

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN  
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA  
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA  
“Prof. Jorge A. Sabato”**

**Simulación y caracterización de celdas solares  
multijuntura y de silicio cristalino para  
aplicaciones espaciales (\*)**

**por Magíster Marcela P. Barrera**

**Director  
Dr. Juan C. Plá**

**Co-Director  
Dr. Francisco Rubinelli**

**(\*) Tesis para optar por el título de Doctor en Ciencia y Tecnología Mención Física**

**República Argentina**

**2009**

**COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA  
CENTRO DE INFORMACION CAC**

## RESUMEN

Los dispositivos fotovoltaicos son utilizados para la provisión de energía eléctrica de los satélites, siendo las celdas solares el principal componente de dicho sistema. Uno de los requisitos de estos dispositivos es la necesidad de poseer una alta eficiencia.

Una forma de incrementar la eficiencia de las celdas es disminuyendo la reflectividad de la cara frontal, maximizando de este modo la fracción de energía absorbida. A tal fin, se utilizan técnicas antirreflectantes (AR), siendo una de ellas el empleo de multicapas dieléctricas.

En este trabajo se realizó la optimización numérica de la estructura  $\text{MgF}_2$ -vidrio-adhesivo- $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ -Si, la que es representativa de celdas solares de Si cristalino encapsuladas para aplicaciones espaciales, obteniéndose los espesores óptimos para el  $\text{MgF}_2$  y el  $\text{TiO}_2$  para una serie de espesores del  $\text{SiO}_2$  pasivante. Asimismo, se consideró la influencia del espesor del vidrio y el adhesivo en el proceso de optimización. Para este estudio se consideró el espectro solar AM0 y una respuesta espectral típica de celdas solares de Si cristalino.

Con posterioridad, se elaboraron y caracterizaron muestras con estructura  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ -Si. Para ello, primeramente se optimizó un procedimiento experimental para la obtención de la bicapa  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  con espesores acordes con la optimización teórica realizada, a partir de la evaporación térmica de Ti y un posterior proceso térmico de oxidación a alta temperatura. La caracterización óptica de las muestras elaboradas a partir de la medición de reflectividad espectral en el intervalo UV-visible, permitió determinar los espesores de las capas de  $\text{TiO}_2$  y  $\text{SiO}_2$  realizando el ajuste de la curva experimental con la curva teórica. Se realizó además la caracterización estructural de muestras mediante reflectividad de rayos X (XRR) y microscopía electrónica de transmisión (TEM) en sección transversal (*cross section*). La primera técnica confirmó la presencia de la fase rutilo para el  $\text{TiO}_2$ . Por otra parte, se obtuvieron los espesores de las capas a partir de mediciones de reflectividad óptica, considerándose la presencia de la rugosidad de las superficies. Los espesores encontrados mediante las distintas técnicas resultaron consistentes entre si.

Con el fin de estudiar muestras representativas de la celda solar encapsulada, se elaboraron muestras con estructura  $\text{MgF}_2$ -vidrio(adhesivo)- $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ -Si, con espesores optimizados. Se obtuvo una buena correspondencia entre los valores de reflectividad medidos y el ajuste teórico, en el cual se utilizaron los espesores de las películas determinados anteriormente a la integración de la muestra.

Además, se elaboraron celdas de Si monocristalino  $n^+$ - $p$ - $p^+$  convencionales y también con el empleo de distintas técnicas AR, bicapa  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  y una monocapa de ZnS. Para ello, se partió de obleas comerciales tipo  $p$ , y se propuso un método de elaboración de la capa AR compatible con el proceso de elaboración de celdas convencionales. La capa de ZnS se obtuvo por evaporación térmica en cámara de vacío.

Es importante destacar que los procesos propuestos para la elaboración de celdas solares con AR, tanto con bicapa de  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  como con ZnS, permitieron obtener por primera vez celdas con estas características en el país.

Por otra parte, se realizó la simulación numérica de celdas solares basadas en materiales III-V mediante el código no comercial D-AMPS-1D (*New Developments - Analysis of Microelectronic and Photonic Devices - One Dimensional*). Primeramente se realizó un estudio sobre los efectos de la pasivación de la ventana de InGaP sobre la celda solar de GaAs

*p-n*. Con posterioridad se simuló una celda multijuntura InGaP/GaAs/Ge, similar a las provistas por la empresa Emcore Photovoltaics, para lo que se estudiaron homojunturas *n-p* basadas en InGaP, GaAs y Ge con estructura y caracterización eléctrica publicadas en la literatura. Los resultados obtenidos se encuentran en buen acuerdo con los valores experimentales presentados en la bibliografía consultada para los tres tipos de dispositivos simulados. Luego se adaptó la estructura de estos dispositivos para corresponderse con la de las subceldas de la celda triple. Así, se obtuvieron resultados preliminares para la característica I-V de celdas de triple juntura a partir de la interconexión virtual en serie de estas tres subceldas, los que resultaron consistentes con datos encontrados en la literatura y con mediciones de características *I-V* realizadas en el Grupo Energía Solar (GES).

Asimismo, se inició el estudio de técnicas de deposición de materiales para la fabricación de celdas solares basadas en compuestos III-V. Entre dichas actividades, se realizó la deposición de estructuras monolíticas de GaAs aptas para la fabricación de celdas solares.

La presente Tesis Doctoral fue realizada en el GES de la Gerencia de Investigación y Aplicaciones de la Comisión Nacional de Energía Atómica. Dicho Grupo, está a cargo del desarrollo de técnicas de diseño, integración y ensayo para la elaboración de paneles solares para aplicaciones espaciales. Las actividades realizadas en esta Tesis, en el marco de la integración de los paneles del proyecto Aquarius/SAC-D, se centraron en el proceso de soldadura y en la caracterización de componentes del panel solar. Se presentan los resultados obtenidos incluyendo la integración del modelo de ingeniería para el satélite SAC-D.

*Palabras claves: celdas solares, aplicaciones espaciales, capa antirreflectante, elaboración, simulación*

## ABSTRACT

The photovoltaic devices are used for the electric power of satellites, being the solar cells the main component of such system. One of the requirements of these devices is the necessity of having a high efficiency.

One way to enhance the solar cells efficiency is to minimize the front surface reflectivity, maximizing the absorbed energy fraction. With this objective, antireflection (AR) techniques are used, being the dielectric multilayer schemes one example.

In this work, the numeric optimization of the  $\text{MgF}_2$ -glass-adhesive- $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ -Si structure was performed; this structure is a realistic representation of an encapsulated Si solar cell for space applications. The optimum thicknesses for  $\text{MgF}_2$  and  $\text{TiO}_2$  were obtained keeping in mind different  $\text{SiO}_2$  thicknesses. Also, the glass and adhesive thicknesses were considered in the optimization. For this study, the AM0 solar spectrum and a typical crystalline silicon solar cell spectral response were considered.

Subsequently,  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ -Si samples were elaborated and characterized. First of all, an experimental procedure to obtain the  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  double layer with optimum theoretical thickness was optimized. The process consists in a thermal evaporation of Ti followed by an annealing in oxygen at high temperatures.

The optical characterization of the elaborated samples measuring the spectral reflectivity in the UV-visible range, allowed determination the thickness of the  $\text{TiO}_2$  and  $\text{SiO}_2$  layers by fitting this curve with that obtained by theoretical simulation. The structural characterization of the samples was performed by using X-ray reflectivity (XRR) and transmission electron microscope (TEM) in cross section. The first technique confirmed the rutile phase of the  $\text{TiO}_2$ . Incidentally, the film thicknesses were obtained by using optical reflectivity considering rough interfaces. The thicknesses determined by the different techniques were consistent.

With the aim to study representative samples of encapsulated solar cell, that means with structure  $\text{MgF}_2$ -glass(adhesive)- $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ -Si, with optimized thicknesses were fabricated. The measured reflectivity and the theoretical fitting, using film thicknesses previously determined to the integration of the sample, were in good agreement.

Moreover, conventional Si crystalline solar cells  $n^+p-p^+$  and cells with different AR techniques were elaborated, using  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  double layer and ZnS single layer AR coatings. For this, commercial  $p$ -type wafers were used, and elaboration methods for the AR layer, compatible with the conventional elaboration process, were proposed. The ZnS layer was obtained by thermal evaporation process in vacuum chamber.

It is important to remark that the elaboration processes proposed for the solar cell with these AR techniques,  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  double layer and ZnS single layer, allowed obtaining cells with these characteristics for the first time in the country.

By the way, numerical simulation of solar cells based in III-V materials was performed using the no commercial D-AMPS-ID code (*New Developments - Analysis of Microelectronic and Photonic Devices - One Dimensional*). First of all, the study of passivation effects of the InGaP window on a  $p$ - $n$  GaAs solar cell was made. Therefore the numerical simulation of  $n$ - $p$  InGaP, GaAs and Ge homojunctions, based on the structures and electrical characterizations found in the literature were studied, keeping in mind a multijunction InGaP/GaAs/Ge solar cell similar to commercial devices from Emcore Photovoltaics. The results were in good agreement with the experimental values of the

bibliography consulted for the three types of devices simulated. The next step was to adapt the structure of the devices for the triple junction simulation. In this way, preliminary results for the I-V characteristic of the triple junction solar cell were obtained by the virtual interconnection of the homojunctions. The results were in good agreement with the I-V characteristics measured in the Solar Cell Group (GES) and the technical data sheets from Emcore.

Moreover, the study of deposition techniques for solar cells based in III-V compounds was studied. In these activities, the deposition of the GaAs monolithic structures suitable for solar cells fabrication was performed.

This Doctoral Thesis was accomplished in the Solar Energy Group (GES) – Physics Department of the National Atomic Energy Commission (CNEA). This Group is in charge of the development of design, integration, and testing techniques for the fabrication of solar arrays for space applications. The activities developed in this field, in the frame of the integration of the Aquarius/SAC-D photovoltaic models, were centered in the soldering process and characterization of components. Results obtained, including the SAC-D engineering model integration, are presented.

*Keywords: solar cells, space applications, antireflection coatings, numerical simulation*

# ÍNDICE

<b>RESUMEN</b> .....	i
----------------------	---

<b>ABSTRACT</b> .....	iii
-----------------------	-----

## **CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN**

1.1 RADIACIÓN SOLAR.....	1
1.2 MATERIALES SEMICONDUCTORES DE INTERÉS FOTOVOLTAICO.....	3
1.3 RECOMBINACIÓN EN SEMICONDUCTORES.....	5
1.4 INTERFACES EN CELDAS SOLARES.....	9
1.4.1 Homojunturas.....	9
1.4.2 Heterojunturas.....	11
1.4.3 Interfaces semiconductor-vacío y metal-semiconductor.....	14
1.5 ECUACIONES BÁSICAS EN CELDAS SOLARES .....	15
1.5.1 Ecuaciones básicas para un dispositivo semiconductor.....	15
1.5.2 Solución aproximada para la corriente de portadores.....	18
1.5.3 Circuito equivalente.....	22
1.6 CELDAS SOLARES BASADAS EN MATERIALES III-V.....	23
1.6.1 Estructura de las celdas multijuntura.....	27
1.6.2 Ejemplo de una celda solar de triple juntura.....	28
1.7 RESPUESTA ESPECTRAL DE UNA CELDA SOLAR.....	30
REFERENCIAS.....	31

## **CAPÍTULO 2: ELABORACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE BICAPAS ANTIRREFLECTANTES PASIVANTES DE $\text{TiO}_2 - \text{SiO}_2$ SOBRE Si**

2.1 INTRODUCCIÓN.....	34
2.2 OPTIMIZACIÓN NUMÉRICA.....	35
2.2.1 Optimización AR de la celda solar encapsulada.....	38
2.2.2 Resultados de la optimización.....	41
2.3 ELABORACIÓN DE LA BICAPA $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$ .....	44

2.4 CARACTERIZACIÓN.....	47
2.4.1 Caracterización óptica.....	47
2.4.2 Caracterización estructural.....	49
2.4.3 Comparación entre las distintas técnicas de caracterización.....	51
2.4.4 Caracterización de muestras encapsuladas.....	53
2.5 CONCLUSIONES.....	55
REFERENCIAS.....	57

## **CAPÍTULO 3: ELABORACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE CELDAS SOLARES DE Si CRISTALINO**

3.1 CELDAS SOLARES DE Si.....	60
3.2 ELABORACIÓN DE CELDAS DE Si.....	61
3.2.1 Difusión.....	63
3.2.2 Fotolitografía y depósito de contactos.....	65
3.3 ELABORACIÓN DE CELDAS SOLARES CON AR.....	69
3.2.1 Textura superficial.....	69
3.2.2 Celdas solares con bicapa AR TiO <sub>2</sub> – SiO <sub>2</sub> .....	71
3.2.3 Celdas solares con capa AR de ZnS.....	75
3.3 CARACTERIZACIÓN ELÉCTRICA.....	76
3.3.1 Celdas con bicapa TiO <sub>2</sub> -SiO <sub>2</sub> .....	76
3.3.2 Celdas con ZnS.....	79
3.3.3 Celdas convencionales y con textura superficial.....	80
3.4 CONCLUSIONES.....	81
REFERENCIAS.....	83

## **CAPÍTULO 4: SIMULACIÓN NUMÉRICA DE DISPOSITIVOS BASADOS EN MATERIALES III-V**

4.1 INTRODUCCIÓN.....	85
4.2 CELDA DE GaAs <i>p-n</i> .....	87
4.2.1 Primeros resultados.....	87
4.2.2 Influencia del dopaje de la ventana y del <i>tunnelling</i> en la interfaz.....	99
4.2.3 Algunas consideraciones sobre “reciclado de fotones”.....	108
4.3 CELDAS <i>n-p</i> DE GaAs E InGaP.....	109

4.3.1 Celda de GaAs <i>n-p</i> .....	109
4.3.2 Celda de InGaP <i>n-p</i> .....	113
4.3.3 Celda de Ge.....	117
4.4 CELDA DE TRIPLE JUNTURA InGaP/GaAs/Ge.....	117
4.5 CONCLUSIONES.....	123
REFERENCIAS.....	125

## **CAPÍTULO 5:ELABORACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE CELDAS Y PANELES SOLARES BASADOS EN MATERIALES III-V**

5.1 INTRODUCCIÓN.....	130
5.2 ELABORACIÓN DE ESTRUCTURAS BASADAS EN MATERIALES III-V.....	132
5.2.1 Caracterización de muestras elaboradas en el IMEM.....	135
5.3 INTEGRACIÓN DE PANELES SOLARES PARA LAS MISIONES SACOCOM Y SAC-D.....	138
5.3.1 Proceso de integración de paneles solares: soldadura y caracterización.....	140
5.4 CARACTERIZACIÓN ESTRUCTURAL DE LA CELDA SOLAR.....	143
5.4.1 Contactos y grilla frontal.....	143
5.4.2 Vidrios cobertores.....	147
5.5 ABSORBANCIA DE ALGUNOS COMPONENTES DE INTEGRACIÓN.....	148
5.6 MODELOS DE INGENIERÍA PARA LAS MISIONES SAOCOM Y SAC-D.....	153
5.7 CONCLUSIONES.....	155
REFERENCIAS.....	156

<b>CONCLUSIONES GENERALES.....</b>	<b>160</b>
------------------------------------	------------

<b>LISTA DE PUBLICACIONES.....</b>	<b>165</b>
------------------------------------	------------

<b>AGRADECIMIENTOS.....</b>	<b>168</b>
-----------------------------	------------



# CAPÍTULO 1

## INTRODUCCIÓN

### 1.1 RADIACIÓN SOLAR

Se dice que un material o dispositivo tiene características fotovoltaicas cuando la exposición del mismo a la luz que puede ser absorbida por el material es capaz de transformar la energía de los fotones en energía eléctrica de modo de obtener una corriente y un voltaje [1]. Asimismo, la naturaleza espectral de la luz solar es importante para el diseño de dispositivos fotovoltaicos o celdas solares, condicionando las características de los materiales aptos para estas aplicaciones.

Es una buena aproximación considerar que el Sol actúa como un emisor perfecto de radiación (cuerpo negro) a temperatura una cercana a los 5800 K. La constante solar es la cantidad de energía recibida del Sol por unidad de tiempo y unidad de superficie, medida fuera de la atmósfera terrestre en un plano perpendicular a los rayos a una distancia de 1 UA del Sol. Como la distancia Tierra-Sol va variando a lo largo del año, se utiliza en consecuencia como constante solar su valor medio que es de  $1366,1 \text{ W/m}^2$  [2].

Se define la masa de aire AM0 (*air mass 0*) como la ausencia de atenuación atmosférica de la irradiancia solar a 1 UA del Sol. La distribución espectral AM0 difiere del caso ideal para un cuerpo negro, lo cual se debe a efectos como la variación de la transmitancia de la atmósfera solar para diferentes longitudes de onda.

Cuando la radiación pasa a través de la atmósfera de la Tierra, es atenuada en su intensidad por diversos procesos que se producen a lo largo de su recorrido a través de la misma. Estos procesos son: absorción selectiva por los gases y por el vapor de agua, dispersión molecular (o de Rayleigh) por los mismos componentes y dispersión por aerosoles (o de Mie) y absorción por los mismos. El resultado de todos estos procesos es la descomposición de la radiación solar incidente en componentes diferenciadas. En condiciones atmosféricas claras el parámetro más importante para la determinación de la potencia total es la longitud del camino que recorre la luz a través de la atmósfera. Cuando el Sol se encuentra en dirección vertical, el camino es mínimo y se puede decir que la radiación que llega a la superficie de la Tierra es AM1 (*air mass 1*). Si el ángulo respecto de la vertical es  $\phi$  resulta:

$$AM = \frac{1}{\cos \phi} \quad (1.1)$$

El espectro AM1,5, estandarizado a una densidad de potencia global de  $1\text{ kW/m}^2$ , es el utilizado como patrón para la medición de las características eléctricas de las celdas solares para aplicaciones terrestres, mientras que para la caracterización de dispositivos para aplicaciones espaciales se utiliza el espectro AM0 normalizado a  $1,36\text{ kW/m}^2$ . En la Figura 1 se muestran las distribuciones espectrales AM0, AM1,5 y la de un cuerpo negro a  $5800\text{ K}$ .

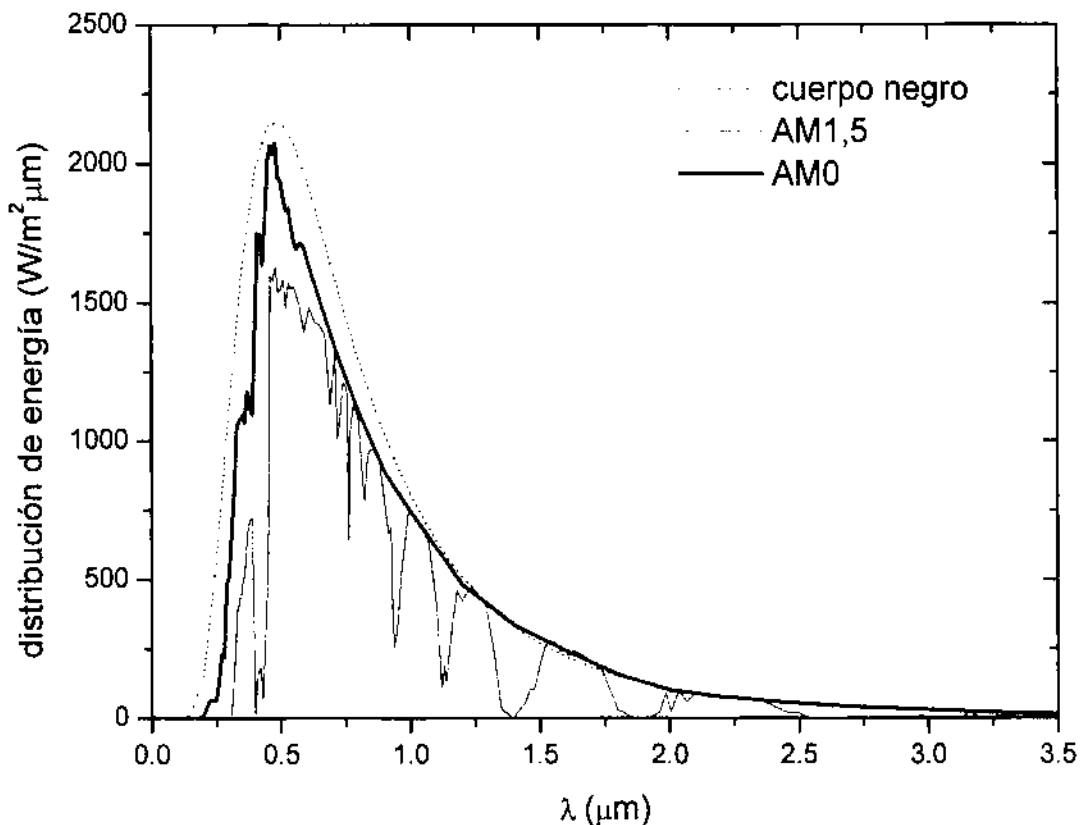


Figura 1: Distribución espectral de la radiación solar. Se muestran los casos AM0 y AM1,5 junto con la distribución correspondiente a un cuerpo negro a  $5800\text{ K}$ .

Por otra parte, la radiación solar que llega a la superficie terrestre luego de atravesar la atmósfera se conoce como *radiación solar directa*; la dispersada por el aire y las nubes pierde la dirección definida y se conoce como *radiación solar difusa*; mientras que el *albedo* es radiación reflejada por el suelo. La radiación total sobre una superficie es la suma de las tres radiaciones (directa + difusa + albedo) y se conoce como radiación global o total [3].

## 1.2 MATERIALES SEMICONDUCTORES DE INTERÉS FOTOVOLTAICO

El problema de los electrones en la red cristalina de un sólido puede ser resuelto a partir de la aproximación de electrones no interactuantes, mediante el planteo de la ecuación de Schrödinger con un potencial periódico (teorema de Bloch). Como resultado de esta resolución aparecen bandas de estados de energía permitida para los electrones, y a su vez pueden existir regiones de energía no permitidas, denominadas bandas de energía prohibidas o *band gaps*, como ocurre en el caso de los aislantes y semiconductores [4]. En la Figura 2 puede observarse el diagrama de bandas para el Si y el GaAs.

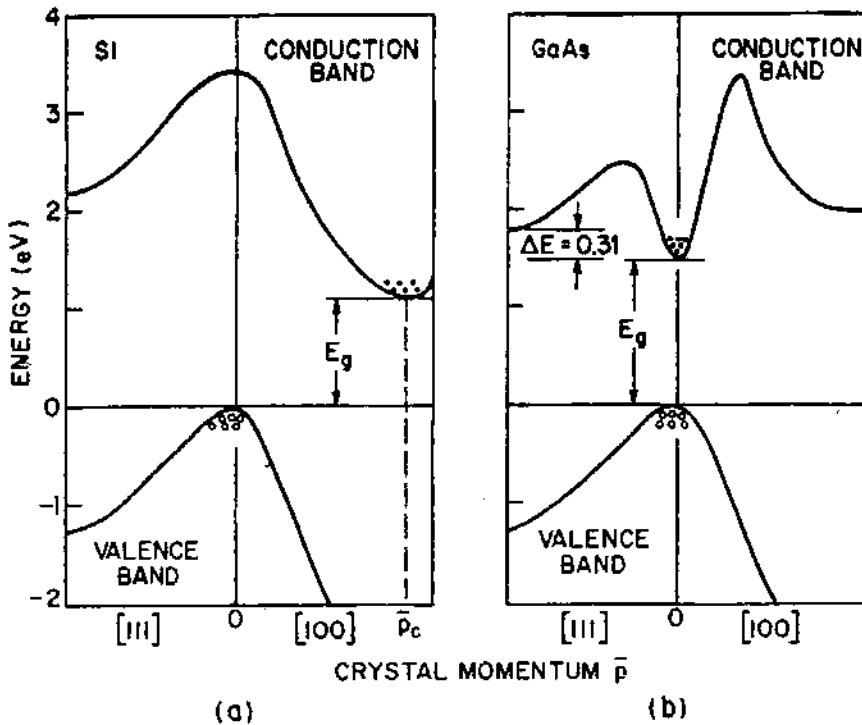


Figura 2: Estructura de bandas para dos semiconductores cristalinos, (a) Si y (b) GaAs.

En un semiconductor el *gap* es menor que para los aislantes (para el Si es de 1,12 eV a temperatura ambiente), de modo que algunos electrones de la banda de valencia pueden moverse por agitación térmica hacia el siguiente nivel de energía permitido en la banda de conducción, quedando huecos en la banda de valencia. Se puede pensar a los huecos como partículas que poseen carga positiva, que se mueven en la dirección opuesta a los electrones ante la presencia de un campo eléctrico aplicado.

Existe también una gran variedad de compuestos semiconductores, por ejemplo aquellos que se obtienen al combinar los elementos de las columnas III y V de la tabla periódica, los

que presentan predominantemente ligadura covalente. Cristales semiconductores provenientes de las columnas II y VI poseen tanto componente iónica como covalente; estos se conocen como *semiconductores polares* (ZnSe, CdS, CdTe). En la Tabla I se presentan algunos elementos y compuestos semiconductores y sus propiedades [6].

	Elemento o compuesto semiconductor	Estructura cristalina	$E_g$ (300 K) (eV)
Elementos	Si	diamante	1,12
	Ge	diamante	0,67
Columnas II -VI	CdS	zincblenda	2,42
	CdTe	"	1,56
Columnas III-V	AlSb	zincblenda	1,58
	GaAs	"	1,42
	GaP	"	2,26
	GaSb	"	0,72
	InAs	"	0,36
	InP	"	1,35
Columnas IV-IV	SiC	wursite	2.996
Columnas IV-VI	PbS	rock salt	0,37
	PbTe	rock salt	0,26

Tabla I: Band gap y estructura cristalina para algunos elementos y compuestos semiconductores.

La movilidad ( $\mu_{h,e}$ ) representa la velocidad de desplazamiento por unidad de campo eléctrico [4], y cambia con la densidad de dopantes, temperatura, y magnitud del campo [5].

Los semiconductores puros poseen igual concentración de electrones ( $e^-$ ) que de huecos ( $h^+$ ). Los mismos se denominan *semiconductores intrínsecos*. La conductividad total será [4]:

$$\sigma = n q (\mu_h + \mu_e) \quad (1.2)$$

donde  $\mu_h$  y  $\mu_e$  representan la movilidad de los electrones y huecos respectivamente,  $q$  es la carga del electrón y  $n$  es el número de electrones de conducción por  $\text{cm}^3$ , que es igual al número de huecos por  $\text{cm}^3$ .

La densidad de corriente eléctrica  $j$  producida por un campo aplicado  $E$  se compone de igual número de cargas negativas y positivas; suponiendo un medio isótropo y homogéneo resulta:

$$j = nq(\mu_h + \mu_e)E \quad (1.3)$$

A fin de modificar las propiedades electrónicas de un semiconductor, se incorporan impurezas al mismo con una concentración mucho menor que la del constituyente básico. A este proceso se lo denomina *dopaje*. En este caso, el semiconductor se denomina *semiconductor extrínseco*.

En el caso del Si, si las impurezas provienen de elementos la columna V de la tabla periódica (P, As, Sb, Bi), las mismas aportan cuatro electrones para satisfacer los enlaces covalentes, dejando un quinto libre. Estos dopantes se denominan *donores* o *dadores*.

El electrón libre tiene una energía de ionización muy baja ( $\sim 0.05$  eV) y, a bajas temperaturas ( $\sim 4^\circ\text{K}$ ), permanece en órbita alrededor de su átomo. A temperaturas más altas (en particular a temperatura ambiente) se ioniza y contribuye a la conductividad eléctrica, dejando atrás el ion positivo del átomo *donor*. A semiconductores dopados con elementos *donores* se los denomina *semiconductores tipo n*.

Si el dopante introducido pertenece al grupo III (B, Al, Ga, In), como estos elementos tienen tres electrones en su último nivel, no llegan a completar los cuatro enlaces con los átomos vecinos de Si, requiriéndose el atrapamiento de un electrón, que deja entonces un hueco positivo libre en la banda de valencia. Este *semiconductor* es de *tipo p* y a los átomos causantes de la conducción por huecos se los llama *aceptores*.

### 1.3 RECOMBINACIÓN EN SEMICONDUCTORES

Cuando un semiconductor es apartado de la condición de equilibrio térmico aplicando alguna perturbación externa, por ejemplo si se lo ilumina o si se le inyecta corriente, las concentraciones de electrones y de huecos tienden a decaer, volviendo a sus valores de equilibrio cuando se suprime la perturbación a través de procesos de *recombinación*. Físicamente, un electrón que fuera excitado a la banda de conducción por una perturbación decae a la banda de valencia aniquilándose con un hueco. Los mecanismos de recombinación predominantes en las celdas solares son: recombinación mediante trampas en el *gap* (*Shockley-Read-Hall*), recombinación banda banda radiativa, y recombinación Auger [7].

a) *Recombinación Shockley-Read-Hall*

La presencia de defectos en el material da lugar a la formación de trampas o centros de recombinación con niveles localizados de energía dentro del *gap*. Los portadores de carga pueden entregar su energía en colisiones con la entidad física que produce el nivel localizado y quedar atrapados o bien aniquilarse con partículas de carga opuesta utilizando ese nivel. A la recombinación que se realiza a través de estados localizados se la suele denominar como recombinación de *Schockley - Read - Hall (SRH)*.

