los valores de transconductancia para dos barridos consecutivos sobre los transistores, con las estructuras de puerta antes mencionadas. Se puede comprobar que la bicapa con  $x=1.43$  presenta mucho menor atrapamiento que la compuesta por capas ricas en N. No obstante, aunque se mejora este aspecto, la corriente máxima obtenida con la bicapa  $x=1.43/x=1.55$  es menor que la obtenida con la otra bicapa analizada, ya que la densidad de estados es mayor en la primera, tal y como se mostró en el Capítulo 6.

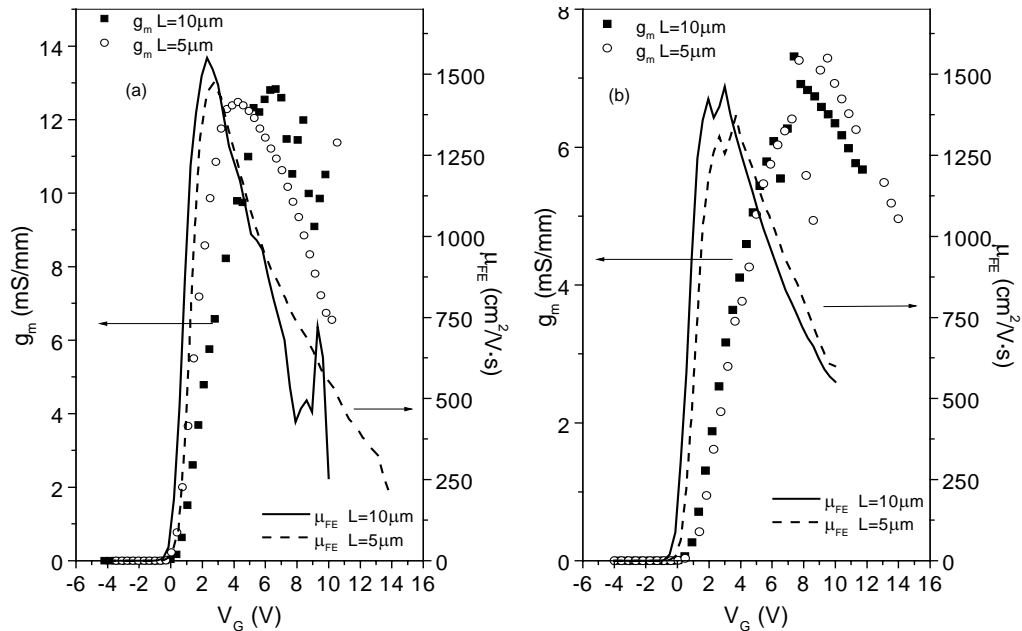


**Figura 8.14.** (a) Comparación de los valores de movilidad de efecto de campo y transconductancia para tres aislantes de puerta:  $x=1.55$  ( $R=9$ ),  $x=1.5$  ( $R=5$ ) y Bicapa de 500Å  $x=1.5/x=1.55$ . La figura insertada recoge la variación de las densidades de estados en la intercara medidas en las estructuras MIS. (b) Idem para las composiciones:  $x=1.55$  ( $R=9$ ),  $x=1.43$  ( $R=1.6$ ) y Bicapa de 500Å  $x=1.43/x=1.55$

En este sentido sólo resta comentar los datos que se muestran en Figura 8.14. En ella se comparan los resultados de transconductancia y movilidad, obtenidos para cada una de las bicapas estudiadas y para las dos capas que la constituyen. En ambos casos, se observa que la bicapa presenta valores intermedios a los obtenidos con cada capa; mejoran respecto a  $x=1.5$  ( $x=1.43$ ) en el caso de la bicapa  $x=1.5/x=1.55$  ( $x=1.43/x=1.55$ ), y empeoran algo con relación a la capa  $x=1.55$ . Además este comportamiento es muy similar al de las densidades de estado que, en la figura insertada, indicando la clara relación entre  $D_{it}$  y dichos parámetros del transistor.

Hasta ahora tan sólo hemos mostrado resultados para transistores con puertas de longitud de 10 $\mu$ m; sin embargo, las máscaras utilizadas también permitían la obtención de transistores con puertas de 5 $\mu$ m. Para estas longitudes se ha obtenido buenos resultados, muy similares a los presentados hasta ahora, de los cuales sólo se mostrarán los obtenidos para las bicapas. En la Figura 8.15 se comparan los valores de movilidad de efecto de campo y transconductancia para las longitudes de puerta  $L=5\mu$ m y  $L=10\mu$ m. Se puede observar que los valores máximos de ambos parámetros son prácticamente iguales, no habiendo por tanto dependencia con  $L$ . Este comportamiento es el que cabría esperar, puesto que al

reducir la longitud del canal, que aumentaría el valor de ambos parámetros a primera vista, disminuimos también la capacidad del aislante, compensando la variación.



**Figura 8.15.** Comparación de los valores de movilidad de efecto de campo y de la transconductancia respecto a  $V_G$  en función de la longitud del canal, para estructuras de puerta con (a) bicapa de  $500\text{\AA}$   $x=1.5/x=1.55$  y (b) bicapa de  $500\text{\AA}$   $x=1.43/x=1.55$ .

Existen estudios que demuestran que una disminución en  $\mu_{FE}$  y  $g_m$  cuando disminuye  $L$  es debida a la influencia de la resistencia serie en las características de salida<sup>[12]</sup>. La escasa o nula disminución de ambos parámetros registrada en nuestros transistores al reducir  $L$  de  $10\mu\text{m}$  a  $5\mu\text{m}$ , demuestra una vez más la buena calidad obtenida en los contactos de drenador y fuente tras la implantación de  $^{28}\text{Si}^+$ .

## 8.4. Referencias

- [1] J.Reed, M.Tao, A.Botchkarev, Z.Fan, S.K.Suzue, D.Li, G.B.Gao, S.N.Mohammad, S.J.Chey, J.E.Van Nostrand, D.G.Cahill, H.Morkoç. Solid-State Elec. Vol.38, n°7, 1351-1357 (1995).
- [2] J.Reed, Z.Fan, G.B.Gao, A.Botchkarev, H.Morkoç. Appl.Phys.Lett 64 (20), 2706-2708 (1998).
- [3] D.G.Park, M.Tao, D.Li, A.E.Botchkarev, Z.Fan, Z.Wang, S.N.Mohammad, A.Rockett, J.R.Abelson, H.Morkoç. J.Vac.Sci.Technol. B 14 (4), 2674-2683 (1996).

- [4] D.S.Mui, Z.Wang, D.Biswas, A.L.Demirel, N.Teraguchi, J.Reed, H.Morkoç. Appl.Phys.Lett. 62 (25), 3291-3293 (1993).
- [5] D.G.Park, D.Li, M.Tao, Z.Fan, A.E.Botchkarev, S.N.Mohammad, H.Morkoç. J.Appl.Phys. 81 (1), 516-523 (1997).
- [6] Y.Shinoda, T.Kobayashi. J.Appl.Phys. 52 (10), 6386-6394 (1981).
- [7] K.Oigawa, S-I.Uekusa, Y.Sugiyama, M.Tacano. Jpn.J.Appl.Phys. 26 (10) 1719-1721 (1987).
- [8] K.Vaccaro, A.Davis, H.M.Dauplaise, J.P.Lorenzo. IPRM'96 Conference Proceedings, WP-D 15, 693-696 (1996).
- [9] K.P.Pande, D.Gutierrez. Appl.Phys.Lett. 46 (4), 416-418 (1985).
- [10] S.Takahashi, T.Nakada, K.Kamimura, H.Zama, T.Hattori, A.Kunioka. Jpn.J.Appl.Phys. 26 (10), L1606-L1609 (1987).
- [11] T. Sawada, K.Ishii, H.Hasegawa. Jpn.J.Appl.Phys. 21 Suplemento 21-1, 397-402 (1982).
- [12] J.Kanicki, F.R.Libsch, J.Griffith, R.Polastre. J.Appl.Phys. 69 (4), 2339-2345 (1991).
- [13] D.L.Lile, M.J.Taylor. J.Appl.Phys. 54 (1), 260-267 (1983).
- [14] *"Implantación iónica en InP para aplicaciones en dispositivos"*. Tesis doctoral de J.M. Martín Pacheco. Dpto. Física Aplicada III, Fac. CC. Físicas, UCM (1994).
- [15] A.S.H.Liao, R.F.Leheny, R.E.Nahory, J.C.de Winter. IEEE Elec.Dev.Lett. Col EDL-2, n°11, 288-290 (1981).
- [16] H.Haddara, T.Elewa, S.Cristoloveanu. IEEE Elec.Dev.Lett. 9 (1), 35-37 (1988).
- [17] D-G.Park, D.Li, M.Tao, Z.Fan, A.E.Botchkarev, S.N.Mohammad, H.Morkoç. J.Appl. Phys. 81 (1), 516-523 (1997).
- [18] R.Iyer, R.R.Chang, D.L.Lile. Appl.Phys.Lett 53 (2), 134-136 (1988).
- [19] C.S.Sundararaman, J.F.Currie. Can.J.Phys. 70, 1036-1038 (1992).
- [20] Y-H.Jeong, S-K.Jo, B-H.Lee, T.Sugano. IEEE Electron.Dev.Lett. 16 (5). 109-111 (1995).
- [21] M.D.Biedenbender, V.J.Kapoor. J.Electrochem Soc. Vol.137, n°5, 1537-1547 (1990).
- [22] C.S.Sundararaman, J.F.Currie. IEEE Electron Dev.Lett. 16 (12), 554-556 (1995).
- [23] M.Okamura, T.Kobayashi. Jpn.J.Appl.Phys. 19 (11) 2143-2150 (1980).
- [24] M.Okamura, T.Kobayashi. Jpn.J.Appl.Phys. 19 (11) 2151-2156 (1980).
- [25] K.W.Boer, J.Piprek, 12<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conf. 1434 (1994).