Describiendo el fenómeno dentro del formalismo de un cuerpo pueden darse cuatro transiciones posibles [8]: a) captura de un electrón de la banda de conducción por el centro, b) emisión de un electrón desde el centro hacia la banda de conducción, c) captura de un hueco de la banda de valencia por un centro (transición de un electrón del centro hacia la banda de valencia), d) emisión de un hueco del centro hacia la banda de valencia (transición de un electrón de la banda de valencia al centro, dejando un hueco en la banda de valencia) (Figura 3).

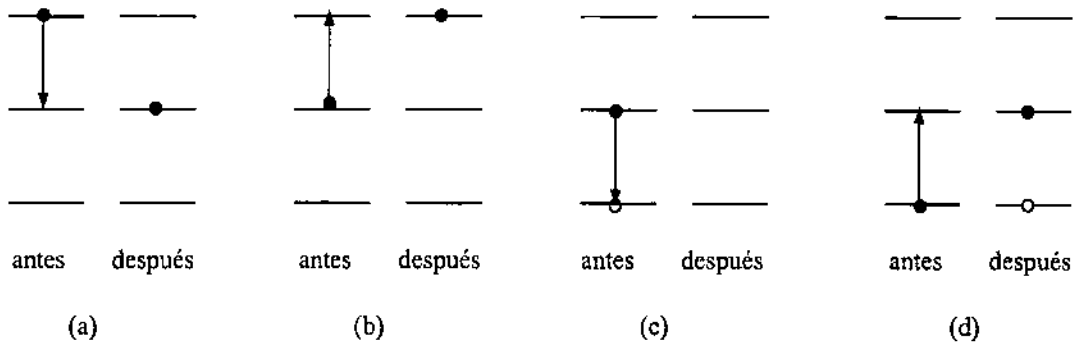


Figura 3: *Transiciones posibles a través de trampas localizadas.*

Se puede demostrar que la recombinación neta por unidad de volumen por segundo a través de una trampa localizada con energía  $E_T$  en el *gap*, puede escribirse como [7]:

$$R_{RSH} = \frac{pn - n_i^2}{\tau_{SRH,n}(p + n_i e^{(E_i - E_T)/kT}) + \tau_{SRH,p}(n + n_i e^{(E_T - E_i)/kT})} \quad (1.4)$$

donde  $p$  y  $n$  son las densidades de huecos y electrones fuera del equilibrio,  $n_i$  es la concentración intrínseca de portadores,  $E_i$  es el nivel de Fermi en el semiconductor intrínseco,

$k$  es la constante de Boltzmann y  $T$  es la temperatura. El tiempo de vida de los portadores está definido como:

$$\tau_{SRH,n} = \frac{1}{\sigma_n v_{th} N_T} \quad (1.5)$$

donde  $\sigma_n$  es la sección eficaz de captura,  $v_{th}$  es la velocidad térmica de portadores y  $N_T$  es la concentración de trampas.

Si el material es tipo  $p$  ( $p \approx p_o \gg n_o$ , donde  $p_o$  y  $n_o$  son las densidades de huecos y electrones en equilibrio termodinámico), se encuentra en condiciones de baja inyección ( $n_o \leq n \ll p_o$ ) y la trampa se encuentra cercana al medio del  $gap$ , la tasa de recombinación puede aproximarse como [7]:

$$R_{SRH} \approx \frac{n - n_o}{\tau_{SRH,n}} \quad (1.6)$$

Una expresión similar puede derivarse bajo condiciones análogas para un semiconductor tipo  $n$ . La vida media de los portadores minoritarios disminuye ante el incremento de trampas o ante la presencia de trampas con secciones eficaces mayores.

#### *b) Recombinación radiativa (banda-banda)*

Uno de los mecanismos por el cual los electrones y los huecos pueden recombinarse (es decir que el electrón decaiga a su nivel de energía original), es mediante la emisión de un fotón. La recombinación neta debido al proceso radiativo viene dada por [7]:

$$R_\lambda = C_{dir} (pn - n_i^2) \quad (1.7)$$

donde  $C_{dir}$  es el coeficiente de recombinación directa. Si el material es de tipo  $p$  y en condiciones de baja inyección, la tasa neta de recombinación radiativa puede escribirse también en términos de un tiempo de vida efectivo  $\tau_{\lambda,p}$  [7]:

$$R_{\lambda} \approx \frac{n - n_o}{\tau_{\lambda,p}} \quad (1.8)$$

$$\tau_{\lambda} = \frac{1}{p_o C_{dir}} \quad (1.9)$$

Este tipo de recombinación es más eficiente en semiconductores de *gap* directo que en semiconductores de *gap* indirecto [7]. Una ecuación similar puede derivarse para semiconductores tipo *n*.

### c) *Recombinación Auger*

En la recombinación Auger, la energía entregada por un electrón que se recombina es absorbida por otro electrón, que finalmente disipa su energía por medio de la emisión de fonones. Esta es una colisión de tres cuerpos donde no hay emisión de fotones. La tasa neta de recombinación debido al proceso Auger resulta del planteo de la mencionada colisión de tres cuerpos, y viene dada por [7, 9]:

$$R_{Auger} = (\Lambda_n n + \Lambda_p p)(pn - n_i^2) \quad (1.10)$$

donde los coeficientes  $\Lambda_n$  y  $\Lambda_p$  dependen del material. El primer término será dominante para un material tipo *n* y el segundo será dominante para un material tipo *p*. Por otra parte, este tipo de recombinación requiere una alta densidad de portadores y por lo tanto es el proceso dominante en condiciones de alta concentración de dopantes o alta inyección de portadores.

Los procesos de recombinación ocurren de manera simultánea, y además pueden existir múltiples trampas distribuidas en el *gap*. La tasa de recombinación total es la suma de las tasas de recombinación debida a cada proceso [7]:

$$R_{total} = \left[ \sum_{trampas\ i} R_{SRH,i} \right] + R_{\lambda} + R_{Auger} \quad (1.11)$$



El tiempo de vida media  $\tau$  de los portadores minoritarios para un material dopado en condiciones de baja inyección puede escribirse como [7]:

$$\frac{1}{\tau} = \sum_{trampas,i} \frac{1}{\tau_{SRH,i}} + \frac{1}{\tau_{directa}} + \frac{1}{\tau_{Auger}} \quad (1.12)$$

#### d) Recombinación superficial

La recombinación superficial puede ser tratada como un caso especial de recombinación en volumen *SRH* para una dada densidad de centros distribuidos en una región delgada cerca de la superficie [8], produciendo estados permitidos en el *gap*.

Por ejemplo en un semiconductor tipo *n* se puede definir la velocidad de recombinación para huecos, en ausencia de carga espacial, dada por la siguiente expresión:

$$S_p = \sigma_p v_{th} N_{st} \quad (1.13)$$

donde  $N_{st}$  es el número de centros por unidad de área.

## 1.4 INTERFACES EN CELDAS SOLARES

De todas las interfaces posibles que pueden presentarse en un dispositivo fotovoltaico, las más importantes que se utilizan en celdas de Si cristalino y de materiales III-V son: homojunturas (semiconductor-semiconductor) y heterojunturas (semiconductor A – semiconductor B), semiconductor-vacío, metal-semiconductor.

### 1.4.1 Homojunturas

La celda solar convencional de Si, está formada por una *homojuntura*, la que consiste en la unión de dos regiones: una región frontal, el *emisor* y una región posterior, la *base*. Entre estas dos regiones neutrales, existe una región de transición, conocida como *juntura*, que

presenta un vaciamiento de carga volumétrica espacial, formándose una barrera de potencial que da lugar a un campo eléctrico importante ( $> 10^4$  V/ cm).

Los detalles típicos del diagrama de bandas se muestran en la Figura 4: el nivel de vacío, la banda de conducción  $E_c$ , el nivel de Fermi  $E_F$ , la banda de valencia  $E_v$ , el *band gap*  $E_g$ .

Físicamente se puede pensar que el potencial de difusión resulta de la transferencia mediante difusión de electrones (huecos) de la zona  $n$  ( $p$ ) a la zona  $p$  ( $n$ ), es decir desde una zona donde son mayoritarios a otra donde son minoritarios. El equilibrio se alcanza cuando el nivel de Fermi resulta constante.

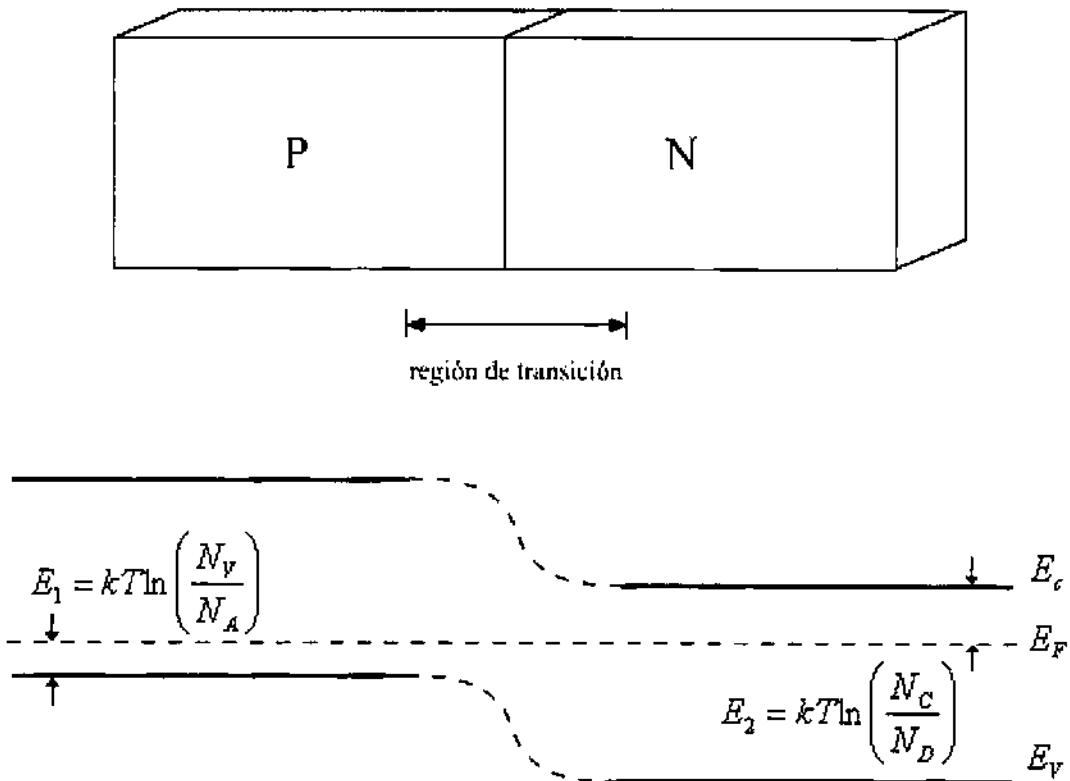


Figura 4: Diagrama de bandas de una homojuntura n-p en equilibrio termodinámico.

Esto establece un campo eléctrico debido al desbalance de cargas producido y se provoca una corriente que es opuesta a la difusión natural de electrones y huecos. El balance entre las dos corrientes permite llegar a una situación de equilibrio.

### 1.4.2 Heterojunturas

Una heterojuntura es una juntura formada entre dos semiconductores distintos con diferente *band gap* y afinidades electrónicas ( $\chi_s$ ). Una manera de elaborarla es mediante el crecimiento epitaxial de un semiconductor sobre el otro. La energía de las bandas de valencia y de conducción presenta discontinuidades en la interfaz de una heteroestructura, debido a los diferentes valores de *gap* y de afinidad electrónica. Existen tres tipos de alineamiento de bandas [10] los cuales pueden observarse en la Figura 5:

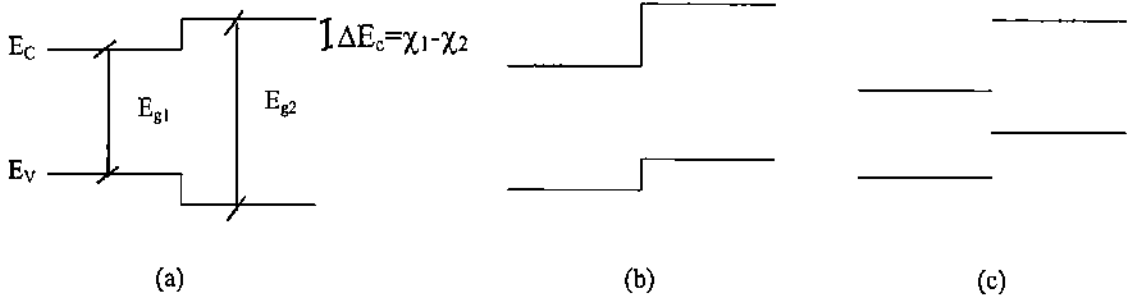


Figura 5: Tipos de alineamientos de la banda de energía: (a) tipo I o abierta, (b) tipo II o escalonadas, (c) tipo III o rota.

Un diagrama típico para una heterojuntura se muestra en la Figura 6, donde el material tipo *p* ( $E_{g1}$ ) tiene menor *band gap* que el material tipo *n* ( $E_{g2}$ ).

Existen tres parámetros relevantes en las uniones, la *función trabajo* ( $\phi_s$ ) (la que se define como la diferencia entre el nivel de vacío y  $E_F$ ), la *afinidad electrónica* y el *band gap*. En el caso de las heterojunturas estas cantidades pueden ser todas diferentes, además del dopaje. Cuando los dos materiales se unen el nivel de Fermi debe ser constante en todo el sistema en condiciones de equilibrio térmico. Este requerimiento da lugar a la aparición de un potencial electrostático equivalente a la diferencia de funciones trabajo. La distribución espacial de este potencial puede ser calculada en términos de carga acumulada y faltante en las regiones de transición a ambos lados de la juntura. En las heterojunturas se forma una discontinuidad en la banda de conducción en la unión equivalente a la diferencia entre las afinidades, y una discontinuidad en la banda de valencia que depende de la diferencia de *band gaps* y las afinidades (Figura 6b).

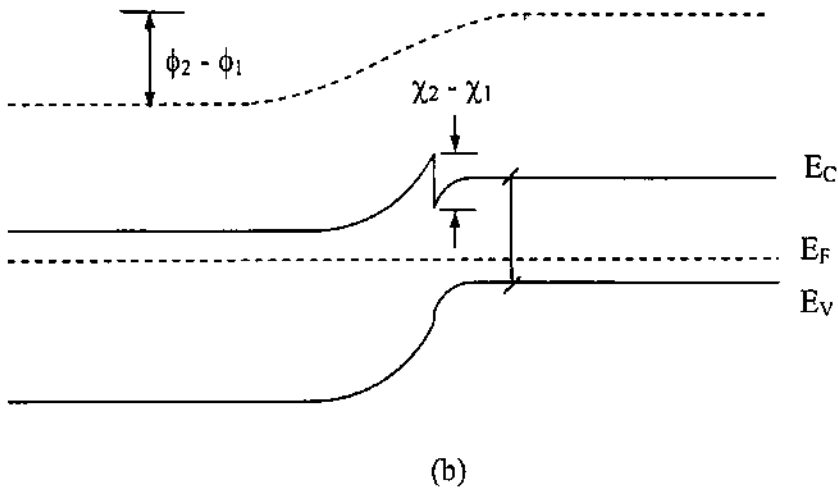
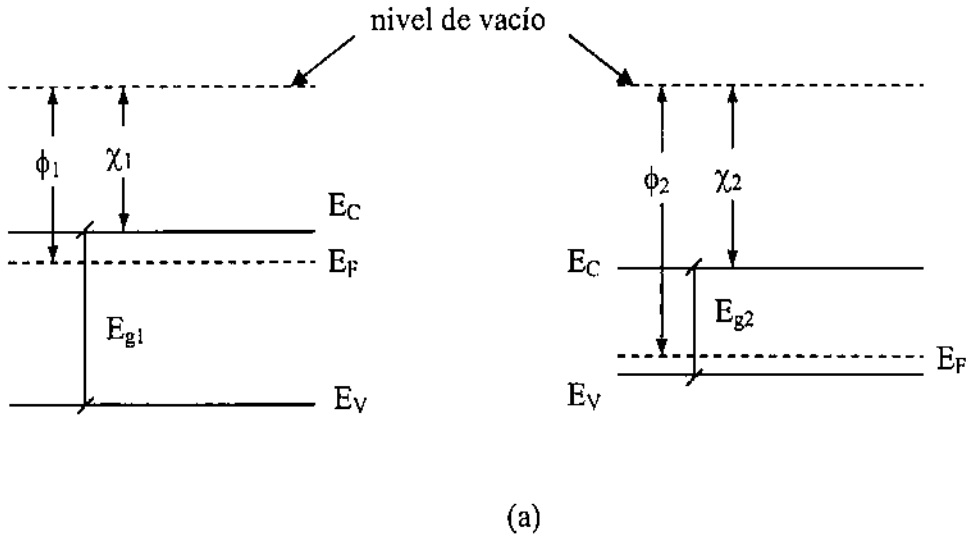


Figura 6: (a) Diagrama de bandas de dos piezas aisladas de dos semiconductores distintos, uno tipo  $p$  y el otro tipo  $n$ . (b) Diagrama de bandas de una heterojuntura formada por la unión de dos piezas.

La barrera que se observa en la banda de conducción de la Figura 6b no es conveniente para dispositivos fotovoltaicos ya que puede bloquear los electrones que fluyen de la zona  $p$  a la zona  $n$ . Este puede dificultar a la región  $p$  su contribución a la fotocorriente. Afortunadamente, esta barrera puede ser evitada mediante una apropiada combinación de afinidades electrónica y dopajes [11].

Se debe tener en cuenta también que pueden existir diferencias en la estructura cristalina de los dos semiconductores, formándose defectos a causa del desajuste entre las constantes de las dos redes (Figura 7). Estos defectos introducen niveles en el  $gap$  que pueden actuar como centros de recombinación. Por lo tanto para producir heterojunturas con buenas propiedades

electrónicas es esencial utilizar semiconductores con estructura cristalina y parámetro de red similares.

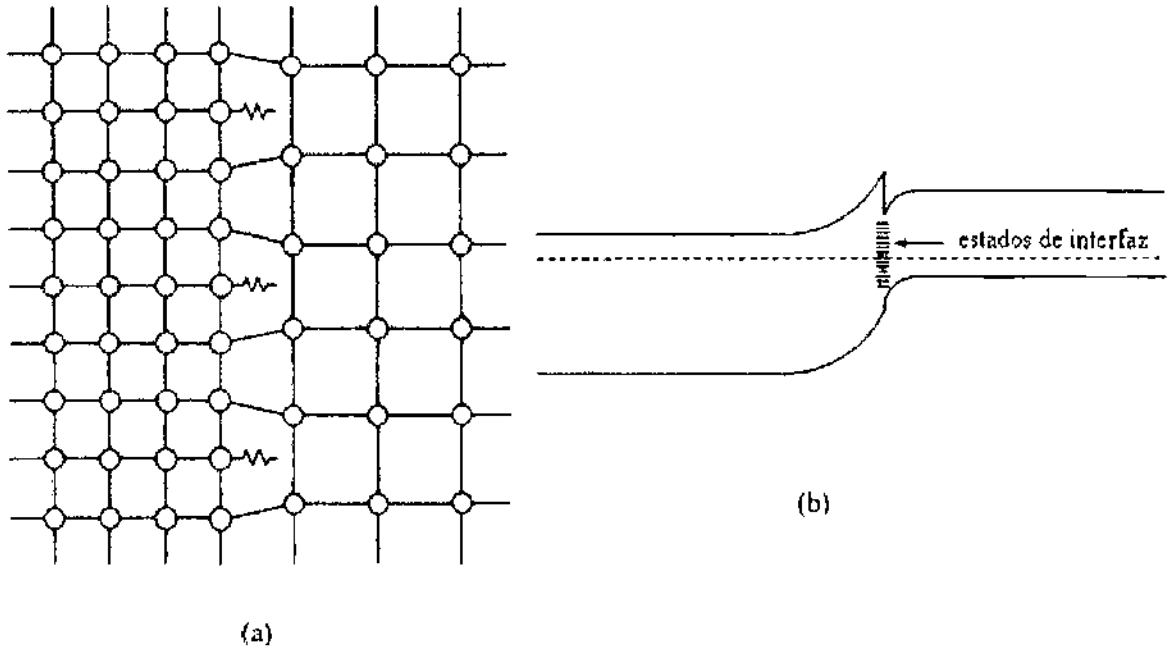


Figura 7: (a) Defectos debido al desajuste en la interfaz entre dos redes con distinto parámetro de red. (b) Densidad de estados en el gap provocada por el desajuste.

El alineamiento de bandas en una heterojuntura abrupta puede predecirse mediante el modelo de Anderson [12]. Dicho modelo desprecia la presencia de los dipolos y de los estados en la interfaz y calcula las discontinuidades (*offsets*)  $\Delta E_c$  y  $\Delta E_v$  de las bandas de conducción y de valencia respectivamente a partir de la diferencia de afinidades electrónicas y *band gaps*.

Si se considera una heterojuntura *p-n* en donde el material tipo *p* (1) tiene mayor *gap* que el material tipo *n* (2) el modelo de Anderson, que supone que el nivel de vacío es continuo en la interfaz, predice para los *offsets* de las bandas de valencia y de conducción las siguientes expresiones (ver también la Figura 4):

$$\Delta E_c = \chi_1 - \chi_2 \quad (1.14)$$

$$\Delta E_v = E_{g_2} - E_{g_1} - \Delta E_c \quad (1.15)$$

### 1.4.3 Interfaces semiconductor-vacío y metal-semiconductor

En la interfaz semiconductor-vacío puede haber una barrera frontal dominada por estados de superficie [13]. La Figura 8 muestra la interfaz entre Si cristalino y el vacío en equilibrio termodinámico. Como puede verse, es posible la formación de una región de carga espacial, incluso en esta simple interfaz, y la presencia de un campo eléctrico que en el ejemplo está orientado desde el semiconductor hacia el vacío.

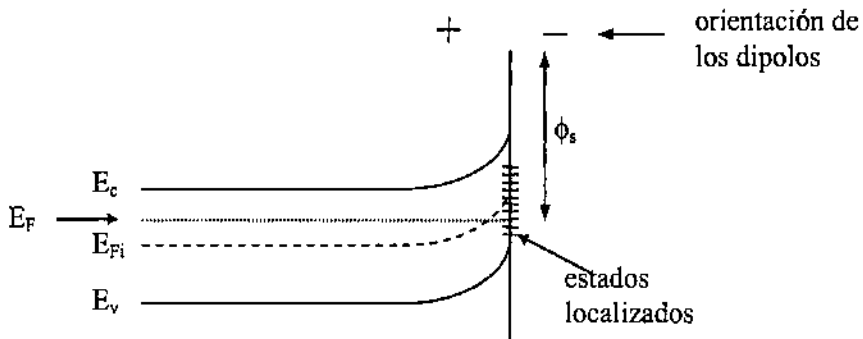


Figura 8: Interfaz semiconductor – vacío en equilibrio termodinámico. En el ejemplo, estados aceptores superficiales provocan una carga negativa.

Los estados superficiales dan lugar a la formación de una región de campo electrostático. Si se supone que los estados superficiales son aceptores, pueden producir una carga negativa en la superficie que conjuntamente con la carga positiva de la zona de vaciamiento del semiconductor generan el campo eléctrico. Si estos estados cargados no están presentes en la superficie, no habría región de carga espacial en el semiconductor.

Una situación similar se produce si un semiconductor tipo  $p$  posee estados donores que producen una carga positiva en la superficie.

En el caso de la interfaz metal-semiconductor [13], si la barrera es rectificante (la barrera reduce la densidad de portadores mayoritarios) se denomina barrera Schottky. En un semiconductor  $n$  el campo eléctrico está formado por la carga positiva de la zona de vaciamiento y una muy delgada capa de carga negativa alojada en pocos Å de metal. Si la barrera es no rectificante (la barrera acumula portadores mayoritarios o es muy delgada) puede servir como contacto óhmico. Esta estructura a menudo es dominada por los estados de interfaz.

En el caso de los dispositivos fotovoltaicos se pretende que el contacto entre el metal y el semiconductor sea óhmico.

## 1.5 ECUACIONES BÁSICAS EN CELDAS SOLARES

La era moderna de semiconductores fotovoltaicos comienza en 1954 cuando Chapin, Fuller y Pearson obtuvieron una celda solar de silicio con una eficiencia del 6 %. La primera mención de una celda basada en GaAs fue de un 4 % en 1956 [1].

Como fuera puntualizado en 1.4.1, la celda solar convencional de Si, está formada por una *homojuntura*, la cual consiste en la unión de dos regiones: una región frontal, el *emisor* y una región posterior, la *base*. Entre estas dos zonas neutrales, existe una región de transición, más conocida como *juntura*, que es una región de vaciamiento de carga volumétrica espacial, es decir una barrera o región de campo eléctrico grande (Figura 9).

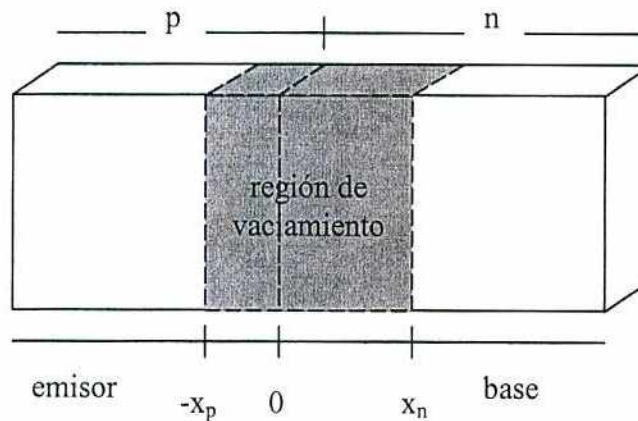


Figura 9: Esquema de una juntura p-n.

En general, la juntura es de un espesor mucho menor que el resto del dispositivo en el caso del Si cristalino, de  $\sim 1 \mu\text{m}$ , mientras que el espesor del sustrato es de  $\sim 300 \mu\text{m}$ .

### 1.5.1 Ecuaciones básicas para un dispositivo semiconductor

Las ecuaciones básicas de operación de un dispositivo semiconductor describen tanto el comportamiento estacionario como dinámico de los portadores bajo la influencia de perturbaciones que provoquen el apartamiento de las condiciones de equilibrio térmico. Estas pueden clasificarse en tres tipos: *ecuaciones de Maxwell*, *ecuaciones de densidad de corriente* y *ecuaciones de continuidad* [6]. A continuación se detallan estas ecuaciones.

- *Ecuaciones de Maxwell para materiales isotrópicos y homogéneos*

$$\nabla \times \mathbf{E} = -\frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t} \quad (1.16)$$

$$\nabla \times \mathbf{H} = \frac{\partial \mathbf{D}}{\partial t} + \mathbf{J}_{cond} = \mathbf{J}_{tot} \quad (1.17)$$

$$\nabla \cdot \mathbf{D} = \rho(x, y, z) \quad (1.18)$$

$$\nabla \cdot \mathbf{B} = \mu_0 H \quad (1.19)$$

$$\mathbf{D} = \epsilon_s \mathbf{E} \quad (1.20)$$

donde  $\mathbf{E}$  y  $\mathbf{D}$  son el campo eléctrico y el vector desplazamiento eléctrico respectivamente;  $\mathbf{B}$  y  $\mathbf{H}$  son el campo magnético y el vector inducción respectivamente;  $\epsilon_s$  y  $\mu_0$  son la permitividad y la permeabilidad respectivamente;  $\rho(x, y, z)$  es la densidad de carga total;  $\mathbf{J}_{cond}$  es la corriente de conducción total y  $\mathbf{J}_{tot}$  es la densidad de corriente total. La ecuación de Poisson (1.18) determina las propiedades de la región de vaciamiento de la juntura  $p-n$ . Puesta en términos del potencial electrostático  $\phi$  resulta:

$$\nabla^2 \phi = \frac{\rho}{\epsilon_s} \quad (1.21)$$

- *Ecuaciones de la densidad de corriente de electrones y huecos*

La densidad de corriente de electrones  $\mathbf{J}_n$  y la densidad de corriente de huecos  $\mathbf{J}_p$  están dadas por una componente de desplazamiento (*drift*) debido al campo eléctrico ( $\mathbf{E}$ ) y otra de difusión debida al gradiente en la concentración de portadores ( $\nabla n, \nabla p$ ) [6]:

$$\mathbf{J}_n = q\mu_n \mathbf{E} + qD_n \nabla n \quad (1.22)$$

$$\mathbf{J}_p = q\mu_p \mathbf{E} + qD_p \nabla p \quad (1.23)$$

$$\mathbf{J}_{cond} = \mathbf{J}_n + \mathbf{J}_p \quad (1.24)$$



donde  $D_n$  y  $D_p$  son los coeficientes de difusión de electrones y de huecos respectivamente. Para campos suficientemente altos, el término  $\mu_n E$  o  $\mu_p E$  debe reemplazarse por la velocidad de saturación  $v_s$ . Estas ecuaciones no incluyen los efectos de campos magnéticos externos aplicados. Si se aplican campos magnéticos se debe agregar una densidad de corriente  $J_{n\perp} \tan \theta_n$  y  $J_{p\perp} \tan \theta_p$  (donde  $\theta_n \equiv q\mu_n n R_H |\mathbf{B}|$ , siendo  $R_H$  la constante de Hall, similarmente se define  $\theta_p$ ) en las ecuaciones (1.21) y (1.22), respectivamente.

- *Ecuaciones de continuidad*

Las ecuaciones de continuidad representan la conservación de la carga eléctrica. Estas ecuaciones son [6]:

$$\frac{\partial n}{\partial t} = G_n - U_n + \frac{1}{q} \nabla \cdot \mathbf{J}_n \quad (1.25)$$

$$\frac{\partial p}{\partial t} = G_p - U_p + \frac{1}{q} \nabla \cdot \mathbf{J}_p \quad (1.26)$$

donde  $G_n$  y  $G_p$  son la *tasa de generación de electrones y de huecos*, respectivamente, en unidades de  $\text{cm}^{-3}\text{s}^{-1}$ , causadas por excitaciones ópticas con fotones de energía suficiente para producir transiciones banda-banda o por ionización por impacto debida a campos eléctricos intensos. Una vez que los pares electrón-hueco fueron generados, existen mecanismos físicos que hacen retornar al sistema al equilibrio produciendo eventualmente su recombinación.  $U_n$  es la tasa de recombinación de electrones en semiconductores tipo  $p$ . Cuando la densidad de portadores inyectados es mucho menor que la densidad de los portadores mayoritarios en equilibrio térmico,  $U_n$  puede aproximarse por  $(n_p - n_{po})/\tau_n$ , donde  $n_p$  es la densidad de portadores minoritarios;  $n_{po}$ , la densidad de portadores minoritarios en equilibrio y  $\tau_n$ , el tiempo de vida de los portadores minoritarios (en este caso electrones). Análogamente, se obtiene una expresión similar para la tasa de recombinación de huecos  $U_p$  con el correspondiente tiempo de vida  $\tau_p$ . Si los electrones y los huecos son generados y recombinados de a pares y no existe atrapamiento u otros efectos, entonces  $\tau_n = \tau_p$ .

### 1.5.2 Solución aproximada para la corriente de portadores

El sistema de ecuaciones (1.21)-(1.26) se puede resolver numéricamente (Capítulo 4). Para encontrar soluciones analíticas sencillas y aproximadas es necesario hacer algunas suposiciones. La solución para la corriente de portadores se obtiene siguiendo estas cuatro hipótesis [6]:

- a) La *zona de vaciamiento* es abrupta, es decir, la concentración de impurezas en el semiconductor cambia abruptamente de  $N_A$  (impurezas aceptoras) a  $N_D$  (impurezas donoras). El potencial  $V_{bi}$  (potencial de *built-in*, considera la diferencia de potencial entre la capa  $p$  y la capa  $n$ ) y las tensiones aplicadas son proporcionadas por una capa dipolar con límites abruptos; fuera de los límites de la zona de vaciamiento se supone neutralidad. La tensión aplicada modula el espesor de la zona de vaciamiento.
- b) En la región de vaciamiento, son válidas las relaciones de Boltzmann:

$$n = n_i \exp\left(\frac{E_F - E_i}{kT}\right) \equiv n_i \exp\left(\frac{q(\psi - \phi)}{kT}\right) \quad (1.27a)$$

$$p = n_i \exp\left(\frac{E_i - E_F}{kT}\right) \equiv n_i \exp\left(\frac{q(\phi - \psi)}{kT}\right) \quad (1.27b)$$

donde  $\psi = -\frac{E_i}{q}$  es el potencial correspondiente al nivel intrínseco,  $\phi = -\frac{E_F}{q}$  es el potencial correspondiente al nivel de Fermi.

- c) Baja inyección, es decir, la densidad de portadores minoritarios es pequeña comparada con la densidad de portadores mayoritarios.
- d) No hay generación de corriente en la zona de vaciamiento es decir, la densidad de corriente de electrones y de huecos es constante en esta zona.

En equilibrio térmico, el producto  $p.n = n_i^2$  (ecuaciones 1.27a y 1.27b). Cuando se aplica una tensión, la densidad de portadores minoritarios cambia, entonces en caso de no equilibrio se puede definir:

$$n \equiv n_i \exp\left(\frac{q(\psi - \phi_n)}{kT}\right) \quad (1.28a)$$

$$p \equiv n_i \exp\left(\frac{q(\phi_p - \psi)}{kT}\right) \quad (1.28b)$$

donde  $\phi_n$  y  $\phi_p$  son los potenciales del *quasi* nivel de Fermi para electrones y huecos, respectivamente. Para polarización en directa,  $(\phi_p - \phi_n) > 0$  y  $p.n > n_i^2$ ; por otra parte, para polarización inversa,  $(\phi_p - \phi_n) < 0$  y  $p.n < n_i^2$ .

La diferencia de potencial a través de la juntura está dada por  $V = \phi_p - \phi_n$ . Tomando en cuenta esta última relación, y usando el producto  $p.n$  (ecuaciones 1.28) se obtiene:

$$n_p = n_{p_0} \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) \quad \text{en } x = -x_p \quad (1.29a)$$

$$p_n = p_{n_0} \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) \quad \text{en } x = x_n \quad (1.29b)$$

donde  $n_{p_0}$  es la densidad de equilibrio de electrones en la región  $p$  y  $p_{n_0}$  es la densidad de equilibrio de huecos en el lado  $n$ .

Aplicando las ecuaciones de continuidad, de neutralidad de la carga y la relación de Einstein,  $D = (kT/q)\mu$ , suponiendo baja inyección y teniendo en cuenta además que  $p_n(x \rightarrow \infty) = p_{n_0}$  resulta en la zona cuasi-neutra  $n$ :

$$p_n - p_{n_0} = p_{n_0} \left( \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) - 1 \right) \exp\left(\frac{-(x - x_n)}{L_p}\right) \quad (1.30)$$

Del mismo modo, en la zona cuasi-neutra  $p$ :

$$n_p - n_{p_0} = n_{p_0} \left( \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) - 1 \right) \exp\left(\frac{-(x - x_p)}{L_n}\right) \quad (1.31)$$

donde,  $L_p \equiv \sqrt{D_p \tau_p}$  y  $L_n \equiv \sqrt{D_n \tau_n}$  se denominan longitud de difusión de los portadores minoritarios.

Según lo resuelto anteriormente y para el caso unidimensional se obtiene [6]:

$$J_p(x_n) = -D_p \left. \frac{dp_p}{dx} \right|_{x_n} = \frac{qD_p p_{no}}{L_p} \left( \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) - 1 \right) \quad (1.32)$$

$$J_n(-x_p) = -D_n \left. \frac{dn_p}{dx} \right|_{-x_p} = \frac{qD_n p_{po}}{L_n} \left( \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) - 1 \right) \quad (1.33)$$

La densidad de corriente total en el dispositivo surge de la suma de las densidades de corrientes de electrones y de huecos en condiciones de oscuridad ( $G=0$  y asumiendo que la corriente no cambia dentro de la zona de vaciamiento), resultando la *ecuación del diodo ideal*:

$$J = J_p(x_n) + J_n(-x_p) = J_o \left( \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) - 1 \right) \quad (1.34)$$

$$J_o \equiv \frac{qD_p p_{no}}{L_p} + \frac{qD_n n_{po}}{L_n} \quad (1.35)$$

donde  $J_o$  es la densidad de corriente de saturación del diodo.

Al iluminar la juntura se produce una generación de pares  $e^- - h^+$  que se considera mediante la incorporación de la tasa de fotogeneración  $G$  apareciendo un término constante, independiente de la tensión, que es la corriente fotogenerada  $I_f$  [6]. Esta corriente establece una polarización en directa de la juntura por lo cual la corriente del diodo se puede considerar como una pérdida en el dispositivo. Por lo tanto, la ecuación para la corriente generada por el dispositivo es:

$$I = -I_f + I_o \left( \exp\left(\frac{qV}{kT}\right) - 1 \right) \quad (1.36)$$

donde  $I_f$  es la corriente fotogenerada,  $I_o$  la corriente en inversa o corriente de saturación del diodo ideal,  $q$  la carga del electrón,  $V$  la tensión en la juntura,  $k$  la constante de Boltzman y  $T$  la temperatura. Esta ecuación considera a la celda como un generador de corriente. La curva

característica corriente-tensión  $I-V$  usualmente se utiliza en el primer cuadrante, cambiando el signo de la corriente tal como se muestra en la Figura 10. Allí, la potencia está calculada como el producto  $I.V$ .

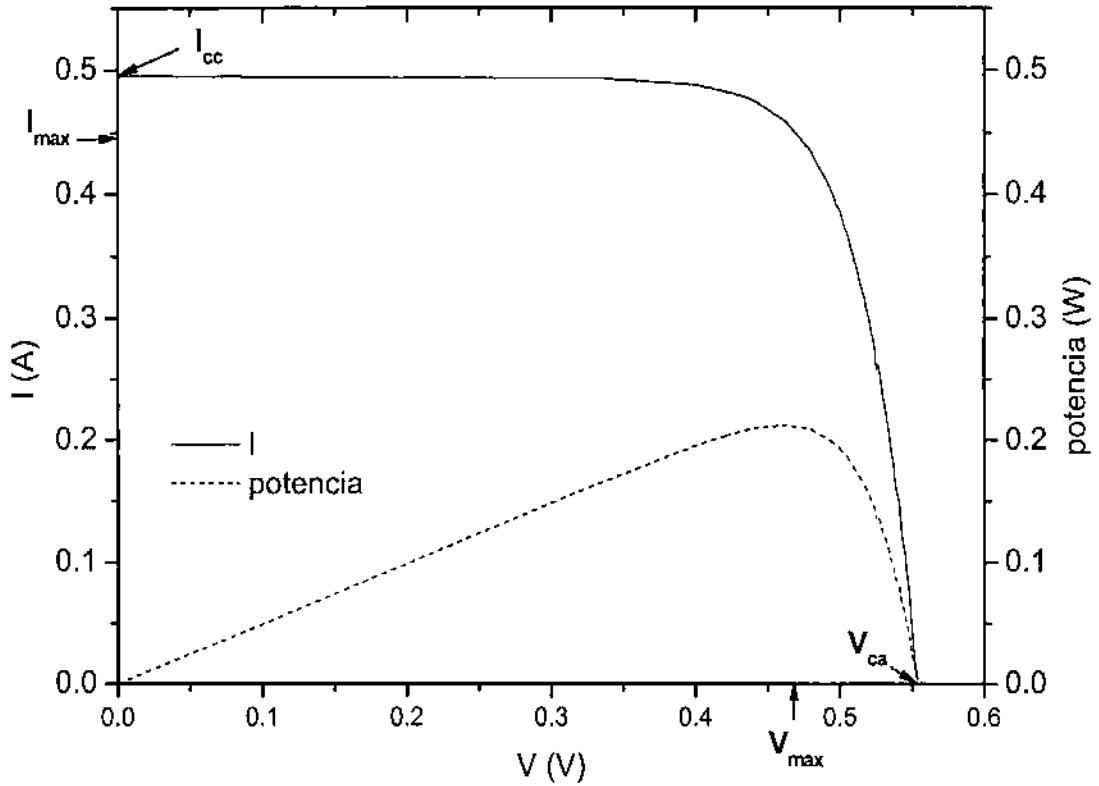


Figura 10: Curva  $I-V$  característica para una celda solar.

Algunos parámetros que se definen para caracterizar eléctricamente a una celda solar son [5]:

- *corriente de cortocircuito*, correspondiente a una tensión nula entre contactos

$$I_{cc} \cong I_f \quad (1.37)$$

- *tensión a circuito abierto*, correspondiente a  $I=0$

$$V_{ca} \cong \frac{kT}{e} \ln \left[ \frac{I_f}{I_o} + 1 \right] \quad (1.38)$$

- *eficiencia de conversión energética*, definida en el punto de máxima potencia

$$\eta = \frac{V_{\max} I_{\max}}{P_i} \quad (1.39)$$

donde  $P_i$  es la potencia de la radiación solar incidente sobre la celda

- *factor de forma*, da una medida de cuan alta es la potencia máxima  $P_{\max}$  con respecto al tope ideal determinado por el producto entre  $V_{ca}$  e  $I_{cc}$

$$FF = \frac{I_{\max} V_{\max}}{I_{cc} V_{ca}} \quad (1.40)$$

En la Tabla I pueden apreciarse los parámetros eléctricos de celdas solares de distintos materiales. Estas celdas son de la máxima eficiencia certificada hasta el momento a nivel laboratorio [14].

tipo de celda	$\eta$ (%)	$V_{ca}$ (V)	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF
Si cristalino	25	0,705	42,7	0,828
Si policristalino	20,4	0,664	38	0,809
Si amorfo	9,5	0,859	17,5	0,63
Si nanocristalino	10,1	0,539	24,4	0,766
GaAs cristalino	26,1	1,038	29,7	0,847
orgánica	5,15	0,876	9,39	0,625
InGaP/GaAs/Ge	32	2,622	14,37	0,85
CdTe	16,7	0,845	26,1	0,755

Tabla I: Parámetros eléctricos medidos con el espectro AM1,5 (1 kW/m<sup>2</sup>) a 25°C.

### 1.5.3 Circuito equivalente

El comportamiento de la celda solar puede ser descrito en términos de un circuito equivalente (Figura 11a) [15]. El mismo está constituido por un diodo de unión  $p-n$  y por un generador de corriente, de valor  $I_f$ .

Sin embargo, en una celda solar real existen otros efectos, que afectan el comportamiento externo de la misma. Estos efectos son tenidos en cuenta al considerar la resistencia serie  $R_s$  y la resistencia paralelo  $R_p$  (Figura 10b). La primera proviene principalmente de la resistividad del emisor  $n$  y de la base  $p$ , de las resistencias de contacto entre el semiconductor y los contactos metálicos, y de la resistencia de los dedos metálicos que constituyen la grilla de la metalización frontal. La segunda es esencialmente debida a pérdidas en los bordes y a la presencia de defectos cristalinos y precipitado de impurezas en la zona de la juntura.

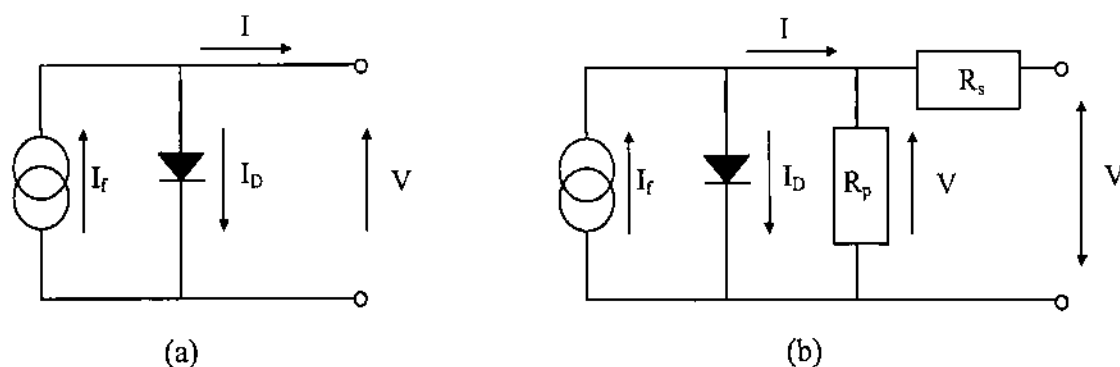


Figura 11: Circuito equivalente de una celda solar ideal (a), y el mismo con resistencias serie y paralelo (b).  $I_f$  representa la corriente fotogenerada.

## 1.6 CELDAS SOLARES BASADAS EN MATERIALES III-V

Las celdas solares constituidas por materiales semiconductores III-V poseen alta eficiencia y resistencia al daño por radiación, y por ello son particularmente aptas para aplicaciones espaciales [16, 17]. Ejemplo de este tipo de dispositivos son las celdas solares multijuntura, las que están formadas por dos o más celdas de materiales con distinto *band gap* ( $E_g$ ) de modo que cada uno absorbe una porción diferente del espectro solar (Figura 12). Cada celda, mirando desde la cara frontal hacia la posterior, posee menor *band gap* que la precedente, diseño que permite que los fotones menos energéticos pasen a través de las celdas superiores y sean absorbidos por las celdas inferiores.

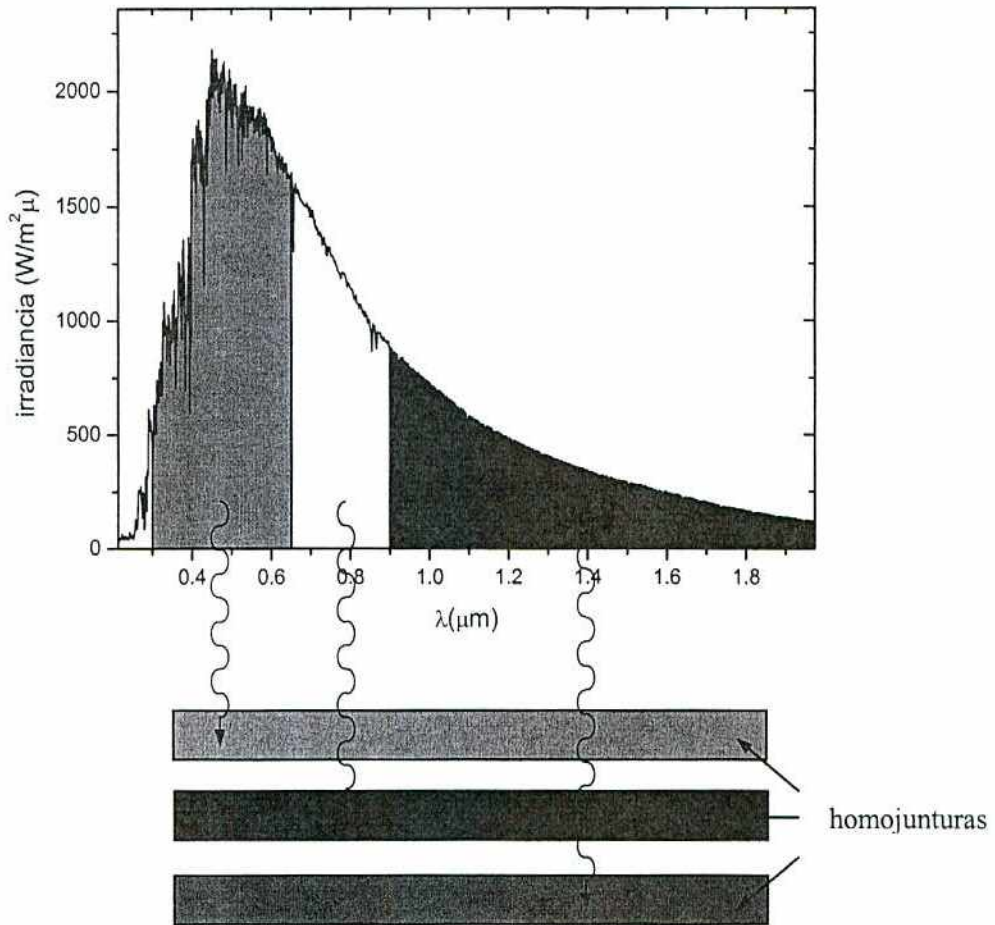


Figura 12: Esquema de una celda de triple junta.

Existen dos tipos de configuraciones para una celda multijuntura [18]. En una de ellas las homojuntas están físicamente separadas y unidas entre sí mecánicamente, de modo de formar un “paquete” relativamente compacto (*mechanical stack*). Esta configuración requiere que todas las homojuntas, excepto la que está abajo, sean transparentes a la luz por debajo de sus *band gaps*.

Otro modo de obtener una multijuntura es fabricar todas las homojuntas de modo de formar una estructura monolítica sobre un mismo sustrato. En la Figura 13 se puede apreciar una celda de doble junta InGaP/GaAs donde las subceldas están conectadas entre sí mediante una junta túnel [19].



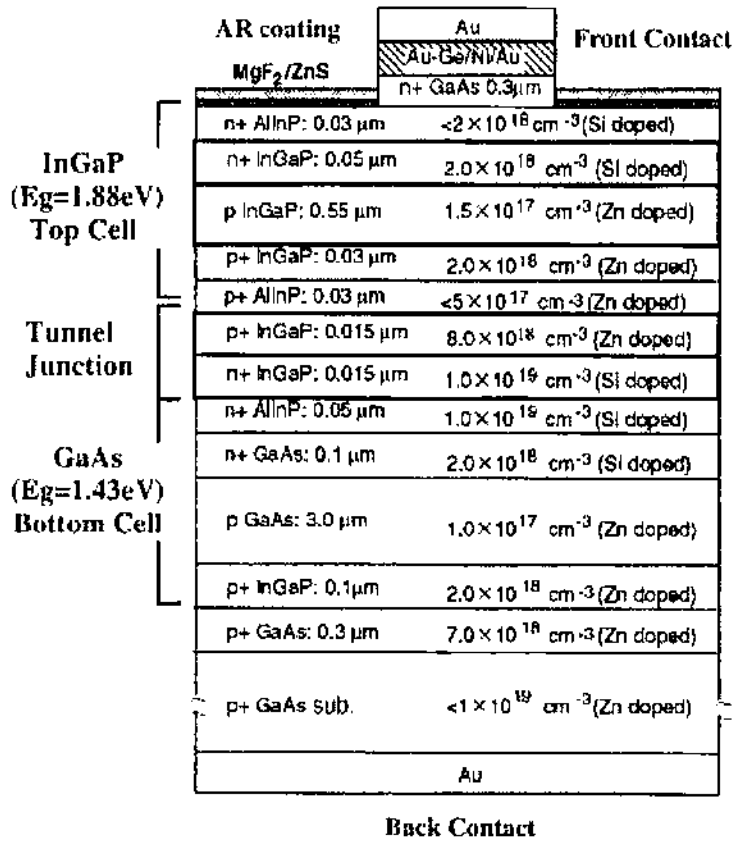


Figura 13: Estructura de una celda de doble juntura InGaP/GaAs [19].

Para un conjunto de  $m$  subceldas conectadas en serie con su respectiva curva  $J_i-V_i$  descriptas como  $V_i(J)$  para el  $i$ -ésimo dispositivo, la curva  $J-V$  para la multijuntura está dada por:

$$V(J) = \sum_{i=1}^m V_i(J) \quad (1.41)$$

es decir que la tensión a una dada corriente es equivalente a la suma de las tensiones de las subceldas a una dada corriente. Además existe una única corriente que circula por las subceldas, de manera tal que la misma se encuentra limitada por la menor corriente de cortocircuito.

Henry calculó la eficiencia límite en condiciones AM1,5, para 1, 2, 3 y 36 *band gaps*; las eficiencias respectivas son 37, 50, 56 y 72 % [20]. Por otra parte, para el caso de la celda de doble juntura, existen cálculos teóricos de la eficiencia en función del *gap* de cada

homojuntura, el espesor de las mismas y la radiación solar incidente [18]. Los resultados obtenidos se pueden observar en la Figura 14.

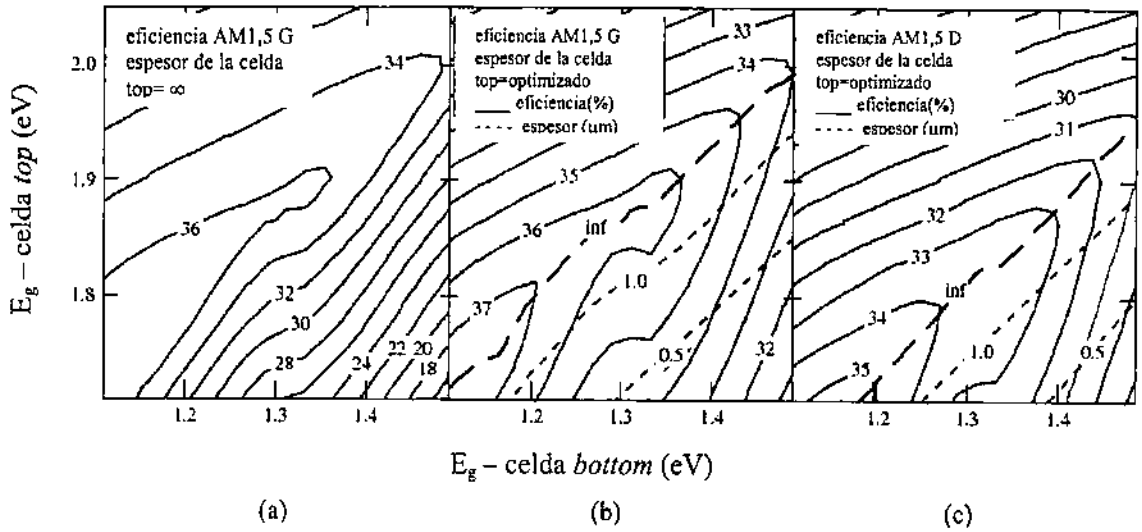


Figura 14: Curvas eficiencia vs.  $E_g$  de la subcelda para una celda de doble juntura. (a) utilizando el espectro AM1,5 global con espesor infinito para la celda top. (b) Mismo espectro pero para espesores de la subcelda top que optimizan la eficiencia para cada combinación de band gaps de las subceldas top y bottom, las líneas punteadas muestran los espesores óptimos. En la región del gráfico por debajo de la línea que corresponde a espesor infinito (inf), la corriente es limitada por la celda top. (c) Lo mismo que en (b) pero para el espectro AM1,5 directo.

La combinación de subceldas que da la mejor eficiencia, es para  $E_g^{top} = 1,75 \text{ eV}$  y  $E_g^{bottom} = 1,13 \text{ eV}$ , siendo de este modo  $\eta \sim 38 \%$ . El mismo modelo para el caso de una homojuntura da una eficiencia máxima del 29 %. Se debe notar que al considerar el caso real, para una celda InGaP/GaAs ( $E_g(\text{InGaP}) \sim 1,85\text{eV}$ ;  $E_g(\text{GaAs}) \sim 1,42\text{eV}$ ), la eficiencia se aparta del valor óptimo.

El diseño de la celda involucra la elección del *band gap* de cada subcelda y que las corrientes sean similares [21]. La conexión en serie de dos celdas requiere, en una aproximación de primer orden, que las corrientes de cortocircuito sean iguales. Con alguna suposición razonable respecto a la eficiencia de colección de las celdas, este diseño puede ser usado para obtener la relación adecuada entre *band gaps* de las dos celdas [21]. En las referencias [22-24] se presentan ejemplos del cálculo para la combinación de los *band gaps* óptimos de dos homojunturas.

Por otra parte, para producir una buena interfaz entre los materiales semiconductores elaborados mediante crecimiento epitaxial, es necesario trabajar con materiales que posean una constante de red similar. La Figura 15 muestra  $E_g$  vs. la constante de red para distintos

semiconductores, entre ellos los III-V. Por ejemplo, se puede observar que existe un buen ajuste de las redes entre el AlAs, el GaAs y el Ge, así como también para el AlSb, el GaSb y el InAs [1]. Además se puede apreciar el buen ajuste que existe entre los materiales ternarios AlInP, InGaP y el GaAs.