# **Conclusiones y futuros trabajos**

---

En esta tesis se han analizado diferentes procesos de optimización de estructuras de puerta de transistores de efecto de campo, MISFET, realizados sobre InP, para aplicarlos posteriormente a la fabricación de dichos transistores.

Las estructuras MIS, realizadas con SiN<sub>x</sub>:H como aislante de puerta, presentaban considerables densidades de estados en la intercara aislante-semiconductor, o deficientes propiedades eléctricas del SiN<sub>x</sub>:H, en función de la composición de éste último. Como técnicas para mejorar las propiedades eléctricas de la intercara y del aislante se han estudiado: la variación de la composición del aislante, variación de su espesor, el uso de recocidos térmicos rápidos a diferentes temperaturas y tiempos, el uso de limpiezas por plasma de la superficie del InP previas al depósito del SiN<sub>x</sub>:H, o la combinación de distintas composiciones de aislante en una misma estructura MIS.

Los resultados y principales aportaciones presentados para estas estructuras se resumen a continuación:

- i) El análisis de las distintas composiciones de aislante muestra que la menor  $D_{it}$  ( $\sim 3 \times 10^{12} \text{eV}^{-1} \text{cm}^{-2}$ ) se obtiene con la composición de mayor contenido en N ( $x=1.55$ ), probablemente debido a la saturación de vacantes de fósforo o a la formación de complejos como N-P con átomos de N procedentes del aislante; mientras que los mejores valores de resistividad y campo de ruptura se obtienen con composiciones próximas a la estequiometría,  $x=1.43$ . Además existen diferencias muy claras en los mecanismos de conducción en función de la composición del SiN<sub>x</sub>:H. Mientras que las láminas de bajo contenido en N presentan zonas óhmicas

bien definidas y rupturas dieléctricas abruptas, las láminas ricas en N presentan claros efectos de atrapamiento que producen saturación en la corriente de las estructuras MIS a campos moderados o altos, así como efectos de histéresis en las medidas I-V. Estos efectos de atrapamiento tienen una influencia negativa en el funcionamiento del MISFET.

ii) Se ha encontrado una acusada dependencia de las propiedades eléctricas de las estructuras analizadas con el espesor del dieléctrico de puerta. Cabe destacar que, concretamente, la dependencia  $E_b$  en función de  $T_{in}$  nos ha permitido establecer que el mecanismo de ruptura en estas láminas (y especialmente en las de composición  $x=1.55$ ) es el de avalancha combinado con la inyección de portadores a través de la barrera aislante-semiconductor. Además se ha comprobado que un mayor espesor de la capa aislante produce la disminución de la densidad de estados en la intercara, hecho que hemos relacionado con la disminución del estrés en la película de  $SiN_x:H$ . Este estudio también ha permitido comprobar que la carga fija no está distribuida uniformemente en el aislante, sino que en su mayoría está localizada en zonas próximas a la intercara.

iii) Los recocidos térmicos rápidos, RTA, realizados tras el depósito del aislante, muestran una reducción de estados en la intercara en todas las composiciones, para una temperatura de recocido no superior a  $500^\circ C$  y tiempo de 30s. Este recocido recompone la estructura del aislante disminuyendo los enlaces Si-Si, que generan defectos eléctricos, mejorando en casi todas las composiciones (salvo  $x=0.97$ ) los valores de resistividad y campo de ruptura. Esta mejora también depende de la composición del aislante. A temperaturas superiores, se pierde hidrógeno en la lámina y se forman *dangling bonds* de Si, disminuyendo drásticamente la resistividad y el campo de ruptura medidos.