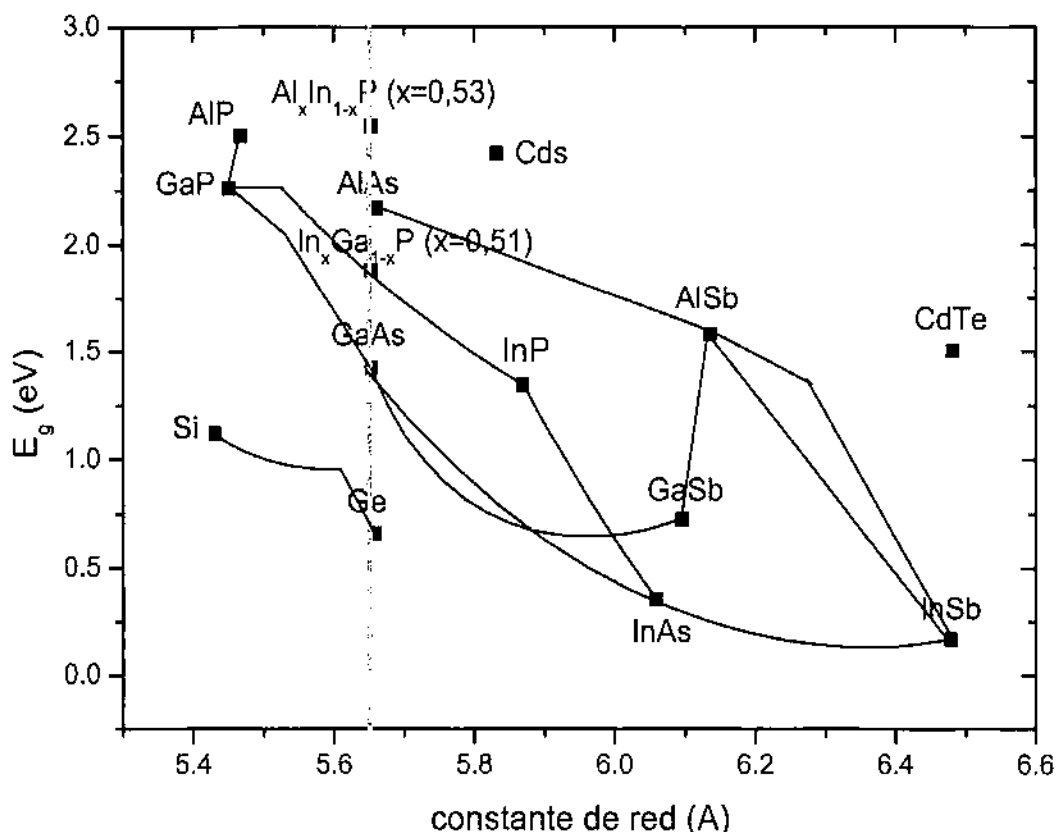


Figura 15:  $E_g$  vs. constante de red para varios semiconductores a 300 K. La línea vertical muestra el buen ajuste entre las redes del AlInP, el InGaP, el GaAs y el Ge.

### 1.6.1 Estructura de las celdas multijuntura

Una homojuntura de una celda multijuntura consta, al igual que para el caso de la celda de Si descrita previamente, de dos regiones  $n-p$  o  $p-n$  pero además, consta principalmente de una capa llamada *ventana* (por ejemplo la capa de AlInP en las subceldas *top* y *bottom* de la Figura 12); y una capa *BSF* (*back surface field*) (por ejemplo las capas  $p^+$  de GaAs en las subceldas *top* y *bottom* de la Figura mencionada).

La función de la *ventana* es pasivar los estados superficiales asociados a la superficie del emisor, los cuales constituyen trampas para los portadores minoritarios [25]. Debe poseer una constante de red similar a la del emisor,  $E_g$  más alto, debe tener un alto dopaje, etc. Para

una celda de InGaP, un ejemplo de material apropiado es el AlInP, mientras que para una celda de GaAs, el InGaP, el AlInP y el AlGaAs son apropiados [18].

En algunos trabajos se hace referencia al depósito de una capa *BSF* cuya función es pasivar la interfaz entre la subcelda y la juntura túnel. También, en algunos casos, esto ayuda a reducir la difusión de dopantes desde la juntura túnel. Los requerimientos para obtener una buena capa BSF son similares a los de la ventana y debe ser, además, transparente a los fotones con energías en la zona de respuesta de la subcelda que se encuentra inmediatamente abajo. Para una celda de GaAs, el AlInP y el InGaP son buenos materiales.

Algunos autores depositan una capa *buffer* sobre el sustrato diferenciándola de la base de la celda de GaAs, aunque a veces se comporta como *BSF* de la misma celda. El espesor de esta capa oscila entre 1,5-5  $\mu\text{m}$  según los valores encontrados en la literatura [26-29]. En las multijunturas la capa *BSF* es mucho más delgada y se diferencia del *buffer* el cual, como se dijo anteriormente, se deposita directamente sobre el sustrato.

Para facilitar el contacto óhmico en la cara frontal resulta conveniente depositar una capa adicional de GaAs llamada *capa de contacto*. Esta capa, luego de la deposición del contacto, se remueve mediante un ataque químico selectivo, de modo que solo permanece bajo la grilla de contactos frontal.

La conexión entre subceldas es la parte más crítica para formar la celda multijuntura, ya que debe actuar como una conexión óhmica entre las homojunturas. Una forma de conectar entre si las subceldas es mediante una juntura túnel altamente dopada [18, 21] con una región de carga espacial debe ser muy delgada, de aproximadamente 10 nm. El mayor requerimiento para esta interfaz es que las capas sean delgadas para minimizar la recombinación de portadores libres y que el *band gap* de las capas sea tan grande como el de la subcelda superior para no tener una gran absorción óptica de los fotones que pasan hacia la subcelda que se encuentra debajo de la misma. De esta manera, toda la estructura de la celda puede ser fabricada en forma monolítica sobre un sustrato.

### 1.6.2 Ejemplo de una celda solar de triple juntura

La celda ATJ (*Advanced Triple Junction*) elaborada por la empresa *Emcore Photovoltaics* es una celda de alta eficiencia diseñada para aplicaciones espaciales [16, 17, 30]. Cada subcelda está formada por varias capas semiconductoras, las que están monolíticamente crecidas sobre un sustrato de Ge. La celda solar posee tres junturas

principales, que aprovechan cada región del espectro. En la Figura 16 se puede observar un esquema de la celda ATJ (*Advanced Triple Junction*).

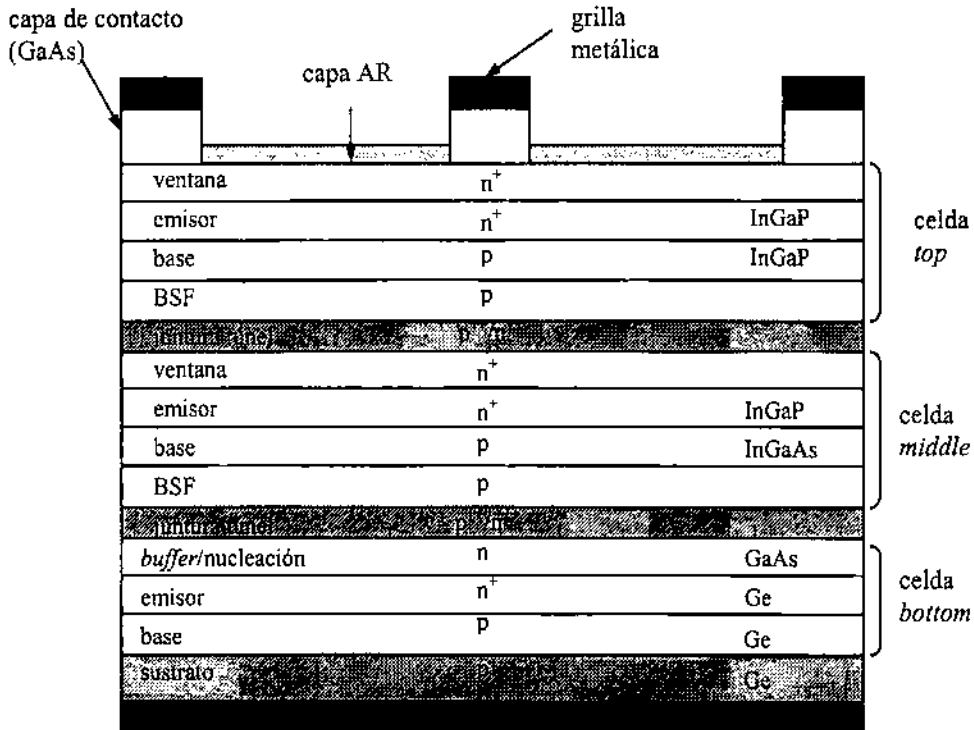


Figura 16: Estructura de una celda multijuntura InGaP/GaAs/Ge Emcore.

Esta celda tiene una eficiencia BOL (*beginning-of-life*) mínima promedio de 27,5 % con iluminación AM0, y es crecida mediante la técnica MOVPE (*Metal Organic Chemical Vapor Deposition*) sobre un sustrato de Ge de 140  $\mu\text{m}$  de espesor. La oblea de Ge posee un diámetro de 10 cm con una densidad de 86  $\text{mg}/\text{cm}^2$ . El ajuste de las redes de GaAs y de Ge se da cuando al primero se le añade aproximadamente un 1,5 % de In. La capa AR consiste de una bicapa  $\text{TiO}_x/\text{Al}_2\text{O}_3$  diseñada para maximizar la corriente cuando está encapsulada. En condiciones BOL la celda de InGaP está diseñada para ser más fina que el óptimo de modo que la corriente de la celda esté limitada por la celda *top*, y que en condiciones EOL (*End of Life*, 1MeV electrones,  $1 \times 10^{15} \text{ e}/\text{cm}^2$ ), las celdas de InGaP y de InGaAs posean la misma corriente. La grilla metálica es básicamente de Ag recubierta por una fina capa de Au para evitar la oxidación.

## 1.7 RESPUESTA ESPECTRAL DE UNA CELDA SOLAR

La respuesta espectral (RE) de una celda solar se define como la corriente de cortocircuito por unidad de potencia incidente de luz monocromática, en función de la longitud de onda. En condiciones de cortocircuito, la corriente es lineal con la irradiancia y poco sensible frente a pequeños cambios de tensión, dependiendo dicha corriente de la longitud de onda incidente.

Por otra parte, la eficiencia cuántica se define como la relación entre el número de electrones  $n_e$  que circulan en el circuito externo por unidad de tiempo y el número de fotones  $n_f$  incidentes sobre la celda [15]:

$$EQ = \frac{n_e}{n_f(\lambda)} \quad (1.42)$$

Considerando que  $n_e = J t/q$  y que  $n_f = F(\lambda) t/h\nu$ , donde  $J$  es la corriente que circula por el circuito y si  $F(\lambda)$  es la irradiancia del espectro solar en  $W/m^2$ , entonces, en condiciones de cortocircuito, reemplazando en la ec. (1.42) queda [15]:

$$EQ = \frac{RE(\lambda) hc}{q\lambda} \quad (1.43)$$

donde  $RE(\lambda) = J_{cc}(\lambda) / F(\lambda)$  es la respuesta espectral en  $A/W$ . En la Figura 17 se presenta la eficiencia cuántica de la celda ATJ extraída de la ref. [30]. Se observa la absorción de cada subcelda en un intervalo distinto de longitudes de onda. Además existe un solapamiento entre las EQ de las celdas *top* y *middle*, debido a que la primera es más fina de lo que debiera a fin de limitar la corriente en condiciones BOL.

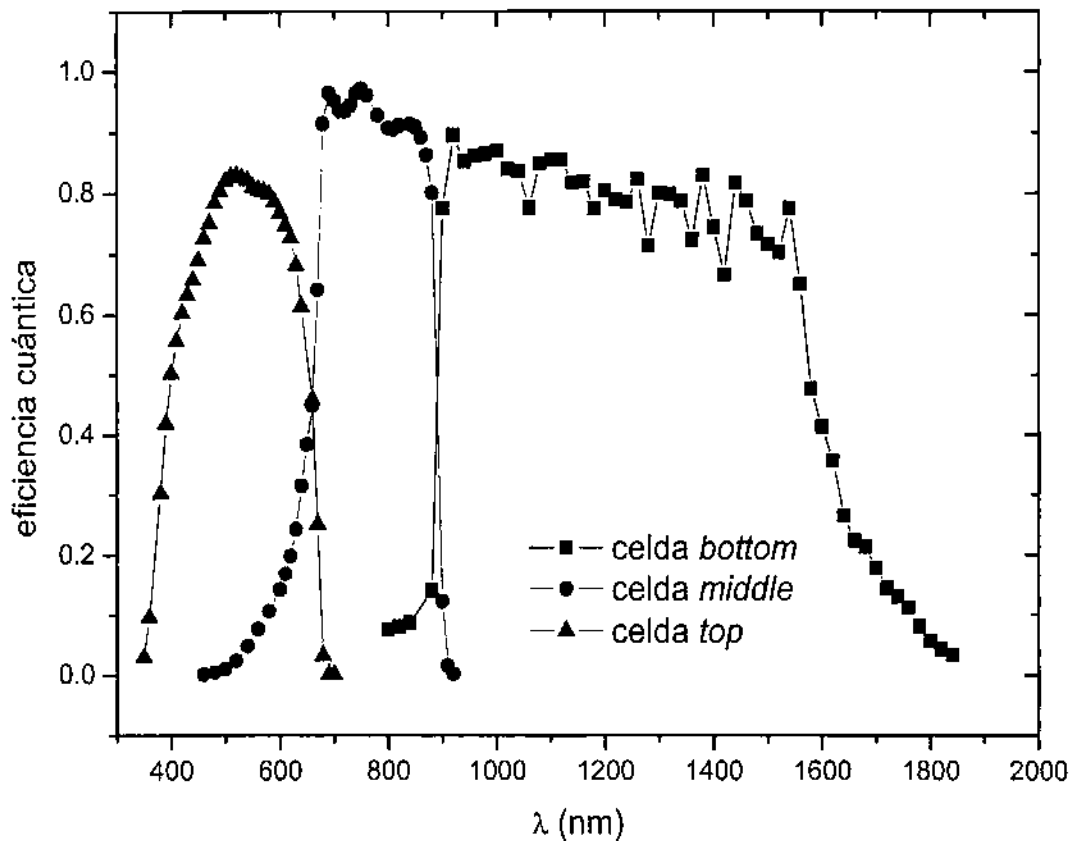


Figura 17: Eficiência cuántica de una celda multijuntura InGaP/GaAs/Ge Emcore.

## REFERENCIAS

1. R.H. Bube, "Series on properties of semiconductor materials. Vol. 1 - Photovoltaic Materials", Imperial College Press, (1998).
2. Norma ASTM E 490-00a (Reapproved 2006).
3. H. Grossi Gallegos, "Notas sobre radiación solar", Universidad Nacional de Luján - Departamento de Ciencias Básicas, (2004).
4. C. Kittel, "Introduction to solid state physics", John Wiley & Sons, (1996).
5. M.A. Green, "Solar Cells: Operating Principles, Technology and System applications", University of New South Wales, (1986).
6. S.M. Sze, "Physics of semiconductor devices", John Wiley & Sons, (1981).
7. J.L. Gray, "Chapter 3: The physics of the solar cell", en "Handbook of photovoltaics", A. Luque y S. Hegedus editores, John Wiley & Sons, (2003).
8. A.S. Grove, "Physics and technology of semiconductor devices", John Wiley & Sons, (1967).
9. M.A. Green, "Silicon solar cells-Advanced principles & practice", Centre for Photovoltaic Devices and Systems, University of New South Wales, (1995).

10. E.F. Schubert, "Physical foundations of solid-state devices", extraído de <http://www.rpi.edu/~schubert/>, (2005).
11. W.D. Johnston Jr., W.M. Callahan, "High-performance solar cell material: n-AlAs/p-GaAs prepared by vapor phase epitaxy", *Applied Physics Letters* **28**, 150 (1976).
12. B.L. Sharma, R.K. Purohit, "International series of monographs on the science of the solid state. Vol. 5. Semiconductor heterojunctions", Pergamon Press, (1974).
13. S.J. Fonash, "Solar cell device physics", Academic Press Inc., (1981).
14. M.A. Green, K. Emery, Y. Hishikawa, W. Warta, "Solar cell efficiency tables (version 33)", *Progress in Photovoltaics Research and Applications* **17**, 85 (2009).
15. S.R. Wenham, M.A. Green, M.E. Watt, "Applied photovoltaics", University of New South Wales, (1995).
16. M.A. Stan, P.R. Sharps, N.S. Fatemi, F. Spadafora, D. Aken, H.Q. Hou, "Design and production of extremely radiation-hard 26% InGaP/GaAs/Ge triple-junction solar cells", *Proceedings of 28<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 1374 (2000).
17. N.S. Fatemi, P.R. Sharps, M.A. Stan, D.J. Aiken, b. Clevenger, H.W. Hou, "Radiation-hard high-efficiency multi-junction solar cells for commercial space applications", *Proceedings of 17<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference*, 2155 (2001).
18. J.M. Olson, D.J. Friedman, S. Kurtz, "Chapter 9: High-efficiency III-V multijunction solar cells", en "Handbook of photovoltaics", A. Luque y S. Hegedus editores, John Wiley & Sons, (2003).
19. T. Takamoto, M. Yamaguchi, S.J. Taylor, Ming-Ju Yang, E. Ikeda, H. Kurita, "Radiation resistance of high-efficiency InGaP/GaAs tandem solar cells", *Solar Energy Materials & Solar Cells* **58**, 265 (1999)
20. C.H. Henry, "Limiting efficiencies of ideal single and multiple energy gap terrestrial solar cells", *Journal of Applied Physics* **51**, 4494 (1980).
21. S.M. Bedair, S.B. Phatak, J.R. Hauser, "Material and Device Considerations for Cascades Solar Cells", *IEEE Transactions on Electron Devices* **27**, 822 (1980).
22. M.F. Lamorte, D. Abbot, "Two junction, cascade solar cell characteristics under 10<sup>3</sup> concentration ratio and AM0-AM1.5 spectral conditions", *Proceedings of 13<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 886 (1978).
23. R.L. Moon, L.W. James, H.A. Vander Plas, T.O. Yep, G.A. Antypas, Y. Chai, "Multigap Solar Cell Requirements and the Performance of AlGaAs and Si Cells in Concentrated Sunlight", *Proceedings of 13<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 859 (1978).
24. L.M. Fraas , R.C. Knechtli, "Design of high efficiency monolithic stacked multijunction solar cells", *Proceedings of 13<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 874 (1978).
25. G.C. DeSalvo, A.M. Barnett, "Investigation of alternative windows materials for GaAs solar cells", *IEEE Transactions on Electron Devices* **40**, 705 (1993).
26. B. Cavicchi, D.R. Lillington, F.F.J. Garlick, G.S. Glenn, S.J. Tobin, "GaAs on Ge cell and panel technology for advanced space flight application", *Proceedings of the 20<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 918 (1988).



27. S. Tobin, S.P. Vernon, C. Bajgar, V.E. Haven, L.M. Geoffroy, D.R. Lillington, "High-efficiency GaAs/Ge monolithic tandem solar cells", *IEEE Electron Device Letters* 9, 256 (1988).
28. S. Tobin, S.P. Vernon, C. Bajgar, V.E. Haven, L.M. Geoffroy, M.M. Sanfacon, D.R. Lillington, R.E. Hart, K.A. Emery, R.J. Matson, "High-efficiency GaAs/Ge monolithic tandem solar cells", *Proceedings of the 20<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 405 (1988).
29. M.S. Gillanders, D.D. Krut, P.S. Vijayakumar, A.V. Mason, G.S. Glenn, D.R. Lillington, B.T. Cavicchi, H.T. Yang, R.K. Ralph, "Production and qualification status of GaAs/Ge top/bottom solar cells", *Proceedings of the 22<sup>nd</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 1469 (1991).
30. M.A. Stan, D. Aiken, P.R. Sharps, J. Hills, B. Clevenger, N.S. Fatemi, "The development of >28% efficient triple-junction space solar cells at EMCORE photovoltaics", *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, 662 (2003).

## CAPÍTULO 2

### ELABORACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE BICAPAS ANTIRREFLECTANTES PASIVANTES DE $\text{TiO}_2 - \text{SiO}_2$ SOBRE Si

#### 2.1 INTRODUCCIÓN

Los sistemas fotovoltaicos para aplicaciones espaciales exigen ciertos requisitos tecnológicos a tener en cuenta en su diseño. Entre ellos, se puede citar la necesidad de alta eficiencia y confiabilidad, dadas las limitaciones en cuanto al volumen y superficie de almacenamiento disponibles.

La reflectividad del Si varía desde aproximadamente el 33% en el infrarrojo (IR) hasta un 55% en el ultravioleta (UV). Para incrementar la eficiencia de las celdas solares de silicio y, en particular, hacerla apta para aplicaciones espaciales, es necesario disminuir la reflectividad de la cara frontal de la celda solar, maximizando de este modo la fracción de energía absorbida; a tal fin, se utilizan lo que se denominan técnicas antirreflectantes (AR). Se han desarrollado distintas técnicas AR, las cuales consisten en el depósito de multicapas dieléctricas, la textura superficial, o la combinación de ambas, esto es depositando la multicapa sobre la superficie ya texturada.

Las propiedades AR de las multicapas dieléctricas se basan en el fenómeno óptico de interferencia. Se obtienen depositando capas de materiales dieléctricos de espesores (típicamente un cuarto de la longitud de onda de trabajo) e índices de refracción adecuados. La optimización del índice y espesor de cada capa se realiza numéricamente pesando la transmitancia de la multicapa con el espectro solar y la respuesta espectral del dispositivo en función de obtener la máxima corriente de cortocircuito. Una vez obtenido el índice de refracción adecuado, se seleccionan materiales cuyas propiedades ópticas resulten similares a las obtenidas en el proceso de optimización. Ejemplos de este tipo de procedimiento pueden encontrarse en las referencias [1-3]. Para esta tesis se eligió el  $\text{TiO}_2$  como capa AR del Si debido a sus convenientes propiedades ópticas y a la factibilidad de ser depositada en el laboratorio fotovoltaico del Grupo Energía Solar (GES) de la CNEA.

Teniendo en cuenta el papel que cumple el  $\text{SiO}_2$  como pasivante del Si y que las celdas solares encapsuladas poseen un vidrio como protección, y que este último a su vez posee su propia capa AR ( $\text{MgF}_2$ ), se optimizó la estructura  $\text{MgF}_2$ -vidrio-adhesivo- $\text{TiO}_2$ -  $\text{SiO}_2$ - Si y de

acuerdo a esta optimización se elaboraron las muestras.

Las películas delgadas de  $\text{TiO}_2$  pueden depositarse mediante diferentes técnicas: evaporación por haz de electrones (*e-beam*) [4], *sputtering* reactivo [5], sol-gel [6], *spray pyrolysis* [7, 8], deposición de fase vapor (*chemical vapor deposition*) [9, 11], ablación láser [12], deposición de fase vapor asistida por plasma (PECVD) [13], *atomic layer deposition* (ALD) [14] o evaporación de Ti seguida de oxidación en aire o en oxígeno puro [15, 16]. Para este trabajo se utilizó la última opción, ya que permite la oxidación simultánea del Ti y del Si para producir una bicapa  $\text{TiO}_2$  - $\text{SiO}_2$  durante el mismo proceso térmico, asegurando este último la densidad, la estequiometría y el índice del  $\text{TiO}_2$  en fase rutilo. Resultados similares fueron obtenidos por Richards et al. [15], aunque en este caso el proceso térmico se realiza, además de la formación del  $\text{SiO}_2$  pasivante, para densificar y asegurar la estequiometría del  $\text{TiO}_2$  depositado por *spray pyrolysis* en lugar de la oxidación del Ti.

La caracterización de las muestras fue llevada a cabo mediante la medición de la reflectividad espectral óptica, el análisis por reflectividad de rayos X (XRR), y la observación con microscopía electrónica de transmisión (TEM).

## 2.2 OPTIMIZACIÓN NUMÉRICA

El tratamiento riguroso para abordar el análisis del comportamiento de una multicapa de materiales dieléctricos planos homogéneos y paralelos deriva de la teoría del electromagnetismo. El cálculo de la reflectancia, la transmitancia y la absorbancia de una o muchas capas se reduce básicamente a resolver un problema con condiciones de contorno [17].

En la Figura 1 se considera, a modo de ejemplo, una onda electromagnética plana con vector de onda  $\vec{k}$  incidiendo sobre una capa de material dieléctrico homogéneo. Según este esquema, la zona 1 es un medio semi-infinito homogéneo (por ejemplo aire o vacío), la zona 2 es la película dieléctrica de espesor  $h$  y la zona 3 es un medio semi-infinito homogéneo diferente (por ejemplo el sustrato de Si).

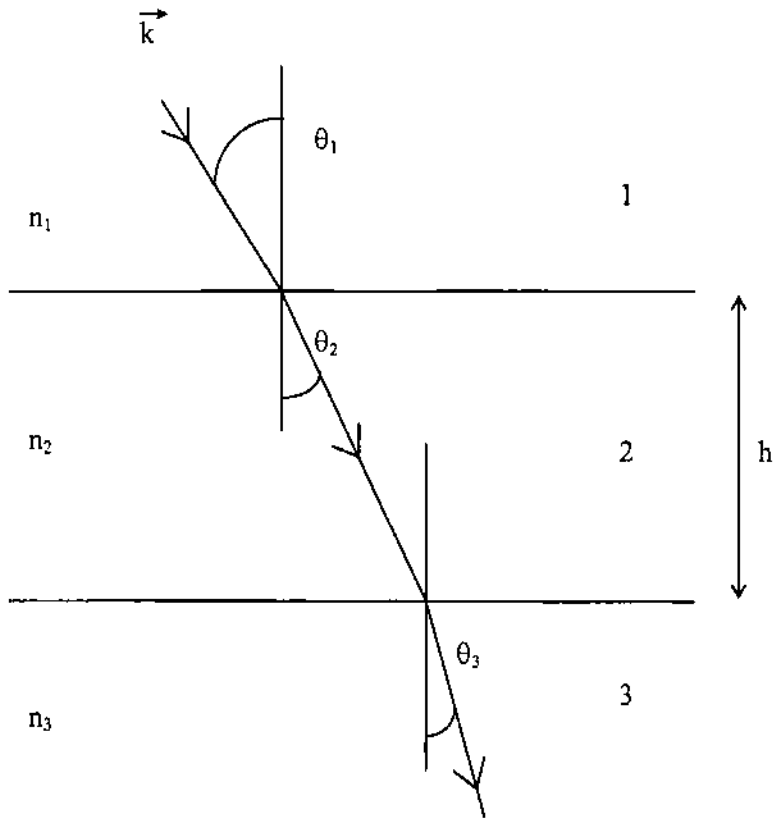


Figura 1: Propagación de una onda electromagnética a través de una película homogénea.

Suponiendo que todos los medios son no magnéticos ( $\mu = 1$ ) resultan entonces índices de refracción  $n = \sqrt{\mu\epsilon} = \sqrt{\epsilon}$ . Siguiendo los pasos detallados en la ref. [17], se puede obtener la siguiente expresión para la reflectividad:

$$\mathcal{R} = \frac{r_{12}^2 + r_{23}^2 + 2r_{12}r_{23} \cos 2\beta}{1 + r_{12}^2 r_{23}^2 + 2r_{12}r_{23} \cos 2\beta} \quad (2.1)$$

donde

$$r_{12} = \frac{n_1 \cos \theta_1 - n_2 \cos \theta_2}{n_1 \cos \theta_1 + n_2 \cos \theta_2} \quad (2.2)$$

es el coeficiente de reflexión entre los medios 1-2 y

$$\beta = k_o n_2 h \cos \theta_2 \quad (2.3)$$

donde  $k_o$  es el número de onda de la radiación incidente y  $\theta_i$  son los ángulos definidos en la Figura 1. Una expresión análoga a  $r_{12}$  puede obtenerse para el coeficiente de reflexión entre los medios 2-3,  $r_{23}$ .

Es importante mencionar que la cantidad  $n_2h$  se conoce como *espesor óptico*. Analizando la función  $\mathcal{R}$  con  $n_2h$  como variable se tiene que hay un extremo cuando

$$n_2h = \frac{m \lambda_o}{4 \cos \theta_2} \quad \text{con} \quad m = 0,1,2 \text{ y } \lambda_o = \frac{2\pi}{k_o} \quad (2.4)$$

Cuando  $m$  es impar y en el caso particular de incidencia normal, la reflectividad se reduce a:

$$\mathcal{R} = \left( \frac{n_1 n_3 - n_2^2}{n_1 n_3 + n_2^2} \right)^2 \quad (2.5)$$

Si  $n_1 < n_2 < n_3$  puede demostrarse que  $\mathcal{R}$  tiene mínimos si  $n_2h$  es múltiplo impar de  $\frac{\lambda_o}{4}$  (lámina cuarto de onda). Es más, si

$$n_2 = \sqrt{n_1 n_3} \quad (2.6)$$

la reflectividad para la incidencia normal sería cero. Esto sugiere que en el caso de tener una sola capa AR, el índice del material debería ser igual a 1,96 para que la reflectividad disminuya al mínimo considerando un índice promedio para el Si de 3,85. Un material que de hecho se utiliza como única capa AR sobre celdas solares es el  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , que posee  $n \sim 2,05$  (a 500 nm). También suele utilizarse el  $\text{SiO}_2$ , ya que además pasiva la superficie de Si, aunque en este caso sólo se aplica a nivel laboratorio ya que el índice del  $\text{SiO}_2$  ( $n \sim 1,46$  a 500 nm) no es apropiado para celdas encapsuladas.

Al aumentar el número de capas, el análisis matemático se vuelve más complicado. Para el caso de una multicapa formada por materiales dieléctricos homogéneos, la aplicación de las ecuaciones de Maxwell conduce a un sistema de ecuaciones diferenciales para las amplitudes de los campos cuya solución puede expresarse por medio de una relación entre matrices. De

este modo, luego de aplicar las condiciones de contorno, se obtienen los coeficientes de reflexión y transmisión. Los detalles del método para resolver las ecuaciones de Maxwell para este caso, desarrollados por F. Abelès, pueden encontrarse en la ref. [17].

### 2.2.1 Optimización AR de la celda solar encapsulada

Para resolver el problema real, que consiste en minimizar la reflectancia de la celda solar, se puede considerar el sistema formado por el sustrato y multicapa AR, que puede consistir en una o más películas dieléctricas con índices de refracción y espesores adecuados. También se puede considerar el caso de la celda solar encapsulada, es decir, con vidrio protector.

La integral del producto de la transmitancia ( $1-R$ , siempre que la multicapa no sea absorbente), el espectro solar ( $F(\lambda)$ ) y la respuesta espectral interna del dispositivo, da por resultado la corriente de cortocircuito ( $J_{cc}$ ). En la literatura, para el cálculo de la corriente de cortocircuito suele utilizarse una expresión equivalente que incluye a la eficiencia cuántica interna del dispositivo ( $Q(\lambda)$ ) [2].

$$J_{cc} = q \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} F(\lambda) T(\lambda) Q(\lambda) d\lambda \quad (2.7)$$

donde  $q$  es la carga del electrón.

Así, cabe aclarar que para la optimización de una multicapa sobre una celda solar, se deben tener en cuenta las componentes transversa eléctrica (TE) y transversa magnética (TM) de la radiación solar, los índices de radiación complejos de los componentes del problema en función de la longitud de onda y la respuesta espectral del dispositivo.

Como fue mencionado con anterioridad, los índices de refracción y espesores de cada una de las capas que constituyen una multicapa definen la transmitancia de dicha multicapa a una dada longitud de onda y la corriente de cortocircuito será utilizada como parámetro para la optimización del sistema. En realidad, lo más correcto sería optimizar la multicapa AR en el punto de máxima potencia. El uso de la corriente de cortocircuito se hace por simplicidad, y se justifica en el hecho de que la transmitancia de la multicapa influye esencialmente en dicha corriente a través de la cantidad de fotones que alcanzan la celda y permiten generar portadores.

Consecuentemente, la optimización consistió en variar, en principio, el índice de refracción y espesor de cada capa, de manera tal que la transmitancia resultante de la multicapa hiciera máxima la  $J_{cc}$ . En los cálculos realizados, la integral del producto la transmitancia ( $T(\lambda)$ ) de la multicapa, la irradiancia espectral solar ( $F(\lambda)$ ) y la eficiencia cuántica interna ( $Q(\lambda)$ ) es dividida por la integral del producto de la respuesta espectral por la irradiancia espectral solar, la cual representa la máxima corriente de cortocircuito obtenible si la multicapa tuviera transmitancia igual a 1:

$$J_{cc}^{normalizada} = \frac{\int_{\lambda_1}^{\lambda_2} F(\lambda) T(\lambda) Q(\lambda) d\lambda}{\int_{\lambda_1}^{\lambda_2} F(\lambda) Q(\lambda) d\lambda} \quad (2.8)$$

De esta forma, se obtiene una corriente de cortocircuito normalizada respecto a su valor máximo teórico.

Los antecedentes sobre optimización y fabricación de capas AR para celdas solares espaciales de Si encapsuladas se remontan a la década de 1970 y pueden encontrarse en las refs. [18-21]. Las mismas hacen referencia a los beneficios de las capas AR de nuevos materiales dieléctricos con mejor comportamiento óptico para celdas encapsuladas, tales como  $TiO_2$ ,  $CeO_2$  y  $Ta_2O_5$ , comparados con el  $SiO_2$ , que era el usualmente utilizado. El trabajo de Luft [20] presenta la optimización experimental del espesor de  $TiO_2$  en celdas solares encapsuladas de Si, aunque el vidrio con su capa AR de  $MgF_2$  y el  $SiO_2$  pasivante no son considerados como variables y tampoco el adhesivo del vidrio. En el trabajo de Roger y Colardelle [18] hay un correcto planteo del problema, y sugiere que la mayor eficiencia de la celda debería estar localizada para longitudes de onda entre 0,55 y 0,6  $\mu m$ , pero no hay detalles sobre cómo fue encontrado el óptimo [18]. El trabajo presentado en la ref. 8 se refiere a capas AR pasivantes  $TiO_2$ - $SiO_2$  sobre celdas solares de silicio para aplicaciones terrestres, pero la optimización no tiene en cuenta las características absorbentes de los dieléctricos y tampoco la respuesta espectral del dispositivo y las propiedades del adhesivo.

Por otro lado, con anterioridad se realizaron en el GES cálculos de optimización en los que se estudiaron sistemas de una y dos capas AR sobre Si [22]. Los valores óptimos obtenidos para un sistema de una capa fueron  $n=1,96$  y  $d=79,9$  nm para el índice de refracción y el espesor respectivamente. Para el sistema de dos capas se obtuvo  $n_1=1,47$ ,  $d_1=106,8$  y

$n_2=2,65$ ,  $d_2=55,8$  nm. En cuanto a trabajos previos referidos a la optimización de multicapas AR realizados por la autora de esta Tesis, se puede citar [23].

Durante el proceso de elaboración de una celda solar, más precisamente en la elaboración de la juntura, se crece térmicamente una delgada película de dióxido de silicio. La finalidad de esta película es pasivar la superficie frontal del dispositivo, esto es saturar los enlaces libres del silicio en la superficie de forma tal de evitar la introducción de una mayor densidad de niveles en el *gap* que favorezcan la recombinación superficial de los portadores fotogenerados. Sin embargo, el dióxido de silicio tendrá influencia sobre la transmitancia de la multicapa AR, la cual es depositada precisamente sobre la superficie frontal de la celda, y por lo tanto debe ser tenido en cuenta en el proceso de optimización AR.

Se debe tener en cuenta también el vidrio que protege la celda solar, pegado por un elastómero de índice de refracción similar al del vidrio. Aunque la reflectancia superficial del vidrio es relativamente baja (del 4% aproximadamente), resulta necesario aplicar una capa AR sobre el mismo de forma tal de tener dispositivos más eficientes, siendo el  $MgF_2$  el material usualmente utilizado con este fin. La elección del  $TiO_2$  está relacionada con el hecho de que posee un índice de refracción adecuado como AR en celdas de silicio encapsuladas y a la factibilidad de depositar películas delgadas de dicho material.

Para esta Tesis, se realizaron los cálculos con un programa FORTRAN desarrollado en el GES y utilizado en [22, 23]. Teniendo en cuenta las consideraciones anteriores, y tal como se anticipara en la sección 2.1, se consideró una estructura multicapa representativa de una celda solar de Si encapsulada, es decir la estructura  $MgF_2$ -vidrio-adhesivo- $TiO_2$ -  $SiO_2$ - Si (Figura 2).

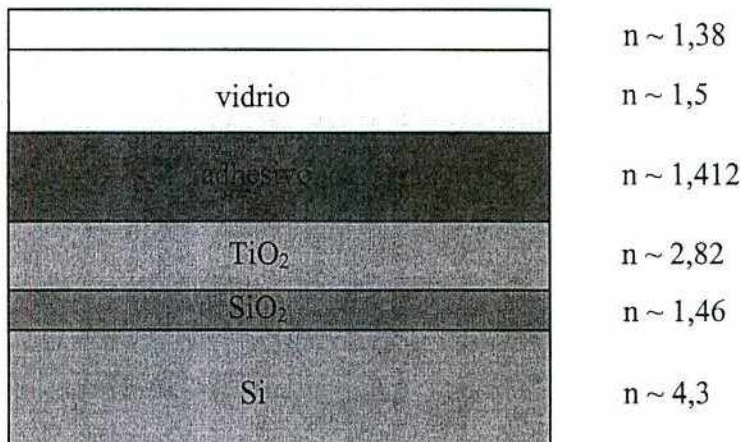


Figura 2: Esquema de la estructura  $MgF_2$ -vidrio-adhesivo- $TiO_2$ - $SiO_2$ -Si estudiada. Los índices de refracción de los materiales corresponden a 500 nm.



Los índices de refracción de la fase rutilo del  $\text{TiO}_2$  fueron extraídos de [24], los del Si cristalino de [25], los valores correspondientes al espectro solar AM0 de [26]. Tomando en cuenta que hay una mínima variación de  $n$  y que  $k=0$  en el intervalo de interés, se tomaron en cuenta índices fijos iguales a 1,38 y 1,46 para el  $\text{MgF}_2$  [27] y el  $\text{SiO}_2$  [28] respectivamente. El adhesivo considerado fue Dow Corning 93-500, calificado para aplicaciones espaciales, con un índice de refracción de 1,412 [29].

Primeramente se realizó la optimización teórica de los espesores de las capas antirreflectantes del vidrio ( $\text{MgF}_2$ ) y del silicio ( $\text{TiO}_2$ ). En la estructura se consideró un vidrio con espesore de 100  $\mu\text{m}$  mientras que se utilizó el espectro solar AM0 con incidencia normal.

Posteriormente se evaluó la influencia del espesor de la película de  $\text{SiO}_2$  pasivante y del apartamiento de los espesores de las capas AR respecto de los valores óptimos.

Para evaluar la influencia de las capas gruesas sobre la optimización, se consideraron espesores de vidrio de 100 y 150  $\mu\text{m}$  y espesores de adhesivo de 150, 200 y 300  $\mu\text{m}$ .

### **2.2.2 Resultados de la optimización**

Con el fin de evaluar la influencia del espesor de  $\text{SiO}_2$ , se optimizó para distintos espesores de  $\text{SiO}_2$  en el intervalo 0 - 60 nm la configuración  $\text{MgF}_2$ -vidrio-adhesivo- $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  - Si, considerando un espesor fijo para el vidrio (100  $\mu\text{m}$ ) y el adhesivo (200  $\mu\text{m}$ ) y hallando los espesores óptimos de  $\text{MgF}_2$  y  $\text{TiO}_2$ . Con fines comparativos, se consideró también el caso en que la estructura no tiene la capa de adhesivo. En la Figura 3 se muestran los resultados.

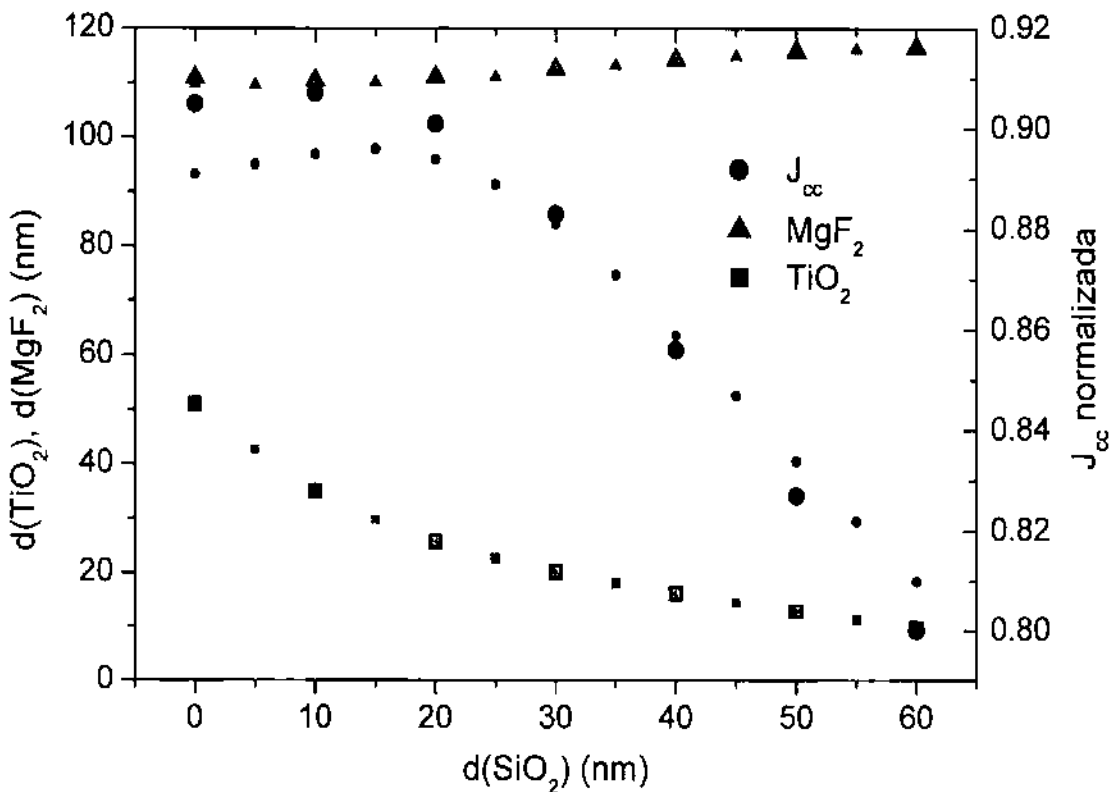


Figura 3: Espesores óptimos de  $MgF_2 - TiO_2$  y corriente de cortocircuito normalizada en función del espesor del  $SiO_2$  pasivante para un espesor de vidrio de  $100 \mu m$ . Sin adhesivo, símbolos negros, con  $200 \mu m$  de adhesivo símbolos rojos.

Se observa que, a medida que el espesor de  $SiO_2$  aumenta, disminuye el espesor óptimo del  $TiO_2$ , mientras que prácticamente no influye en los espesores de la capa AR del vidrio. Los espesores óptimos son prácticamente los mismos cuando se tiene en cuenta al adhesivo en los cálculos, pero se produce en la corriente una pequeña degradación de alrededor del 1 %.

Dado que la corriente de cortocircuito en términos generales disminuye para espesores de  $SiO_2$  crecientes, puede concluirse que la presencia del  $SiO_2$  deteriora las características AR de la multicapa. Sin embargo, puede tolerarse un espesor reducido de  $SiO_2$ , del orden de los 10 – 15 nm, de manera tal que éste conserva su función como pasivante de la superficie frontal teniéndose un mínimo deterioro en la corriente de cortocircuito. Cabe destacar que, al usar  $TiO_2$  como AR para el Si, es necesario el crecimiento de una película de  $SiO_2$  en la interfaz Si- $TiO_2$  dado que este último provee una pobre pasivación superficial del Si [30].

Se estudió también la influencia sobre la  $J_{cc}$  normalizada de variaciones en los espesores de las capas de  $MgF_2$  y  $TiO_2$  a fin de determinar la precisión con que deben ser elaboradas. Primeramente, se calculó la corriente de cortocircuito variando el espesor de  $TiO_2$  y fijando el del  $MgF_2$  en su valor óptimo. Se consideró el caso particular de un espesor de 10 nm para el  $SiO_2$  pasivante (Figura 4).

El valor óptimo en la corriente de cortocircuito se obtiene para un espesor de  $\text{TiO}_2$  de 35 nm. Se puede observar que una tolerancia del 1 % de deterioro en la  $J_{cc}$  alrededor de este punto implica variaciones en el espesor de la capa AR del silicio entre 27 y 45 nm.

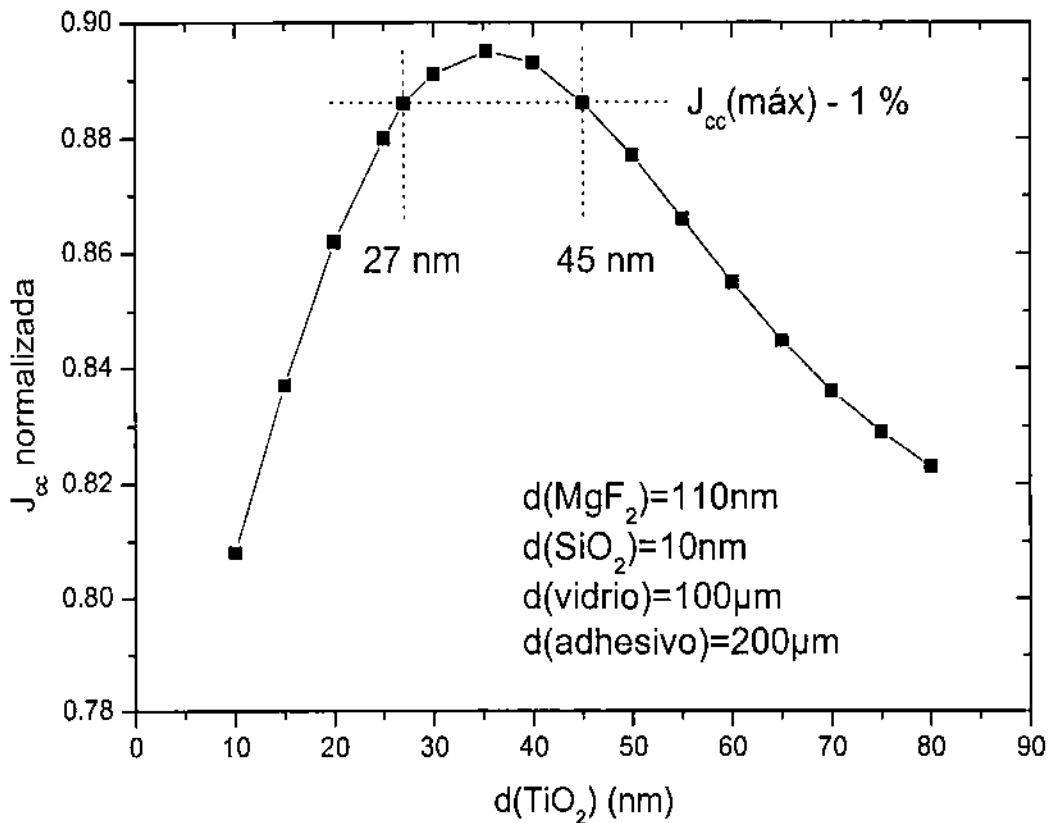


Figura 4: Influencia de la variación del espesor de la capa AR del Si ( $\text{TiO}_2$ ) cuando se mantienen los otros espesores del sistema fijos.

Posteriormente se realizó el mismo trabajo, pero esta vez variando el espesor de  $\text{MgF}_2$  y fijando el de  $\text{TiO}_2$  (Figura 5). El intervalo de tolerancia se encuentra entre 62 y 175  $\mu\text{m}$  para el  $\text{MgF}_2$ .

Puede observarse que el apartamiento respecto del espesor óptimo de la capa AR del silicio produce una variación en la corriente de cortocircuito mayor que la capa AR del vidrio. Esto es debido a que la reflectividad del silicio es mayor a la del vidrio (~ 30 % contra ~ 4 %) y, por lo tanto, variaciones en las características ópticas del AR del silicio pesan más que las del AR del vidrio.

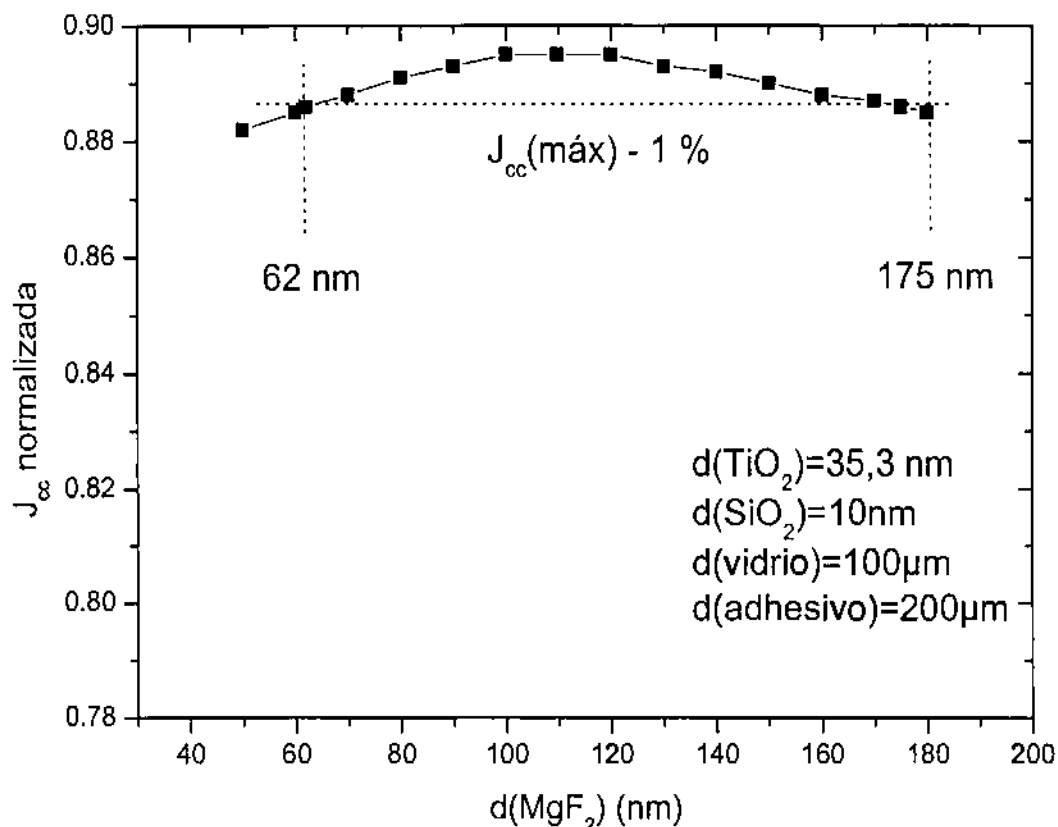


Figura 5: Influencia de la variación del espesor de la capa AR del vidrio ( $\text{MgF}_2$ ) cuando se mantiene el espesor de las otras capas del sistema fijo.

Para evaluar la influencia del espesor del vidrio sobre los espesores óptimos, se consideró además un espesor de  $150 \mu\text{m}$  manteniendo fijo el espesor de  $200 \mu\text{m}$  para el adhesivo. Con el mismo objetivo se mantuvo fijo el espesor de vidrio de  $100 \mu\text{m}$  y se varió el espesor de adhesivo considerando valores de  $150$  y  $300 \mu\text{m}$  para el mismo. Se obtuvieron valores que difieren en  $\pm 1\%$  para el caso del espesor óptimo del  $\text{TiO}_2$  y de un  $\pm 2,5\%$  para el caso del  $\text{MgF}_2$  con respecto a los resultados anteriores. Como puede observarse estas desviaciones son mucho menores que la tolerancia calculada para los espesores de  $\text{TiO}_2$  y  $\text{MgF}_2$ .

### 2.3 ELABORACIÓN DE LA BICAPA $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$

A fin de obtener una aplicación experimental de la optimización presentada en la sección anterior se elaboraron muestras con bicapa  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$  sobre Si. Se partió de obleas de Si monocristalino de origen comercial tipo  $p$ , dopadas con boro y crecidas mediante la técnica

Czochralski (Cz) con una resistividad de  $\sim 1 \Omega\text{cm}$  y un espesor de  $300 \mu\text{m}$ .

El primer paso consistió en el corte de las obleas mediante un lápiz de diamante en forma de cuadrados de  $2,5 \text{ cm}$  de lado. Luego le siguió el pulido químico y una limpieza utilizando el procedimiento estándar RCA [22] que consiste de varias etapas cuyos pasos se detallan a continuación:

- a) *Pulido químico*: Su fin es el de remover el daño superficial debido al proceso de corte o pulido mecánico. El pulido químico puede realizarse con soluciones ácidas a temperatura ambiente o con soluciones concentradas de una base a altas temperaturas (típicamente  $80^\circ\text{C}$ ). Las soluciones ácidas pueden estar formadas por ácido fluorhídrico, ácido nítrico y ácido acético, siendo las proporciones de los mismos las que definen la velocidad de ataque [31]. En este trabajo se utilizó una solución basada en ácido fluorhídrico, ácido nítrico y ácido acético en proporciones 1:3:1 durante 1 minuto.
- b) *Limpieza orgánica*: Se conoce como *standard cleaning* (SC-1), desarrollada por RCA. Está basada en compuestos alcalinos de alto PH que remueven sustancias orgánicas por oxidación interrumpida. Su finalidad es remover los contaminantes orgánicos de la superficie de la oblea. La misma consiste en sumergir las obleas en una solución de agua deionizada (DI), agua oxigenada e hidróxido de amonio en proporciones 5:1:1 a temperatura de hervor durante 20 minutos.
- c) *Limpieza inorgánica*: Conocida como SC-2, está basada en compuestos ácidos de bajo PH que elimina iones alcalinos y metales contaminantes no removidos en limpiezas anteriores. Se aplica en forma similar a la anterior. La solución está formada por agua DI, agua oxigenada y ácido clorhídrico en proporciones 8:2:1.

Luego de cada uno de estos pasos se realizan enjuagues intensivos con agua DI de  $18 \text{ M}\Omega\text{cm}$ ; seguidamente se realiza el secado de las obleas con nitrógeno de alta pureza.

Una vez realizada la limpieza, se atacó el  $\text{SiO}_2$  nativo mediante una solución diluida de ácido fluorhídrico, de modo tal que se deposita el Ti directamente sobre la superficie de Si en condiciones iniciales controladas.

El depósito de la capa de Ti se llevó a cabo en cámara de vacío a presiones de  $2 - 2,5 \times 10^{-5} \text{ Torr}$ , donde el metal se evapora por medio del calentamiento por efecto Joule de un filamento de tungsteno. El espesor de la capa de Ti obtenida se midió *in situ* con un monitor

de espesores basado en un oscilador mecánico de cuarzo, marca Edwards modelo FTM7.

Para definir el espesor de Ti a evaporar, se tuvo en cuenta que luego de la oxidación el espesor de la película de Ti aumenta un factor  $r$  al oxidarse. Suponiendo una densidad uniforme para el Ti evaporado y para la capa de  $\text{TiO}_2$  fase rutilo formada luego de la oxidación, el factor  $r$  se calcula como [15]:

$$d(\text{TiO}_2) = r d(\text{Ti}) \quad (2.9)$$

$$d(\text{TiO}_2) = \frac{M_{\text{TiO}_2} \rho_{\text{Ti}}}{M_{\text{Ti}} \rho_{\text{TiO}_2}} d(\text{Ti}) \quad (2.10)$$

donde:

$d(\text{TiO}_2)$  es el espesor de la capa de  $\text{TiO}_2$

$d(\text{Ti})$  es el espesor de la capa de Ti

$M_{\text{TiO}_2} = 79,9$  es el peso molecular del  $\text{TiO}_2$

$M_{\text{Ti}} = 47,9$  es el peso atómico del Ti

$\rho_{\text{Ti}} = 4,5 \text{ g/cm}^3$  es la densidad del Ti

$\rho_{\text{TiO}_2} = 4,24 \text{ g/cm}^3$  es la densidad del  $\text{TiO}_2$  (fase rutilo)

En base al formalismo anterior en la citada referencia [15] se obtiene  $r = 1,77$ , que está de acuerdo con los valores experimentales que allí se presentan.

Según la tolerancia calculada en la sección 2.2.3, los espesores de Ti adecuados deben encontrarse entre aproximadamente 15 y 26 nm, con los cuales se obtendrían espesores de  $\text{TiO}_2$  entre 27 y 45 nm.

El proceso térmico de oxidación utilizado fue el siguiente [32]:

- 1- rampa de calentamiento hasta  $700^\circ\text{C}$  con caudal de  $\text{N}_2$  de 1 l/min
- 2- introducción de muestras
- 3- calentamiento desde 700 a  $900^\circ\text{C}$  con una velocidad de aproximadamente  $10^\circ\text{C}/\text{min}$  en ambiente de  $\text{N}_2$  y  $\text{O}_2$  con caudales de 3 l/min cada uno
- 4- proceso a  $900^\circ\text{C}$  durante 10 minutos en ambiente de  $\text{O}_2$  con un caudal de 6 l/min
- 5- rampa de descenso de temperatura a  $3^\circ\text{C}/\text{min}$  hasta  $800^\circ\text{C}$  en ambiente de  $\text{N}_2$  6 l/min
- 6- extracción de muestras

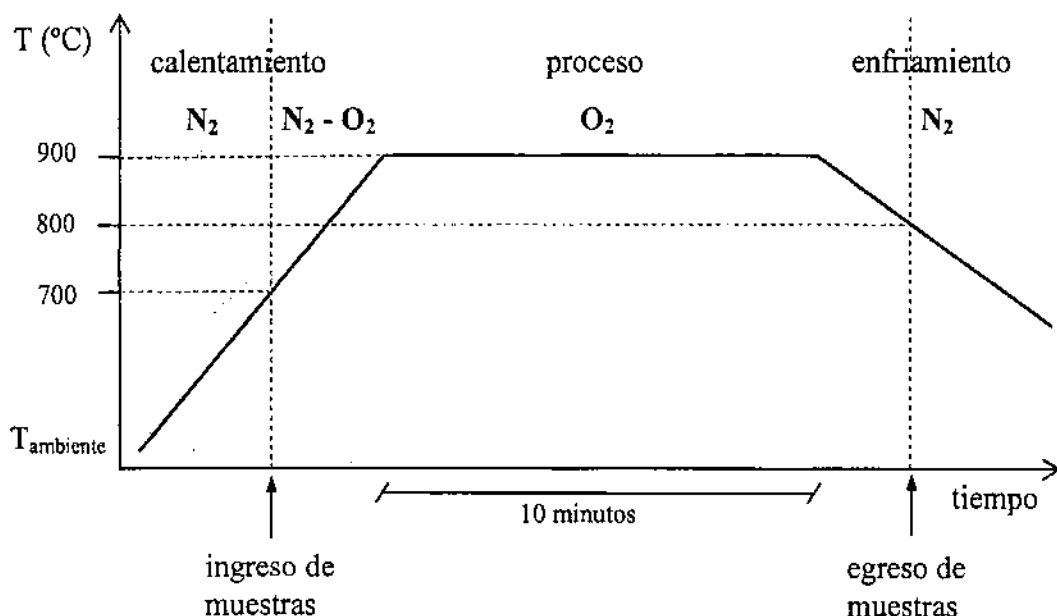


Figura 6: Esquema del proceso térmico de oxidación del Ti (no a escala).