iv) Las limpiezas por plasma de  $N_2$  logran una reducción de las densidades de estados sin dañar las propiedades eléctricas del aislante, para tratamientos cortos y de baja potencia (30s y 60W) y con 0.5 - 1mTorr de presión de  $N_2$ . Se ha demostrado que esta mejora se debe a la formación de complejos en los que interviene el N depositado en la superficie durante la

limpieza (In-N-P o P-N), y que pasivan la superficie, y en menor medida a la pasivación de  $V_P$  con N.

v) Se ha demostrado que el uso de aislantes compuestos por varias composiciones de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  o combinaciones de  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}/\text{SiN}_x\text{:H}$  (bicapas y tricapas) es un recurso muy eficiente para reducir los estados interfaciales y mejorar las propiedades dieléctricas, simultáneamente, en este tipo de estructuras. De este modo, se ha combinado una capa rica en N, con la menor  $D_{it}$  posible ( $x=1.55$ ), y distintas capas sobre ella, que procuren buenos valores de resistividad y campo de ruptura al dispositivo. Los mejores resultados de densidad de estado se han obtenido en la bicapa de  $200\text{\AA}$  ( $x=1.5/x=1.55$ ) con  $D_{itmin}=9 \times 10^{11} \text{eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$  y para la bicapa de  $500\text{\AA}$   $\text{SiO}_{1.3}\text{N}_{0.46}\text{:H}/\text{SiN}_{1.55}\text{:H}$  con  $D_{itmin}=7 \times 10^{11} \text{eV}^{-1}\text{cm}^{-2}$ .

vi) Se ha comprobado que es posible el uso de oxinitruros sobre InP, con una capa de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  entre el semiconductor y el  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$ , que evite la formación de óxidos no controlados sobre la superficie del InP.

Partiendo de los resultados obtenidos, se ha buscado su aplicación a dispositivos MISFET, y la comprobación de su influencia en parámetros como la transconductancia. Hay que tener en cuenta que estos transistores se han realizado sobre semiconductor semiaislante, por lo que ha sido necesaria la optimización de los contactos de la estructura. La caracterización de estos dispositivos se ha realizado mediante medidas I-V en continua, a partir de la cual se han obtenido parámetros como la transconductancia, movilidad, tensión umbral,... Los resultados y conclusiones obtenidos en esta parte de la tesis, se resumen a continuación:

i) Las resistencias de drenador y fuente afectan de manera decisiva a las características de salida de los MISFET, y es especialmente significativa cuando estos contactos se realizan mediante difusión de AuGe/Au y no se hace un tratamiento previo a esta evaporación de la superficie del InP.

ii) Estas resistencias se ven reducidas tras una limpieza con  $\text{HIO}_3:\text{H}_2\text{O}$  de la zona de contactos antes de ser evaporados, que elimina los posibles contaminantes y óxidos nativos de la superficie. No obstante, el hecho de trabajar sobre un semiconductor semiaislante hace necesaria la implantación de las zonas de contacto, además de la difusión de  $\text{AuGe}/\text{Au}$ . Una implantación de  $^{28}\text{Si}^+$  de dosis  $1.10^{14}\text{cm}^{-2}$  a  $80\text{KeV}$  y con un RTA de activación de  $800^\circ\text{C}/10\text{s}$ , es suficiente para aumentar en casi 5 veces la corriente de las características de salida, evidenciando la importancia de la optimización de estos contactos.

iii) La transconductancia y la movilidad dependen claramente no sólo de las resistencias de drenador y fuente, sino también de los defectos de la intercara aislante-semiconductor,  $D_{it}$ . Esta dependencia se ha demostrado variando la composición del aislante de puerta. Así, la movilidad y la transconductancia aumentan cuando  $D_{it}$  disminuye. Esto hace que la composición  $x=1.55$  muestre los mejores valores de  $I_{D\text{máx}}(5\text{mA})$ ,  $g_m$  ( $11.5\text{mS}/\text{mm}$ ) y  $\mu$  ( $1500\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ). No obstante, se ha visto que estas composiciones ricas en N, presentan importantes efectos de atrapamiento. Este hecho se refleja en los MISFET en una disminución de  $g_m$  y  $\mu$ , y en una variación de la tensión umbral, con barridos sucesivos en el dispositivo. Es, por tanto, necesario recurrir a otros procesos de fabricación (RTA, limpieza por plasma) u otras estructuras de puerta (bicapas o tricapas), estudiados en estructuras MIS, que minimicen el atrapamiento.