El proceso térmico fue optimizado de modo de asegurar una oxidación completa del Ti y la formación de una película delgada de  $\text{SiO}_2$  en la interfaz Si-TiO<sub>2</sub> de acuerdo a los requerimientos de pasivación y mínima influencia en la característica AR de la multicapa. La temperatura del proceso asegura la formación de TiO<sub>2</sub> fase rutilo [33], fue luego confirmada a través del diagrama de difracción de rayos X como se verá en la siguiente sección.

## 2.4 CARACTERIZACIÓN

### 2.4.1 Caracterización óptica

Posteriormente a la oxidación, se midió la reflectividad global de las muestras en función de la longitud de onda mediante un espectrofotómetro GBC UV-vis con esfera integradora.

La curva experimental obtenida, además de caracterizar la técnica AR, permite evaluar los espesores de el  $\text{SiO}_2$  y el  $\text{TiO}_2$  resultantes de la oxidación ajustando dicha curva experimental con la obtenida a partir de la simulación teórica de la multicapa. El ajuste se realizó mediante el programa de simulación OPTICAL desarrollado en el Instituto IMM-Sezione di Bologna del CNR, Italia [34], basado en el modelo de multicapas [17]. En dicho

Instituto, esta técnica fue utilizada anteriormente para la caracterización de películas delgadas depositadas sobre sustratos de Si cristalino [35, 36]. En la Figura 7 se observa como disminuye la reflectividad al comparar una muestra de Si con una que posee  $\text{TiO}_2$  y  $\text{SiO}_2$ .

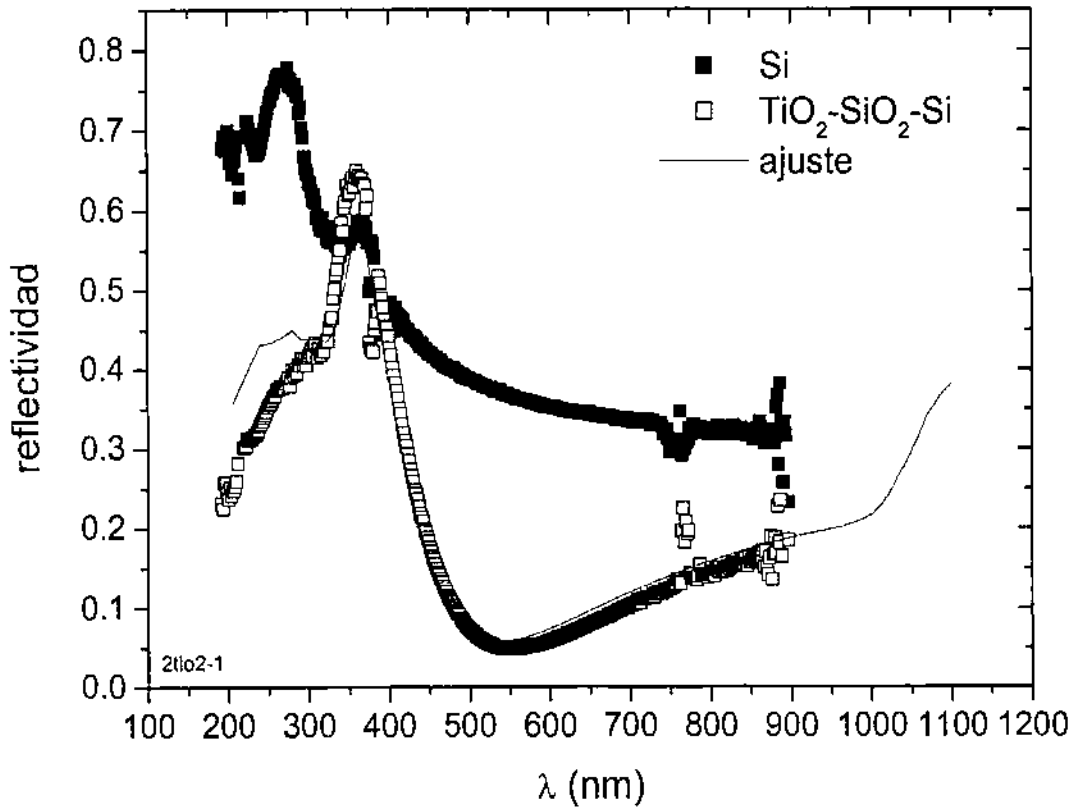


Figura 7: Curva experimental y ajuste teórico para una muestra de  $\text{Si-SiO}_2$  (12,5 nm)- $\text{TiO}_2$  (31,5 nm). La muestra corresponde al proceso 4/144.

Para evaluar los espesores de  $\text{TiO}_2$  y  $\text{SiO}_2$  se siguió el procedimiento que se detalla a continuación. Una vez medida la reflectividad de la muestra, a partir de los valores de  $n$  y  $k$  de los materiales involucrados, y para un espesor fijo de  $\text{SiO}_2$  se calcula el espesor de  $\text{TiO}_2$  que mejor ajusta a la curva experimental utilizando el programa OPTICAL. Al ir barriendo en espesores de  $\text{SiO}_2$ , se encuentra la curva con mejor ajuste con los datos experimentales y el espesor de  $\text{TiO}_2$  correspondiente. El método utilizado resultó particularmente sensible, permitiendo definir los espesores con una incerteza del orden de 1 nm. Cabe aclarar que para ello se consideró que no hay rugosidad en la superficie de la capa de  $\text{TiO}_2$  ni en la interfaz  $\text{TiO}_2 - \text{SiO}_2$ . Así, los espesores encontrados pueden considerarse como “efectivos”. Más adelante, en la sección 2.4.3 se hará un análisis más amplio del tema. En la Figura 7 puede observarse un ejemplo del ajuste.



## 2.4.2 Caracterización estructural

La caracterización de las muestras con estructura  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2\text{-Si}$  mediante reflectividad de rayos X (*X-ray Specular Reflectivity*, XRR) fue llevada a cabo en el Instituto IMEM (*Istituto dei Materiali per l'Eletronica ed il Magnetismo*, CNR, Parma, Italia), mientras que el análisis mediante microscopía electrónica de transmisión (*Transmission Electron Microscopy*, TEM) fue realizado en el Instituto IMM (*Istituto per la Microelettronica e i Microsistemi*, CNR, Bologna, Italia).

Las mediciones con XRR se realizaron con un difractómetro X'Pert MRD equipado con un espejo con multicapa graduada y un monocromador de haz primario multi-cristal para seleccionar  $\text{CuK}\alpha 1$  como radiación incidente.

Las observaciones mediante TEM se realizaron con un microscopio FEI TECNAI F20T operando a 200 kV y equipado con una cámara CCD de barrido lento. La muestra fue primeramente pegada sobre el lado pulido de una oblea de Si pulido espejo tipo (100), fue seccionada mecánicamente y luego se utilizó un adelgazador iónico para completar la preparación de la sección transversal.

La Figura 8 muestra la buena correlación existente entre los resultados obtenidos con TEM y XRR. En este último análisis se puede ver el perfil de densidad electrónica de las capas en función de la profundidad, parámetro que está relacionado con la rugosidad de las capas.

En la Figura 9 se puede observar la figura de difracción de la capa de  $\text{TiO}_2$ . Se pueden observar también las reflexiones debidas al sustrato de Si. Todos los puntos son indexados como fase rutilo.

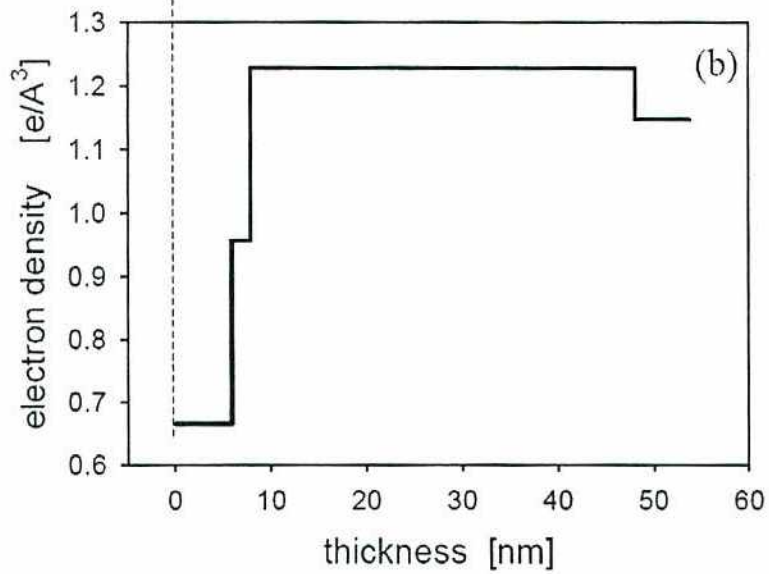
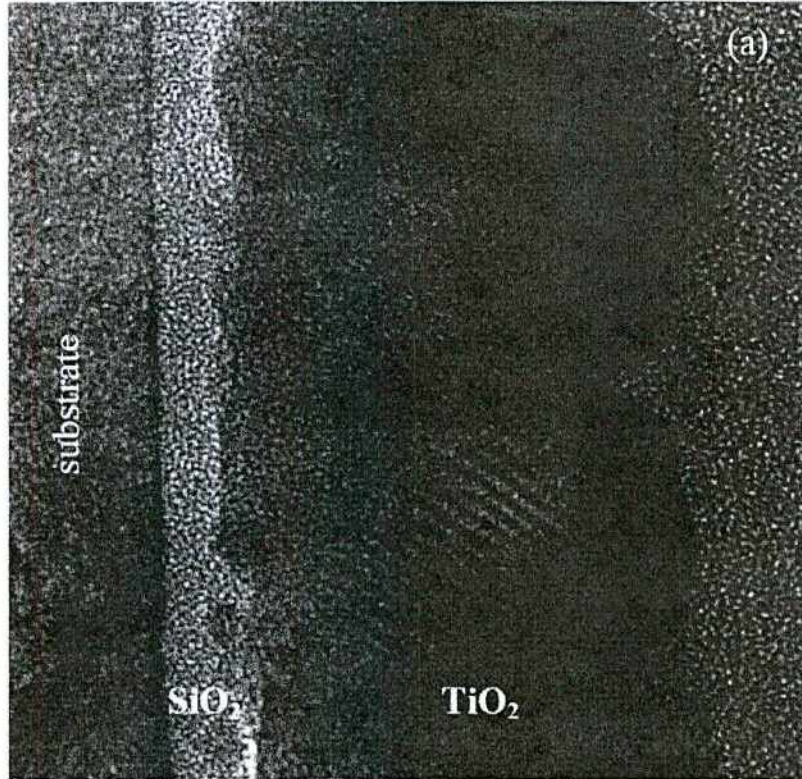


Figura 8: Comparación entre los resultados obtenidos con TEM y con XRR. (a) Imagen de alta resolución mostrando las capa de  $\text{TiO}_2$  y de  $\text{SiO}_2$ . (b) Perfil de densidad electrónica vs. espesor de la muestra.

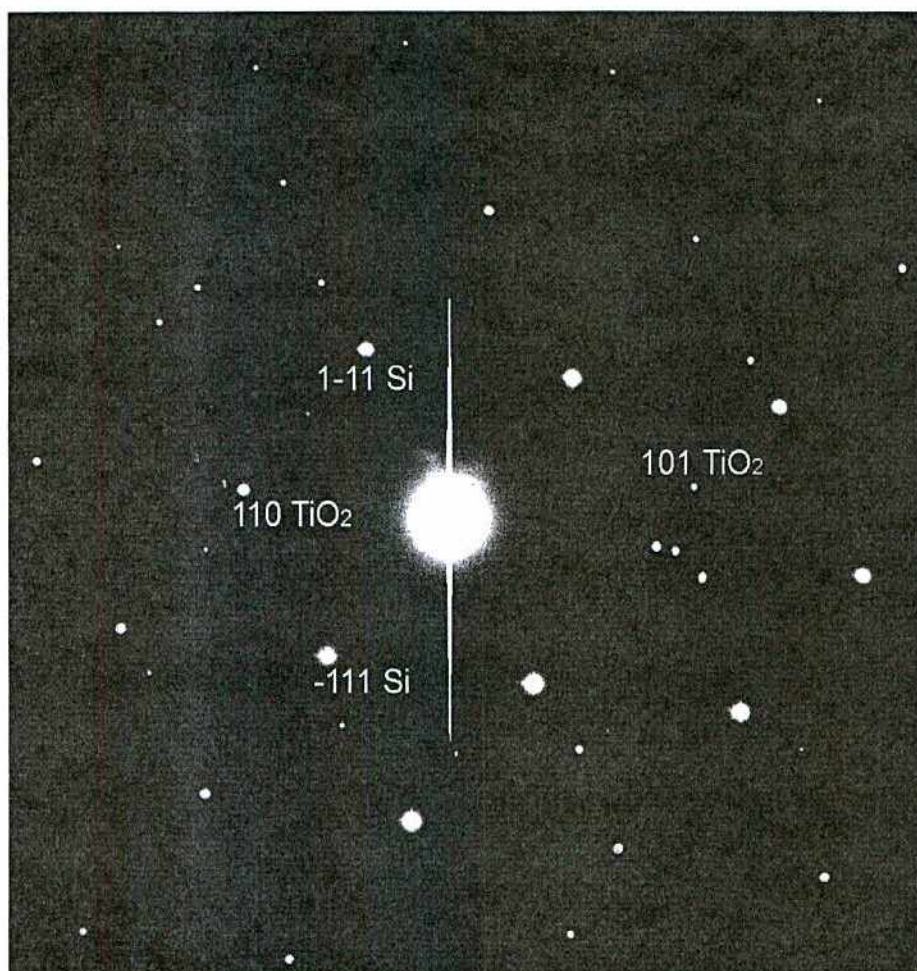


Figura 9: Figura de difracción de la capa de  $\text{TiO}_2$  donde se encuentran también las reflexiones del sustrato de Si. Todos los puntos son indexados como fase rutilo.

### 2.4.3 Comparación entre las distintas técnicas de caracterización

Como fuera señalado en la sección 2.4.1, midiendo la reflectividad de la muestra, los espesores de las capas de  $\text{TiO}_2$  y  $\text{SiO}_2$  fueron determinados con el programa OPTICAL, donde en una primera instancia se consideraron para el cálculo capas perfectamente planas y uniformes, dando como resultado un espesor efectivo (Tabla I, OPTICAL(a)).

Luego se consideró la existencia de la mezcla de capas en las interfaces de la muestra a través de la “mezcla” de los índices de refracción. Esto puede tratarse en el código OPTICAL a través de la aproximación de medios efectivos (*Effective Medium Approximation*, EMA) [37], capaz de representar las superficies rugosas presentes en las interfaces de la muestra. Por lo tanto fueron definidas cuatro capas:  $\text{TiO}_2/\text{vacío}$  (50%/50%) –  $\text{TiO}_2\text{-TiO}_2/\text{SiO}_2$  (50%/50%) –  $\text{SiO}_2\text{-Si}$ . Como puede verse en la Tabla I, los resultados son comparables a los encontrados con las otras técnicas y aún mejor cuando se considera la mezcla de los materiales de las

capas adyacentes en las interfaces (Tabla I, OPTICAL(b)).

La Figura 10 muestra la reflectividad espectral medida de la muestra y las simulaciones con OPTICAL utilizando los modelos de dos y cuatro capas. La falta de conocimiento acerca de los índices de refracción que comprendan específicamente a los materiales depositados (principalmente en la zona del UV) podría explicar las diferencias en los resultados obtenidos

técnica	d(SiO <sub>2</sub> ) (nm)	d(interfaz TiO <sub>2</sub> -SiO <sub>2</sub> ) (nm)	d(TiO <sub>2</sub> ) (nm)	rugosidad superficial (nm)
XRR	6	1,9	40,4	8,6
TEM	6	2	40	8
OPTICAL(a)	10	-	46,8	-
OPTICAL(b)	7	3,5	43,7	8

Tabla I: Espesores determinados mediante las diferentes técnicas de caracterización sobre una misma muestra. (a) Con modelo de dos capas. (b) Con modelo de cuatro capas.

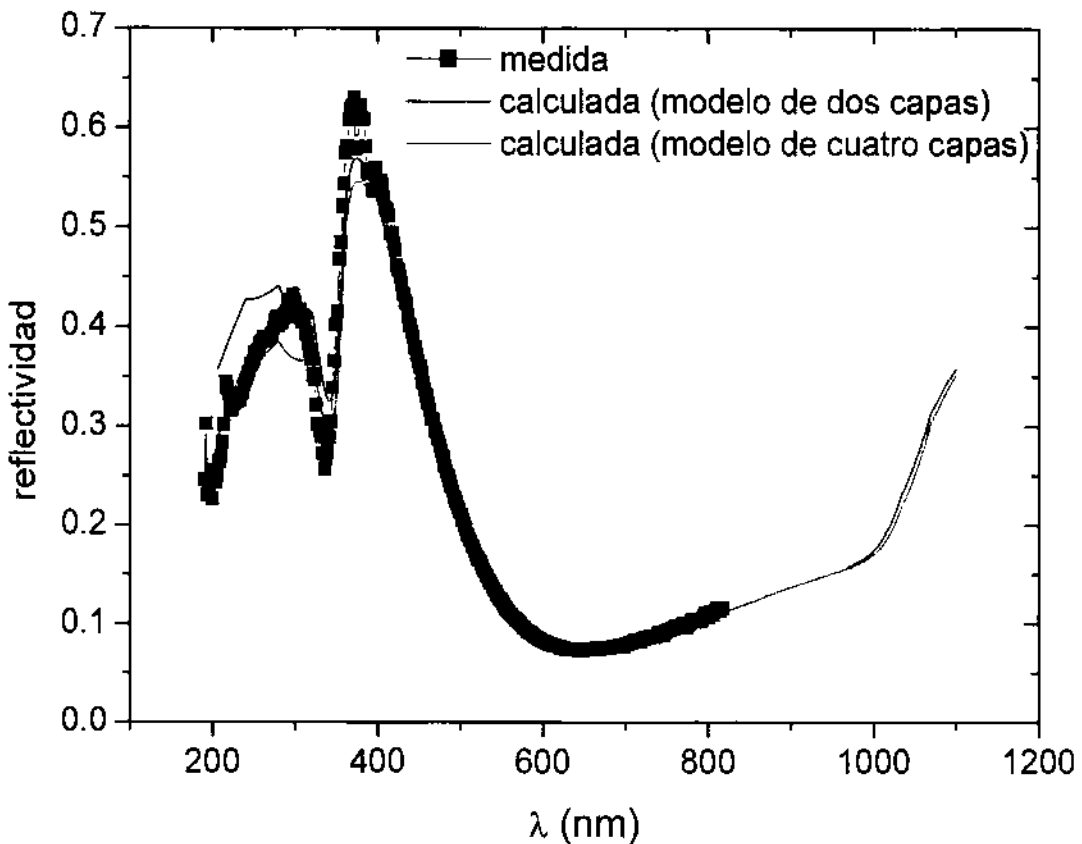


Figura 10: Curvas de reflectividad medida y calculada para la muestra caracterizada mediante TEM y XRR.

#### 2.4.4 Caracterización de muestras encapsuladas

Para reproducir experimentalmente el conjunto

$\text{MgF}_2$  – vidrio (adhesivo) –  $\text{TiO}_2$  –  $\text{SiO}_2$  - Si

el cual representa la situación real de una celda de Si encapsulada, se prepararon muestras  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ -Si y se les pegó un vidrio borosilicato de protección similar al utilizado sobre celdas solares para aplicaciones espaciales [32, 38]. Sobre este vidrio, de 100  $\mu\text{m}$  de espesor, se depositó previamente una capa de  $\text{MgF}_2$  mediante evaporación térmica en cámara de vacío de espesor compatible con la optimización presentada en 2.2.3. Posteriormente se pegó el vidrio sobre la muestra con adhesivo Dow Corning 93-500.

Debido a que el vidrio y el adhesivo en este caso son películas gruesas respecto de las longitudes de onda consideradas, debió utilizarse una nueva versión del código OPTICAL que incluye la posibilidad de definir cada capa de la estructura como coherente o incoherente [34]. En consecuencia, el vidrio y el pegamento se consideraron como incoherentes. En la Figura 11 puede observarse un ejemplo de la reflectividad de la muestra elaborada, así como también del ajuste con el programa OPTICAL. Como puede observarse, hay un muy buen acuerdo entre la reflectividad medida y la calculada.



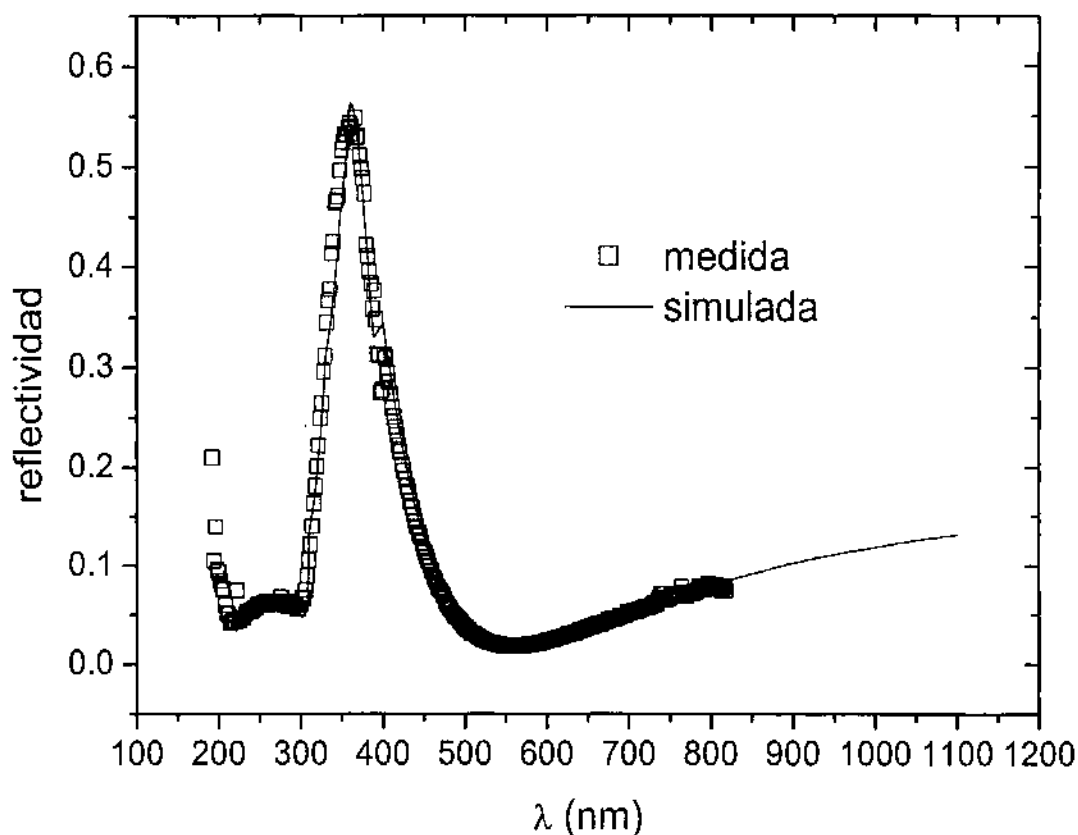


Figura 11: Reflectividad medida y calculada para una muestra encapsulada que corresponde a la estructura  $MgF_2$  (105 nm),  $TiO_2$  (33,4 nm) y  $SiO_2$  (13,5 nm). Se consideró un espesor de adhesivo de 200  $\mu m$ .

Con el objeto de evaluar la eficacia de la estructura AR, se calculó la reflectividad total  $R$  pesada con el espectro AM0, para ello se utilizó la expresión [39]

$$R = \frac{\int_{300}^{1100} R_s S(\lambda) d\lambda}{\int_{300}^{1100} S(\lambda) d\lambda} \quad (2.11)$$

donde  $R_s$  es la reflectividad de la muestra y  $S(\lambda)$  es el espectro AM0 expresado en flujo de fotones ( $s^{-1}cm^{-2}nm^{-1}$ ).

Se calculó  $R$  para la muestra presentada en la Figura 11, utilizando para ello los datos de la reflectividad simulada. Por otra parte,  $R$  fue calculada para la misma estructura pero sin capa AR, es decir para el caso vidrio-adhesivo- $SiO_2$ -Si. Como resultado se obtuvo  $R = 9,7 \%$  para la estructura con AR y  $R = 25,3 \%$  en el otro caso. Esto pone de manifiesto las buenas

propiedades AR de la estructura estudiada.

En la Figura 11 se muestra el flujo de fotones reflejado  $R_s S(\lambda)$  y el flujo de fotones que llega a la celda, es decir el que incide directamente sobre la superficie de Si (evaluado mediante OPTICAL) pesado con el espectro AM0.

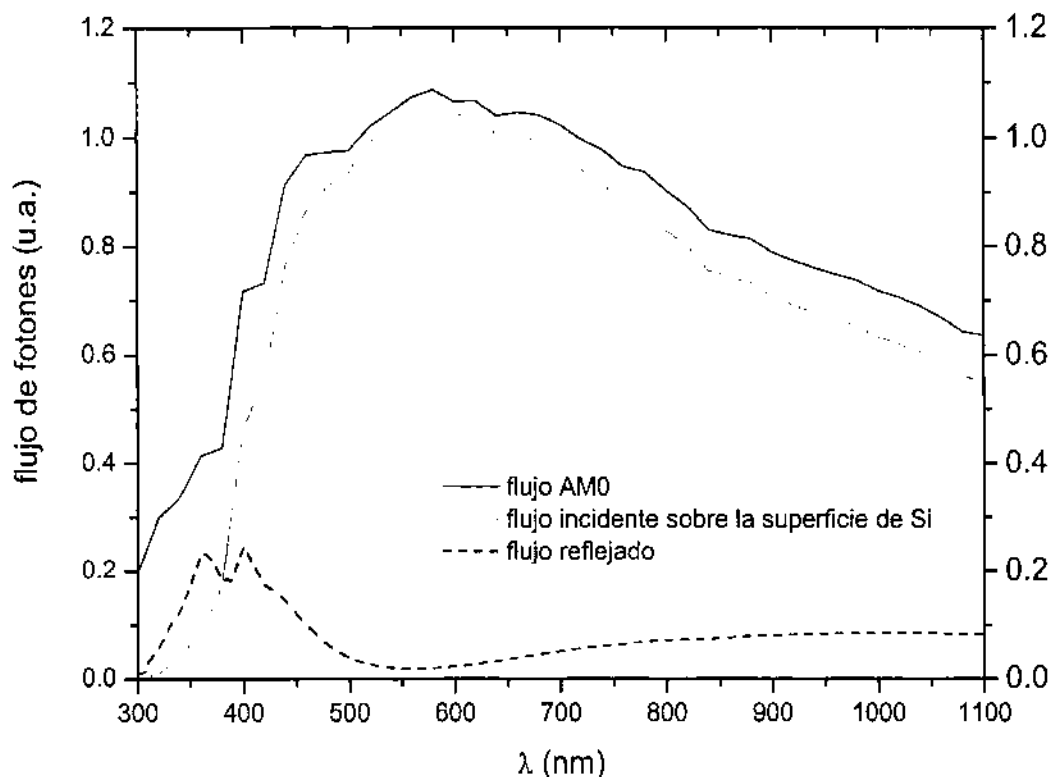


Figura 12: Flujo reflejado y flujo incidente sobre la superficie de Si de la celda para la estructura de la Figura 11.

## 2.5 CONCLUSIONES

Las técnicas antirreflectantes (AR) tienen como objeto disminuir la reflectividad de la cara frontal de las celdas solares. Consecuentemente, en este trabajo se optimizaron y elaboraron multicapas dieléctricas como AR, considerándose particularmente su aplicación en celdas solares de Si cristalino para usos espaciales.

Primeramente se realizó la optimización numérica, utilizando el espectro solar extraterrestre AM0, de un sistema de multicapas dieléctricas de características AR-pasivantes apropiado para celdas solares de Si cristalino. Se consideró en particular la estructura  $MgF_2$ -vidrio-adhesivo- $TiO_2$ - $SiO_2$ -Si, donde el  $MgF_2$  es el AR del vidrio, la bicapa  $TiO_2/SiO_2$  actúa

como AR-pasivante del Si y se consideró también el adhesivo del vidrio. Dicho sistema es una representación realista de la situación de una celda de Si cristalino encapsulada para aplicaciones espaciales. Se evaluó la influencia del SiO<sub>2</sub> pasivante en el proceso de optimización de los espesores, concluyéndose que el mismo debía ser lo más delgado posible mientras mantenga sus propiedades pasivantes. El espesor seleccionado de acuerdo a este criterio fue de 10 nm.

Por otra parte, se definió un criterio para el apartamiento de los espesores óptimos de las películas de TiO<sub>2</sub> y MgF<sub>2</sub>, resultando que el primero puede encontrarse en el intervalo [27, 45] nm con una pérdida de a lo sumo el 1% de la máxima corriente de cortocircuito obtenible, mientras que el segundo admite una tolerancia mucho mayor: para limitar la pérdida de corriente con el mismo criterio, el espesor de MgF<sub>2</sub> tendría un límite inferior de 62 nm, en tanto que el límite superior corresponde a 175 nm.

Posteriormente, se elaboraron muestras con estructura TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub>-Si. Para ello, primeramente se optimizó un procedimiento experimental para la obtención de la bicapa TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub> de espesores acordes con la optimización teórica realizada, a partir de la evaporación térmica de Ti y un posterior proceso térmico de oxidación. La caracterización óptica de las muestras elaboradas a partir de la medición de reflectividad espectral en el intervalo UV-visible, permitió determinar los espesores de las capas de TiO<sub>2</sub> y SiO<sub>2</sub> realizando el ajuste de la curva experimental por medio de una simulación teórica con el programa OPTICAL. El método resultó particularmente sensible, obteniéndose valores con incertezas menores que 1 nm.

Se realizó la caracterización estructural de muestras mencionadas en el párrafo anterior, mediante reflectividad de rayos X (XRR) y microscopía electrónica de transmisión (TEM) en sección transversal (*cross section*). La figura de difracción confirmó la presencia de la fase rutilo para el TiO<sub>2</sub>. Por otra parte, se ajustó la reflectividad medida de las muestras con el programa OPTICAL considerándose modelos de dos (TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub>-Si) y cuatro capas (TiO<sub>2</sub>/vacío (50%/50%) – TiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub>/SiO<sub>2</sub> (50%/50%) – SiO<sub>2</sub>-Si). En el primer caso se consideraron capas homogéneas y paralelas y en el segundo se tuvo en cuenta la rugosidad de las superficies. Los espesores encontrados mediante las distintas técnicas resultaron comparables.

Con el fin de estudiar muestras representativas de la celda solar encapsulada, es decir con estructura MgF<sub>2</sub> – vidrio (adhesivo) – TiO<sub>2</sub> – SiO<sub>2</sub> – Si, se evaporaron las películas delgadas de MgF<sub>2</sub> sobre vidrios de 100 μm de espesor con espesores cercanos al óptimo de 110 nm. Una vez pegados los vidrios sobre la muestra TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub> elaborada previamente, se



realizó la caracterización óptica. Se obtuvo una buena correspondencia entre los valores de reflectancia medidos y el ajuste teórico, en el cual se utilizaron los espesores de las películas determinados anteriormente a la integración de la muestra.

Los resultados obtenidos tanto en la optimización numérica como en la elaboración y caracterización de las bicapas AR pasivantes fueron publicados en la ref. [40].

## REFERENCIAS

1. J. Plá, M. Tamasi, R. Rizzoli, M. Losurdo, E. Centurioni, C. Summonte, F. Rubinelli, "Optimization of ITO layers for heterojunction a-Si/c-Si solar cell applications", *Thin Solid Films* **425**, 185 (2003).
2. J. Zhao, M.A. Green, "Optimized Antireflection Coatings for High-Efficiency Silicon Solar Cells", *IEEE Transactions on Electron Devices* **38**, 1925 (1991).
3. M.J.L. Tamasi, J.C. Plá, C.G. Bolzi, M.G. Martínez Bogado, G.L. Venier, J.C. Durán, "Comparison of different simple fabrication processes for high efficiency silicon solar cells", *Proceedings of the Second World Photovoltaic Energy Conversion Conference and Exhibition*, 1874 (1998).
4. V. Mikhelashvili, G. Eisenstein, "Effects of annealing conditions on optical and electrical characteristics of titanium dioxide films deposited by electron beam evaporation", *Journal of Applied Physics* **89**, 3256 (2001).
5. D. Mardare, "Optical constants of heat-treated TiO<sub>2</sub> thin films", *Materials Science and Engineering B* **95**, 83 (2002).
6. Md. Mosaddeq-ur-Rahman, G. Yu, T. Soga, T. Jimbo, H. Ebisu, M. Umeno, "Refractive index and degree of inhomogeneity of nanocrystalline TiO<sub>2</sub> thin films: Effects of substrate and annealing temperature", *Journal of Applied Physics* **88**, 4634 (2000).
7. H.J. Hovel, "TiO<sub>2</sub> antireflection coatings by a low temperature spray process", *Journal of the Electrochemical Society* **125**, 983 (1978).
8. B.S. Richards, J.E. Cotter, C.B. Honsberg, "Enhancing the surface passivation of TiO<sub>2</sub> coated silicon wafers", *Applied Physics Letters* **80**, 1123 (2002).
9. T.W. Kim, M. Jung, H.J. Kim, T.H. Park, Y.S. Yoon, W.N. Kang, S.S. Yom, H.K. Na, "Optical and electrical properties of titanium dioxide films with a high magnitude dielectric constant grown on p-Si by metalorganic chemical vapor deposition at low temperature", *Applied Physics Letters* **64**, 1407 (1994).
10. B.S. Richards, "Single-material TiO<sub>2</sub> double-layer antireflection coatings", *Solar Energy Materials and Solar Cells* **79**, 369 (2003).
11. B. Vallejo, M. Gonzalez-Mañas, J. Martínez-López, F. Morales, M.A. Caballero, "Characterization of TiO<sub>2</sub> deposited on textured silicon wafers by atmospheric pressure chemical vapour deposition", *Solar Energy Materials and Solar Cells* **86**, 299 (2005).
12. H. Kordi Ardakani, "Electrical and optical properties of in situ hydrogen-reduced titanium dioxide thin films deposited by pulsed excimer laser ablation", *Thin Solid Films*

- 248, 234 (1994).
13. P.R. McCurdy, L.J. Sturgess, S. Kohli, E.R. Fisher, "Investigation of the PECVD TiO<sub>2</sub>-Si(100) interface", *Applied Surface Science* **23**, 369 (2004).
  14. A. Kasikov, J. Aarik, H. Mändar, M. Moppel, M. Pärs, T. Uustare, "Refractive index gradients in TiO<sub>2</sub> thin films grown by atomic layer deposition", *Journal of Physics D: Applied Physics* **39**, 54 (2006).
  15. G. Hass, "Preparation, properties and optical applications of thin films of titanium dioxide", *Vacuum* **11**, 331 (1952).
  16. Ch. Ting and S. Chen, "Structural evolution and optical properties of TiO<sub>2</sub> thin films prepared by thermal oxidation of sputtered Ti films", *Journal of Applied Physics* **88**, 4628 (2000).
  17. M. Born, E. Wolf, "Principles of optics", Pergamon Press, (1959).
  18. J. Roger, P. Colardelle, "Antireflecting silicon solar cells with titanium dioxide", *Proceedings of the 8<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 84 (1970).
  19. P.M. Stella, H. Somberg, "Integrally covered silicon solar cells", *Proceedings of the 9<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 179 (1972).
  20. W. Luft, "Status of TiO<sub>x</sub> antireflective coating in the US", *Proceedings of the 10<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 174 (1973).
  21. H.W. Brandhorst Jr., "Current status of silicon solar cell technology", *Technical Digest of the IEEE International Electron Devices Meeting*, 331 (1975).
  22. J. Plá, "Tratamientos superficiales antirreflectantes y elaboración de juntas para celdas solares de Si cristalino", *Tesis Doctoral, UBA* (1998).
  23. M. Barrera, J. Plá, "Películas dieléctricas antirreflectantes-pasivantes en celdas solares de silicio cristalino para uso espacial", *Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente* **7**, 09.07 (2003).
  24. M.W. Ribarsky, "Titanium Dioxide (TiO<sub>2</sub>) (Rutile)", en "Handbook of optical constants of solids", editado por E. Palik, Academic Press, (1985).
  25. M.A. Green, *Silicon Solar Cells. Advanced Principles and Practice*, University of New South Wales, (1995).
  26. J.A. Duffie, W.A. Beckman, *Solar Engineering of Thermal Processes*, Wiley Interscience, New York, 5 (1980).
  27. T.M. Cotter, M.E. Thomas, W.J. Tropf, "Magnesium fluoride (MgF<sub>2</sub>)", en "Handbook of optical constants of solids II", editado por E. Palik, Academic Press, (1991).
  28. H.R. Philipp, "Silicon dioxide (SiO<sub>2</sub>) (glass)", en "Handbook of optical constants of solids", editado por E. Palik, Academic Press, (1985).
  29. Dow Corning Corp. *Product Information for Dow Corning® 93-500 Space – Grade Silicone Sealants* (2001).
  30. J.D. Moshner, P. Doshi, D.S. Ruby, T. Lauinger, A.G. Aberle, A. Rohatgi, "Comparison of front and back surface passivation schemes for silicon solar cells", *Proceedings of the Second World Photovoltaic Energy Conversion Conference and Exhibition*, 1894 (1998).
  31. W. Kern, "Chemical etching of silicon, germanium, gallium arsenide, and gallium

- phosphide”, *RCA Review* **39**, 278 (1978).
32. M.P. Barrera, “Optimización teórico-experimental de capas dieléctricas antireflectantes en celdas solares de silicio para aplicaciones espaciales”, Tesis de Maestría, UNSAM, (2004).
  33. B.S. Richards, J.E. Cotter, C.B. Honsberg, S.R. Wenham, “Novel uses of  $\text{TiO}_2$  in crystalline silicon solar cells”, *Proceedings of the 28<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 375 (2000).
  34. E. Centurioni, “Generalized matrix method for calculation of internal light energy flux in mixed coherent and incoherent multilayer”, *Applied Optics* **44**, 7532 (2005).
  35. J. Plá, E. Centurioni, C. Summonte, R. Rizzoli, A. Migliori, A. Desalvo, F. Zignani, “Homojunction and Heterojunction silicon solar cells deposited by low temperature-high frequency plasma enhanced chemical vapour deposition”, *Thin Solid Films* **405**, 248 (2002).
  36. F. Zignani, A. Desalvo, E. Centurioni, D. Iencinella, R. Rizzoli, C. Summonte, A. Migliori, “Silicon heterojunction solar cells with p nanocrystalline thin emitter on monocrystalline substrate”, *Thin Solid Films* **451**, 350 (2004).
  37. R. Pinghini, “Leghe a base di silicio amorfo e loro applicazione nella realizzazione di celle solari”, Tesis doctoral, Università degli Studi di Bologna, (1998).
  38. M. Barrera, C.G. Bolzi, D. Corvalán, M.G. Martínez Bogado, J. Plá, M.J.L. Tamasi, “Últimos desarrollos en celdas solares de silicio cristalino en la CNEA”, *Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente* **8**, 04.19 (2004).
  39. D.N. Wright, E.S. Marstein, A. Holt, “Double layer anti-reflective coatings for silicon solar cells”, *Proceedings of the 31<sup>st</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 1237 (2005).
  40. M. Barrera, J. Plá, C. Bocchi, A. Migliori, “Antireflecting-passivating dielectric films on crystalline silicon solar cells for space applications”, *Solar Energy Materials & Solar Cells* **92**, 1115 (2008).

## CAPÍTULO 3:

# ELABORACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE CELDAS SOLARES DE Si CRISTALINO

### 3.1 CELDAS SOLARES DE Si

El silicio ha sido el material más utilizado para la aplicación en dispositivos semiconductores por casi cincuenta años. Es el segundo material más abundante en la corteza terrestre, es estable y no tóxico, su tecnología está altamente desarrollada y en su forma cristalina tiene un *band gap* apropiado para la conversión fotovoltaica de la energía solar. También ha sido el material fotovoltaico más utilizado para la fabricación de celdas solares desde 1954, año en que se desarrolló la primer celda solar [1].

Existen dos métodos principales para la obtención de Si cristalino: el método CZ (Czochralski) y el método FZ (*Floating Zone*) [5]. En el primer caso una semilla con la orientación cristalina requerida se pone en contacto con el Si fundido, este último con trazas del dopante apropiado (por ejemplo boro para obtener un material tipo p). Luego se baja la temperatura y se retira lentamente la semilla junto con el cristal fuera de la de la fundición. En la técnica FZ se produce Si cristalino más puro que en el método CZ debido a que en este caso el Si no se contamina en el crisol. Se coloca la barra de Si policristalino sobre una semilla. Una bobina induce un campo eléctrico, calentando la barra y fundiendo la interfaz entre la semilla y el material. A medida que se desplaza la bobina alejándose de la semilla, el Si solidifica con la misma estructura de la semilla. El Si fundido se sostiene entre las dos barras gracias a la tensión superficial. Una vez obtenido el lingote, se cortan las obleas con un espesor típico de 300  $\mu\text{m}$ .

Actualmente, el Si se continúa utilizando como material de base para el desarrollo y fabricación de celdas fotovoltaicas. En sus formas nano y policristalina y amorfa cubre más del 99% del mercado fotovoltaico mundial [3, 4].

El paso siguiente es la elaboración de la celda solar, que comienza con la elaboración de la juntura *p-n* y termina con el encapsulado e integración en paneles solares. En la Figura 1 se observa el esquema de una celda solar con estructura  $n^+pp^+$ .

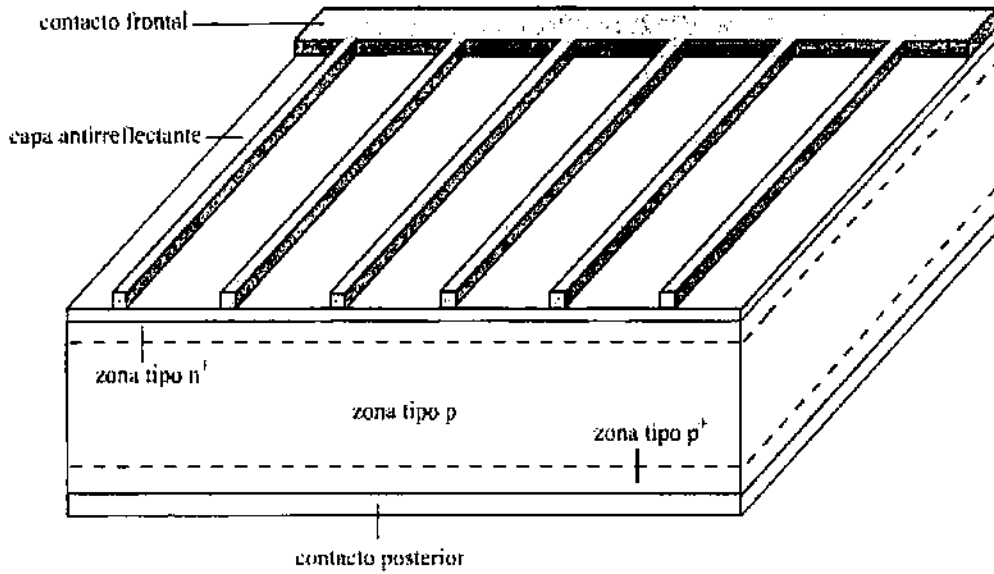


Figura 1: Esquema de una celda solar  $n^+p-p^+$ .

### 3.2 ELABORACIÓN DE CELDAS DE Si

El proceso de elaboración de celdas solares convencionales de estructura  $n^+pp^+$  comienza con el corte de las obleas del tamaño con que se quiere hacer el dispositivo, posteriormente se continúa con los pasos detallados en la Figura 2 (cuadros blancos), es decir: pulido químico isótropo, limpieza de obleas, depósito de Al en la cara posterior, difusión, fotolitografía y depósito de contactos metálicos, engrosado electrolítico de contactos y recocido.

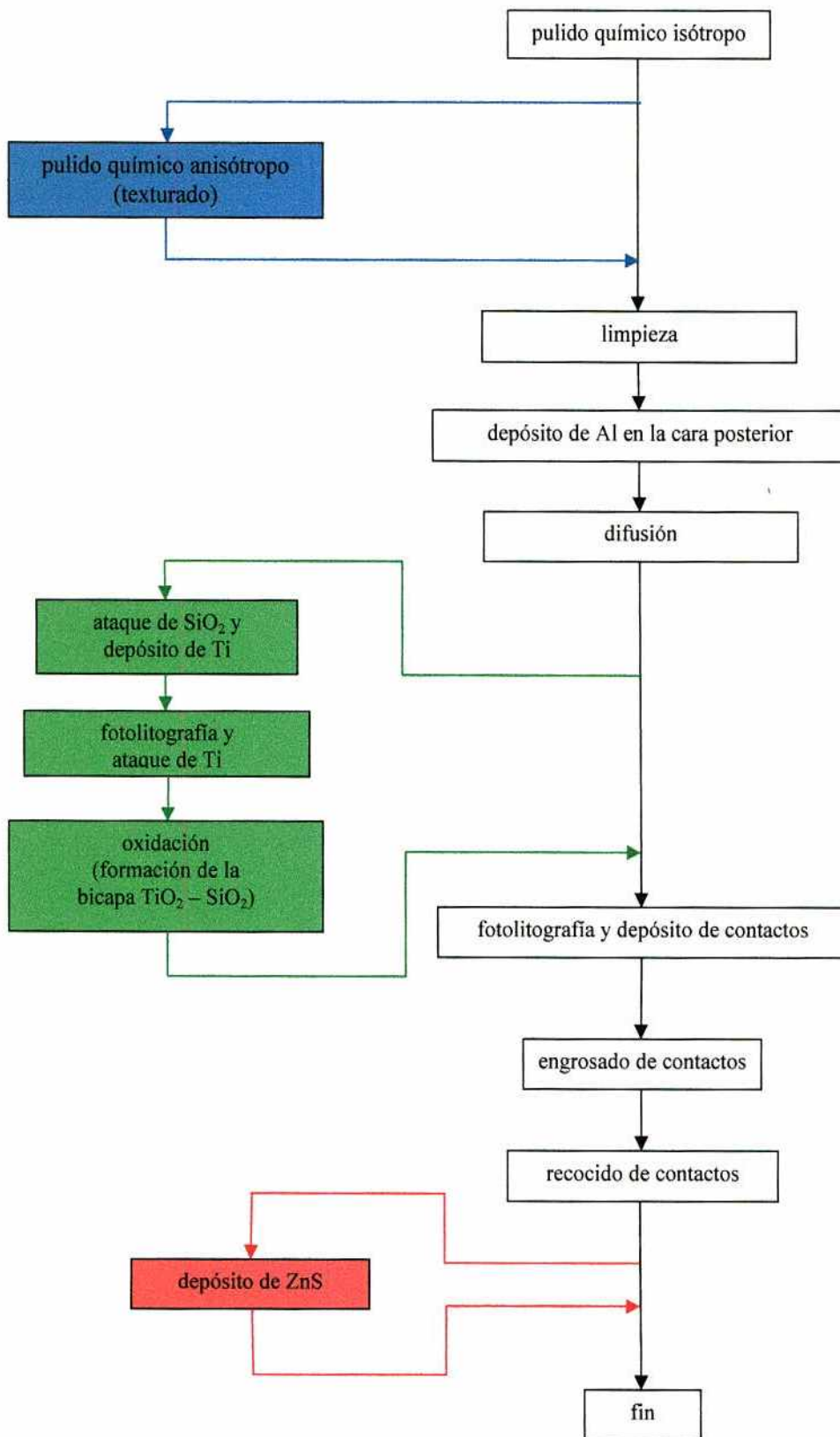


Figura 2 : Esquema del proceso de elaboración de celdas solares. Los cuadros blancos representan la elaboración de la celda de Si convencional  $n^+pp^+$ , mientras que los de color incluyen la elaboración de capas AR.

Para la elaboración de las celdas solares se utilizaron obleas de Si monocristalino tipo *p* de origen comercial, dopadas con boro y crecidas mediante la técnica Czochralski (Cz) con orientación <100>. El espesor de las obleas era de aproximadamente 300  $\mu\text{m}$  y su resistividad de 1  $\Omega\text{cm}$ .

Previamente a la evaporación del Al se somete a las obleas a una limpieza cuya finalidad es remover las impurezas y daño superficial producidos por el corte y suciedad proveniente del manipuleo. Esto es necesario debido a que las impurezas pueden difundir hacia el interior del volumen durante los procesos térmicos posteriores e introducir niveles de energía intermedios en el *gap* deteriorando la calidad del dispositivo. Esta etapa fue detallada en el Capítulo 2.

### 3.2.1 Difusión

Posteriormente a la limpieza y a la eliminación del óxido nativo con una solución diluida de HF, se deposita una capa de aproximadamente 1  $\mu\text{m}$  de aluminio en la cara posterior de las obleas mediante evaporación en cámara de vacío.

La juntura frontal *n<sup>+</sup>p* se realiza por difusión de P a partir de una fuente líquida de  $\text{POCl}_3$  y la juntura posterior *pp<sup>+</sup>* por difusión del Al evaporado previamente, de manera simultánea [5].

El proceso de difusión se realiza en un horno eléctrico Thermco con un controlador programable, de modo que dicho proceso se realiza en forma automática (control de temperatura, flujo de los gases, apertura y cierre de válvulas, tiempo de duración de cada etapa, etc.). El proceso térmico se lleva a cabo en el interior de un tubo de cuarzo a presión atmosférica. Por un extremo del tubo ingresa el flujo de gases y por el otro se introducen las muestras a velocidad controlada, colocadas sobre una nave de cuarzo (Figura 3).

El proceso de difusión se realiza en general a temperaturas de aproximadamente 900°C en ambiente de  $\text{N}_2$  y/o  $\text{O}_2$  según cuál sea la etapa del proceso. Durante la etapa llamada predeposición (ver más adelante) una mezcla de gases oxidante da lugar a la formación de  $\text{P}_2\text{O}_5$ . La reacción química que se produce es:



Luego, la reacción en la superficie de la oblea de Si es:



El fósforo proveniente de esta reacción es el que servirá de dopante tipo n en las obleas tipo p.

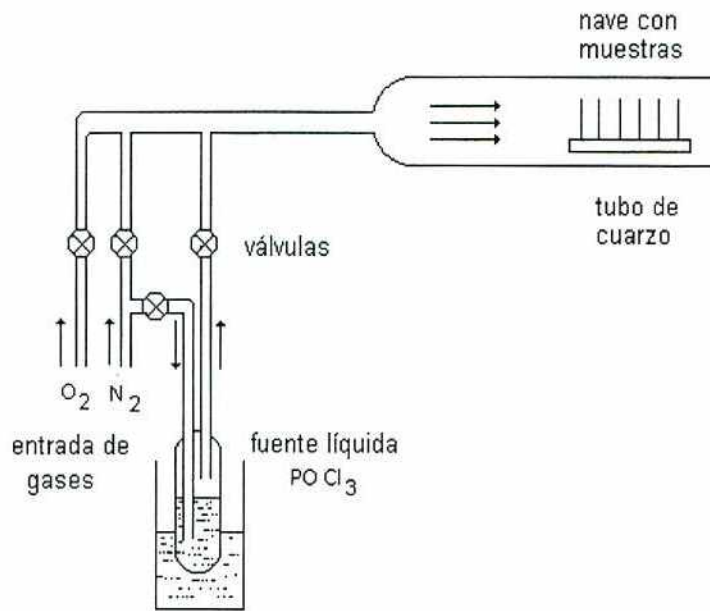


Figura 3: Esquema del horno donde se realiza el proceso de difusión.

Se realizó la difusión en lo que puede denominarse un proceso de un paso con *drive-in* en  $\text{O}_2$ . En este proceso de difusión, propuesto por Basore et al. [5], luego de evaporar Al en una de las caras, se realiza la predeposición y el recocido (*drive in*) en ambiente de  $\text{O}_2$  en un solo paso, sin sacar las muestras del horno. Las etapas del proceso son los siguientes:

*Evaporación de Al:* el depósito de la capa de Al, de  $1 \mu\text{m}$  o más, se realiza posteriormente a la limpieza y previo a la introducción de las obleas en el horno.

*Formación de la juntura:* consta de tres etapas

a) Predeposición de P, en ambiente de  $\text{O}_2$  (7 l/min) por burbujeo de  $\text{N}_2$  (0,8 l/min) a través de la fuente de  $\text{POCl}_3$  para producir, por razones de reproducibilidad, una alta concentración de dopante (típicamente 0,4 %). La duración de este paso varía entre 3 y 5 min. La temperatura típica del proceso es de  $860^\circ\text{C}$ .



b) Redistribución (*soaking*), en ambiente de  $N_2$  (7l/min) durante 3-5 min como paso posterior a la predeposición y a la misma temperatura, sin extraer las obleas del horno. En este paso el P se distribuye en la superficie de la oblea.

c) Recocido (*drive in*) y oxidación, en ambiente de  $O_2$  (7 l/min), durante 10 a 30 min.

### *Medición de resistencia de capa*

Luego de realizada la difusión, se mide la resistencia de capa en obleas testigo. Este parámetro es el que permite caracterizar la difusión de fósforo, pues está relacionado con la concentración de fósforo eléctricamente activo que se introdujo en el sustrato [6].

Si la misma está medida por el método de cuatro puntas equiespaciadas, la resistencia de capa está dada por [7]:

$$R_c = \frac{\pi}{\log 2} R \quad (3.3)$$

donde  $R$  es la resistencia medida y  $R_c$  es la resistencia de capa en  $\Omega$ /cuadrado.

La medición se llevó a cabo sobre testigos de silicio, midiendo en distintos lugares de la superficie de la oblea. Por ejemplo para la difusión correspondiente al proceso 2/299, se obtuvo  $R_c \sim 30 \Omega$ /cuadrado, que significa tener un emisor  $n$  muy dopado y por lo tanto recombinante; mientras que para la difusión 2/298 se obtuvo  $R_c \sim 66 \Omega$ /cuadrado resultando un emisor menos recombinante.

### **3.2.2 Fotolitografía y depósito de contactos**

Los contactos metálicos poseen forma de grilla en la cara frontal y cubren completamente la cara posterior. El diseño de la grilla frontal requiere el compromiso entre dos factores, el ancho de los dedos y el factor de transparencia [8]. Por un lado, el ancho de los dedos debe ser el mayor posible para tener menor pérdida óhmica, por el otro, un ancho menor asegura una mayor absorción de radiación (aumenta el factor de transparencia). En la Figura 4a puede observarse una máscara utilizada para la elaboración de la grilla frontal, en la Figura 4b una fotografía de dicha máscara y en las Figuras 4c y 4d fotografías de la oblea en

proceso de revelado. Las observaciones fueron realizadas con microscopio óptico.