iv) El tratamiento térmico con un recocido de  $500^\circ\text{C}/30\text{s}$  no mejora las propiedades de los MISFET, sino que por el contrario disminuye su  $g_m$  y  $\mu$ . Suponemos que es debido a la difusión del Fe, que dopa la oblea hacia la superficie. Este elemento se concentra en dicha región y aumentaría los estados de la intercara en la zona del canal y las resistencias de contacto en las regiones de drenador y fuente.

v) La limpieza con plasma de  $\text{N}_2$  como el empleado en las estructuras MIS, mejora los valores de transconductancia y movilidad ( $g_m=12.4\text{mS}/\text{mm}$  y  $\mu_{\text{FE}}=1600\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ), coincidiendo con la reducción de las densidades de estados medidas en dichas estructuras.



vi) El uso de una bicapa como aislante de puerta de composición  $x=1.5/x=1.55$  ó  $x=1.43/x=1.55$ , mejora las propiedades de los transistores respecto a los resultados obtenidos para aislantes de composición  $x=1.5$  y  $x=1.43$ . Se demuestra que los efectos de atrapamiento registrados en las medidas I-V de los transistores con aislantes ricos en N, se repiten para las bicapas con las dos capas ricas en N, pero se ven muy reducidos en el caso de las bicapas  $x=1.43/x=1.55$ .

vii) La reducción de la longitud del canal (L) de  $10\mu\text{m}$  a  $5\mu\text{m}$ , no disminuye significativamente los valores de  $g_m$  ni de  $\mu_{FE}$ , indicando la baja resistencia de los contactos de drenador y fuente tras la implantación de  $^{28}\text{Si}^+$ .

Ya dentro de las líneas de investigación que quedan abiertas para el futuro, creemos que es interesante, en lo referente a las estructuras MIS, realizar un estudio profundo del uso del  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$  como aislante de puerta sobre InP, puesto que aquí tan sólo se ha realizado un esbozo de sus posibilidades. Es necesario recordar que solamente se ha mostrado un tipo de composición ( $R=(N_2 + O_2)/\text{SiH}_4=9$ ).

Debido a lo apuntado en el Capítulo 6, sobre la posible difusión de Al a la capa de  $\text{SiO}_x\text{N}_y\text{:H}$ , parece necesario investigar nuevos contactos de puerta que minimicen los efectos de dañado del contacto sobre la capa aislante.

Otra sugerencia es el estudio de la influencia de otros gases distintos del Ar, para los procesos de RTA. Ya se ha visto la importancia del N, tanto procedente del aislante como del plasma de limpieza sobre las propiedades de la estructura MIS. Esto apunta a que sería interesante realizar recocidos en atmósfera de  $\text{N}_2$ .

En relación con los transistores MISFET, son muchos los campos que quedan abiertos, ya que en este trabajo nos hemos centrado en desarrollar el proceso de fabricación de este dispositivo. El estudio realizado tenía como fin verificar la viabilidad de dicho proceso y la aplicabilidad de los resultados obtenidos sobre las estructuras MIS. Así, por ejemplo, queda pendiente, la optimización completa de

las implantaciones de contacto de drenador y fuente (dosis, energía, dopante) así como su recocido de activación (tiempo y temperatura).

Otro posible estudio es la influencia de una implantación de canal sobre parámetros como  $g_m$  o  $\mu$ , para la que hay una máscara preparada, que también se ha hecho en esta tesis. También se podría utilizar otro tipo de sustratos, bien recurriendo a un semiconductor tipo p (para realizar transistores de inversión); bien recurriendo a un semiconductor tipo n (para fabricar transistores de vaciamiento); o bien a estructuras más complejas (y más caras) de epitaxias, como las apuntadas en la introducción del Capítulo 7, que permitan definir contactos mucho mejores.

Por supuesto, queda pendiente para trabajos venideros, una caracterización en frecuencia de los dispositivos que, entre otros parámetros importantes, permita obtener la frecuencia de corte de los transistores. También sería interesante lograr un encapsulamiento eficaz de los transistores que permita medirlos a través del mismo.