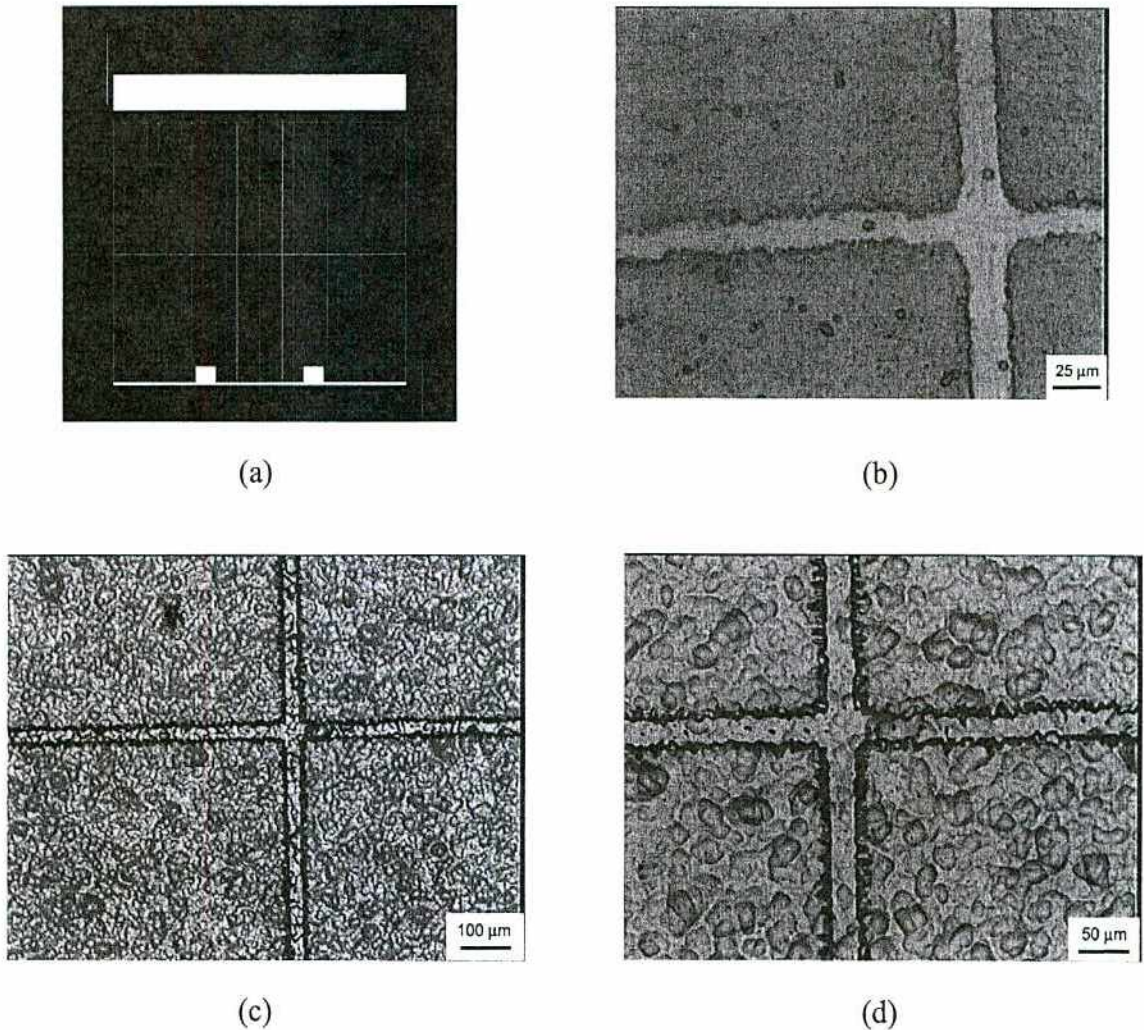


Figura 4: a) Máscara utilizada en el proceso de fotolitografía para obtener la grilla frontal. b) Fotografía de la máscara. c) y d) Fotografías de la oblea en pleno proceso de revelado.

La figura de la grilla se obtiene mediante la técnica de *fotolitografía*. La misma consiste en la transferencia del patrón de la grilla presente en una máscara fotográfica a una capa de material fotosensible, la fotorresina. El proceso es el que se detalla a continuación:

#### *Depósito de la fotorresina:*

La capa de fotorresina debe ser muy adherente, uniforme y libre de partículas y orificios. La uniformidad de la capa se consigue haciendo girar la oblea en un centrifugador (*spinner*) a velocidades que dependen de las características de la resina y del espesor que se necesita obtener. Este último es inversamente proporcional a la raíz cuadrada de la velocidad de

rotación [6]. En el presente trabajo se utilizó fotorresina positiva, es decir aquella que se degrada ante la exposición UV (Figura 5b).

#### *Secado (softbaking):*

Este paso se realiza para evaporar los solventes de la fotorresina. Las obleas se introducen en un horno a 100°C durante 1,5 min.

#### *Exposición:*

Se expone la película de fotorresina depositada sobre la oblea a radiación UV (~300-440 nm) a través de una máscara fotográfica que tiene el patrón de la grilla de contactos. El equipo del que se dispone es una lámpara UV Philips HPA de 400 W con reflector de Al. El tiempo de exposición es de alrededor de 5-6 minutos (Figura 5c).

#### *Revelado:*

El revelado se lleva a cabo utilizando el revelador apropiado para ese tipo de fotorresina. De esta forma queda impreso el patrón de la grilla de manera tal que la resina cubre aquellas regiones donde no se va a depositar metal (Figuras 4c, 4d y 5d).

#### *Ataque químico:*

Para la eliminación del óxido formado durante la difusión, asegurándose así un buen contacto entre el metal y el Si, se ataca la oblea con una solución de HF. Para evitar que la resina pierda adherencia durante un ataque prolongado, se utiliza una solución de 170 ml de H<sub>2</sub>O, 28 ml de HF y 113 mg de NH<sub>4</sub>F denominada *buffered oxide etch* (BOE) también conocida como *buffered HF* (BHF) [9], cuya velocidad de ataque es de aproximadamente 1000 Å/min (Figura 5e).

#### *Depósito de contactos:*

Los contactos metálicos de una celda solar deben ser óhmicos, tener baja resistencia de contacto con el sustrato y tener una baja resistencia serie. En este trabajo los contactos se depositan en la oblea mediante la evaporación sucesiva de Ti-Pd-Ag, materiales que son habitualmente utilizados en celdas solares de Si cristalino [5]. La primera capa depositada es Ti, debido a su buena adherencia al silicio; la siguiente es de Pd, la cual evita que la Ag difunda en el Ti. La capa superior es Ag, debido a su baja resistencia y buena soldabilidad. Los espesores de metal evaporado fueron de aproximadamente 40 nm de Ti, 20 nm de Pd y 40

nm de Ag.

Este proceso se lleva a cabo en cámara de vacío ( $\sim 10^{-5}$  torr) y los metales se evaporan por medio del calentamiento por efecto Joule de naves adecuadas para cada metal (Figura 5f).

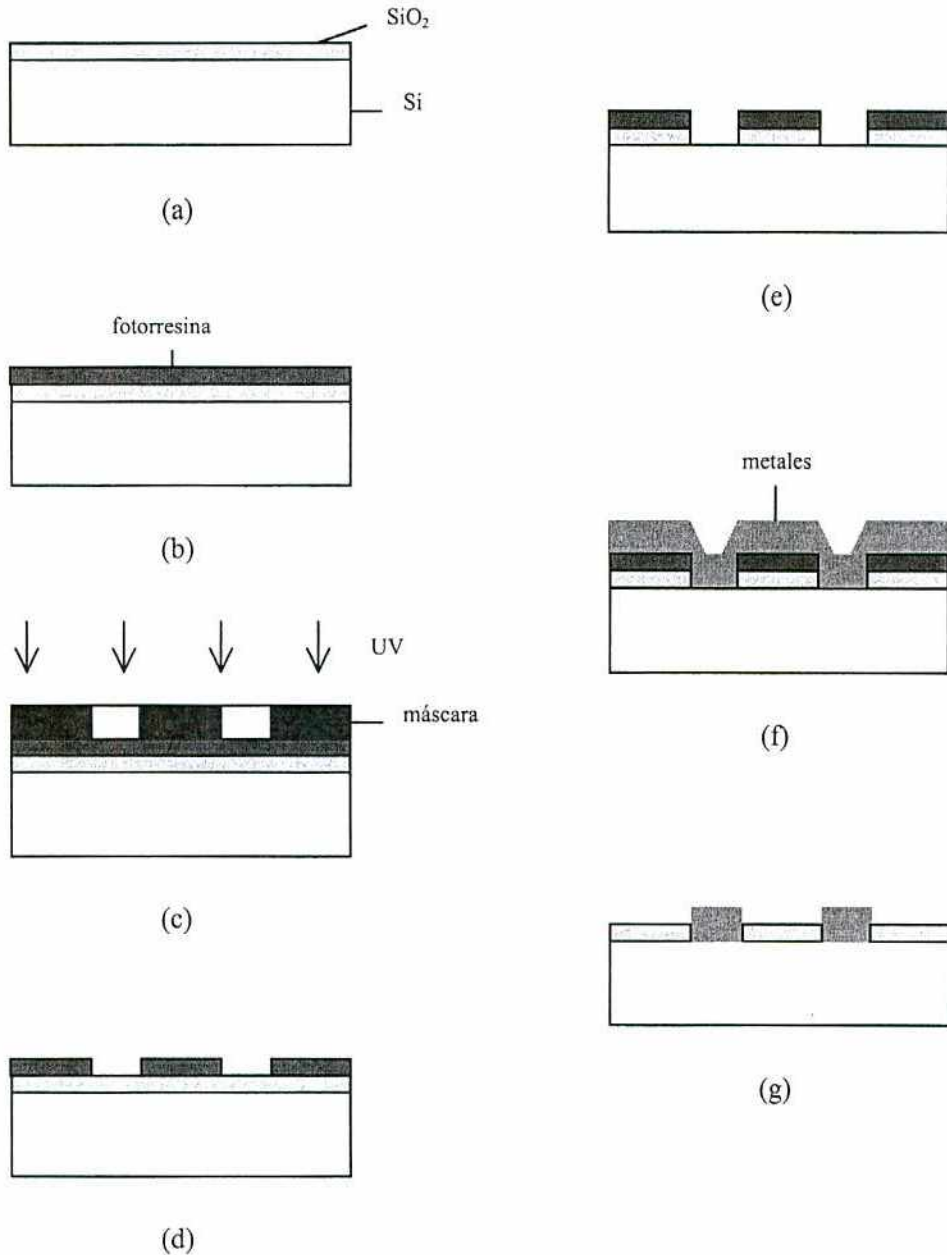


Figura 5: Esquema del proceso de fotolitografía: a) muestra con SiO<sub>2</sub> luego de la difusión; b) depósito de fotorresina; c) iluminación UV a través de la máscara; d) revelado; e) eliminación del SiO<sub>2</sub>; f) depósito de metales; g) lift-off.

#### Remoción de la fotorresina:

Finalmente, se remueve la resina con acetona y de ser necesario, bajo la acción de ultrasonido. De este modo, el metal depositado sobre la fotorresina se desprende, quedando solamente

sobre la oblea difundida el patrón de la grilla; esta técnica es conocida con el nombre de *lift-off* (Figura 5g).

#### *Engrosado de contactos:*

La grilla de contacto frontal introduce una importante componente a la resistencia serie. Para disminuir este efecto, dada la dificultad técnica de evaporar contactos de espesor suficiente, se engrosan los mismos por medio de un proceso de electrodeposición de plata [10]. El baño se lleva a cabo a temperatura ambiente, obteniéndose depósitos de aproximadamente 8  $\mu\text{m}$  sobre los contactos frontal y posterior de las celdas.

#### *Recocido:*

Finalmente se somete a las celdas a un proceso térmico a 400°C de temperatura durante 20 min en un ambiente dado por una mezcla de 4% de  $\text{H}_2$  y 96 % de  $\text{N}_2$  denominada *forming gas*. Este paso se realiza para obtener un buen contacto óhmico entre el metal y el semiconductor y realizar el sinterizado de los metales [11]. Además, el  $\text{H}_2$  actúa como pasivante de la superficie saturando los enlaces libres de Si que quedan en la interfaz Si-SiO<sub>2</sub>.

### **3.3 ELABORACIÓN DE CELDAS SOLARES CON AR**

Para disminuir la reflectividad de la celda solar, es necesario incorporar al dispositivo alguna técnica antirreflectante. A tal fin se han desarrollado distintas técnicas AR, las cuales consisten en la textura superficial, el depósito de multicapas dieléctricas, o la combinación de ambas, esto es depositar la multicapa sobre la superficie ya texturada. A continuación se detallan los procesos de elaboración de celdas con distintos tratamientos AR desarrollados durante esta Tesis.

#### **3.2.1 Textura superficial**

La textura superficial es una microestructura que se realiza por medio de ataques químicos anisótropos, donde la velocidad varía según la dirección cristalina del sustrato (puede ser hasta cien veces mayor en la dirección  $\langle 100 \rangle$  que en la  $\langle 111 \rangle$ ) [12]. El ataque químico puede ser guiado por una máscara que resista el ataque, formándose una estructura



determinada por el patrón de la misma, la estructura cristalina y la orientación del material semiconductor. En este caso se dice que la textura es no aleatoria; como ejemplo, se pueden citar las canaletas en “V” (con patrón de líneas paralelas) y las pirámides invertidas (con patrón periódico de cuadrados).

Cuando no se utilizan máscaras, se obtiene una microestructura de distribución aleatoria en tamaño y posición. En el caso de utilizar obleas de Si <100>, se obtienen pirámides de base cuadrada formadas por la intersección de los planos <111> a partir de la utilización de soluciones alcalinas a alta temperatura (del orden de 70°C).

La composición utilizada para preparar aproximadamente 300 ml de solución para texturar es la siguiente: 9g de KOH, 12 ml de propanol, 300 ml de agua DI [13].

Se midieron las curvas de reflectividad de las obleas con y sin textura utilizando un espectrofotómetro GBC UV/VIS 920, con esfera integradora, para longitudes de onda entre 190 y 900 nm. En la Figura 6a se observa la reflectividad de una oblea de Si texturada, mientras que en la Figura 6b se muestra una micrografía obtenida mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) donde puede observarse la microestructura generada en la superficie.

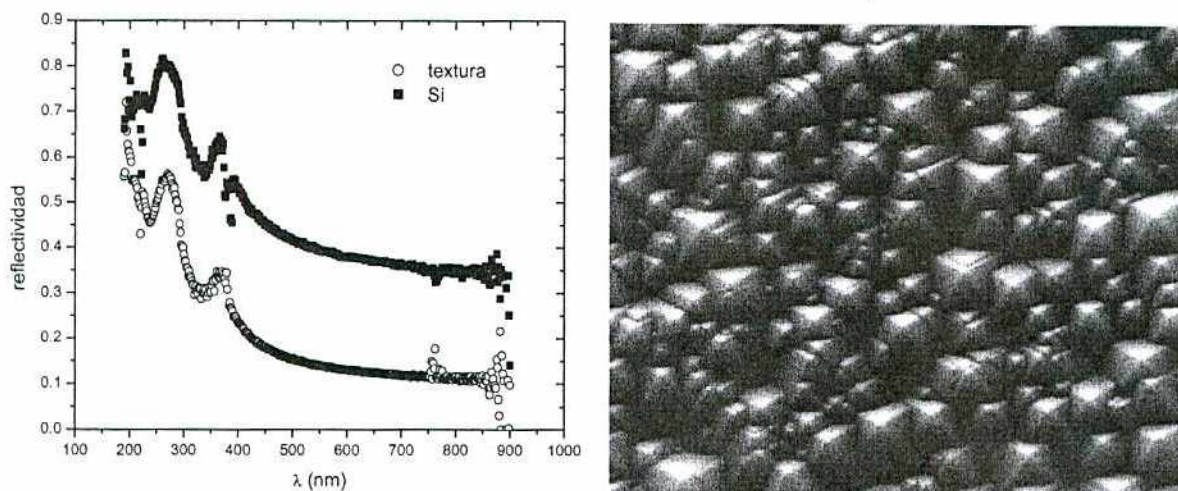


Figura 6: (a) Reflectividad de una muestra de Si cristalino con y sin textura; se puede observar que disminuye a un 30 % del valor correspondiente a la muestra sin texturar. (b) Micrografía de una oblea de Si texturada obtenida mediante microscopía electrónica de barrido (SEM), el tamaño de las pirámides varía entre 2 y 10  $\mu\text{m}$ .

### 3.2.2 Celdas solares con bicapa AR $\text{TiO}_2 - \text{SiO}_2$

Durante el desarrollo de esta Tesis se buscó aplicar en el proceso de fabricación de dispositivos la optimización teórico-experimental expuesta en el Capítulo 2. La elaboración de celdas solares con capa AR pasivante de  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$  exige lograr una compatibilidad entre el proceso de elaboración de la bicapa y el proceso de elaboración de dispositivos convencionales, en particular de la grilla de contacto frontal. Se evaluaron dos alternativas:

I) Elaborar la bicapa  $\text{TiO}_2 - \text{SiO}_2$  sobre obleas difundidas, posteriormente efectuar el proceso fotolitográfico y atacar la bicapa en la zona donde se depositaría la grilla, de modo de que esta última pueda establecer un contacto óhmico con el Si (Figuras 7a). De este modo la fotorresina depositada actúa como máscara para el ataque químico. El problema en este caso consistió en que los ataques propuestos [14, 15] o no eliminaban el  $\text{TiO}_2$ , o se perdía la adherencia de la fotorresina y de este modo se atacaba completamente toda la superficie de la oblea. Esto es debido a la alta resistencia del  $\text{TiO}_2$  fase rutilo a los agentes químicos.

II) Efectuar la oxidación luego de atacar el Ti selectivamente en la zona de la grilla (Figuras 2 y 7b).

La segunda alternativa resultó ser la más viable; luego de la formación de la bicapa se debe continuar con el depósito de la grilla frontal tal como se muestra en la Figura 2.

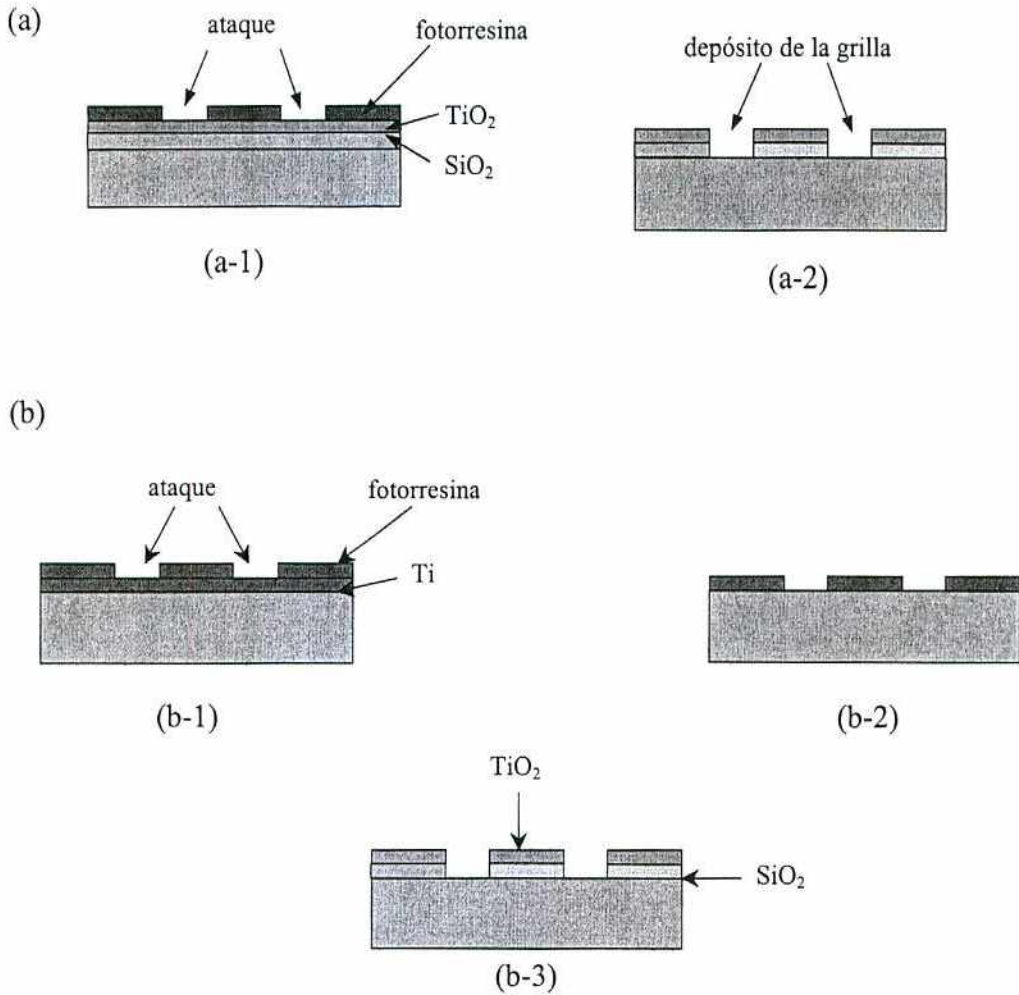


Figura 7: Elaboración de la bicapa  $TiO_2-SiO_2$  sobre celdas solares de Si.

(a) 1-Fotolitografía y ataque de la bicapa  $TiO_2-SiO_2$ . 2-Se debe volver a realizar la fotolitografía para depositar la grilla.

(b) 1-Fotolitografía y ataque del Ti. 2- Luego del ataque no debe quedar Ti en la zona donde se va a depositar la grilla. 3-Luego de la oxidación queda formada la bicapa AR pasivante.

El proceso de elaboración de celdas con bicapa AR pasivante consta de los siguientes pasos:

a) *Ataque del óxido formado durante la difusión*

Esto se realizó con una solución diluída de HF.

b) *Depósito de Ti*

El depósito de Ti se realizó mediante evaporación térmica en cámara de vacío, el espesor debe ser de modo que provea un espesor óptimo para el  $TiO_2$ .



c) *Fotolitografía*

El objetivo de realizar fotolitografía sobre el Ti es enmascarar con fotorresina la zona que no se debe atacar. Para ello se pusieron a punto los tiempos y temperaturas del proceso de fotolitografía.

d) *Ataque del Ti*

Se ataca con BHF la zona no protegida por la fotorresina.

e) *Limpieza*

Se puso a punto el proceso de limpieza que tiene como objetivo eliminar los restos de fotorresina sobre el Ti. Se puso a punto el proceso de limpieza de la capa de Ti. La limpieza con solución de ácido cítrico consiste de 15 g de ácido cítrico en 100 cm<sup>3</sup> de agua durante 5 minutos.

f) *Oxidación*

Se efectúa el proceso térmico para formar la bicapa descrito en el Capítulo 2; de este modo queda TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub> fuera de la zona de la grilla y SiO<sub>2</sub> en la zona de la grilla.

g) *Fotolitografía y depósito de contactos*

Este paso tiene como objetivo depositar la grilla frontal directamente sobre el Si, luego de la fabricación de la bicapa TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub>.

Como la limpieza comentada en e) no debe dejar residuos, debido a que podrían difundir en el proceso térmico posterior deteriorando las propiedades del dispositivo, se efectuó un análisis mediante la técnica XPS (*X-ray Photoelectron Spectroscopy*) en el Grupo de Superficies del Departamento de Materiales del CAC-CNEA.

Se analizó la superficie de tres muestras de Si con pulido espejo y con una capa de Ti de ~20 nm (Tabla I).

	<b>estructura</b>	<b>proceso</b>	<b>limpieza</b>
muestra 1	Ti-Si	fotolitografía	acetona –ácido cítrico
muestra2	Ti-Si	-	acetona –ácido cítrico
muestra 3	Ti-Si	-	-

*Tabla I: Muestras preparadas para el análisis con XPS.*

La muestra 3 fue tomada como patrón, pues no recibió tratamientos de limpieza. Las

muestra 2 y 3 fueron preparadas con la intención de poder individualizar los residuos provenientes de la limpieza y de los pasos referidos al depósito de Ti respectivamente.

Los elementos de interés a detectar sobre las muestras fueron el C, el O y el Ti, cuyos porcentajes atómicos se muestran en la Tabla II. En general las tres muestras presentaron una baja contaminación que en parte podría atribuirse a contaminación atmosférica. El Ti estaba combinado como  $TiO_2$ , y presentaba una pequeña contribución en la posición del Ti puro. Los porcentajes atómicos de los tres elementos principales en la muestra 2 fueron similares a los de la muestra patrón.

La muestra 1 presentó mayor cantidad de C en superficie (Tabla II). Para esta muestra se efectuó además un barrido de 30 segundos con iones de  $Ar^+$ , que redujo las concentraciones de C y O, indicando que parte de ambos era contaminación superficial. Además la erosión permitió la aparición de compuestos Ti-O más reducidos debido a la remoción selectiva de O causada por los iones de  $Ar^+$ .

muestra	posición	C	O	Ti
3	superficie	41,4	42,8	15,8
2	superficie	39,7	43,1	17,2
1	superficie	49,4	38,5	12,1
1	erosionada	43,2	35,5	20,3

*Tabla II: Concentraciones atómicas relativas de C, O y Ti de las muestras analizadas.*

Los resultados obtenidos muestran una baja contaminación producidas por el proceso de elaboración y la limpieza, lo que permitiría realizar la oxidación para formar la bicapa con un mínimo de impurezas.

En la Figura 8 puede observarse como ejemplo el espectro extendido (*wide*) para la muestra 1.

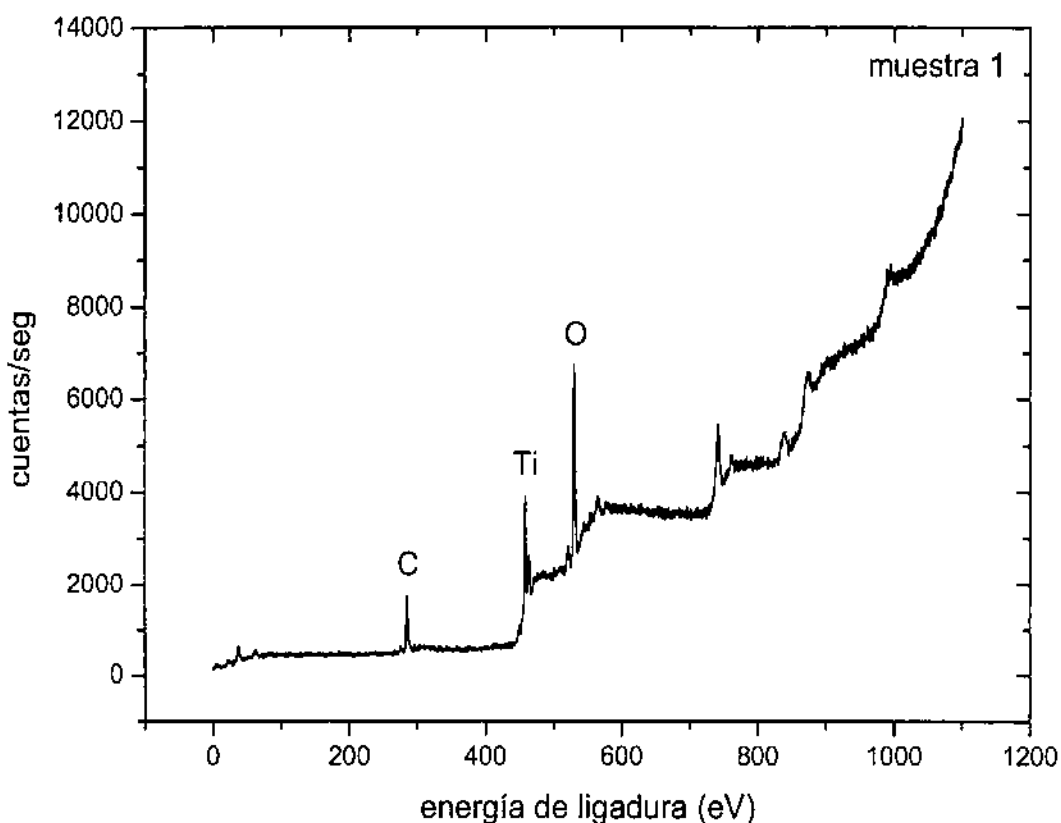


Figura 8: Espectro extendido (wide) de una de las muestras con estructura Ti-Si.

### 3.2.3 Celdas solares con capa AR de ZnS

Del mismo modo que para el caso de  $\text{TiO}_2$  como capa AR, se realizó la optimización de la estructura  $\text{MgF}_2$ -vidrio-ZnS-Si. Los espesores óptimos calculados para incidencia normal y un espectro AM0 fueron extraídos de la ref. [16] y se muestran en la Figura 9. Para el caso  $d(\text{SiO}_2)=0$  los espesores óptimos son  $d(\text{ZnS}) = 60 \text{ nm}$ ;  $d(\text{MgF}_2) = 110 \text{ nm}$ , para los cuales resulta una corriente de cortocircuito relativa de 0,924. Si se tiene una tolerancia del 1% en la caída de la corriente, los espesores óptimos de ZnS se encuentran entre 48 y 76 nm.

Continuando con las etapas detalladas en la Figura 2, luego de efectuar el recocido de contactos se depositó la capa de ZnS mediante evaporación térmica, el espesor de la capa depositada fue medido *in situ* con un monitor de espesores. Previamente se calentó el polvo para extraer el agua que pudiera estar contenida en el mismo [32]. El óxido de la cara frontal de las obleas de Si difundidas fue eliminado antes de la deposición de la grilla de contactos debido a que su excesivo espesor ( $\sim 40 \text{ nm}$ ) afecta la característica AR que se desea obtener. Se verificó el espesor medido, evaporando ZnS sobre muestras de Si y ajustando teóricamente la curva de reflectividad medida tomando como valores de  $n$  y  $k$  los correspondientes a la

estructura cúbica del ZnS, ya que esta es la estructura predominante luego de la evaporación [18].

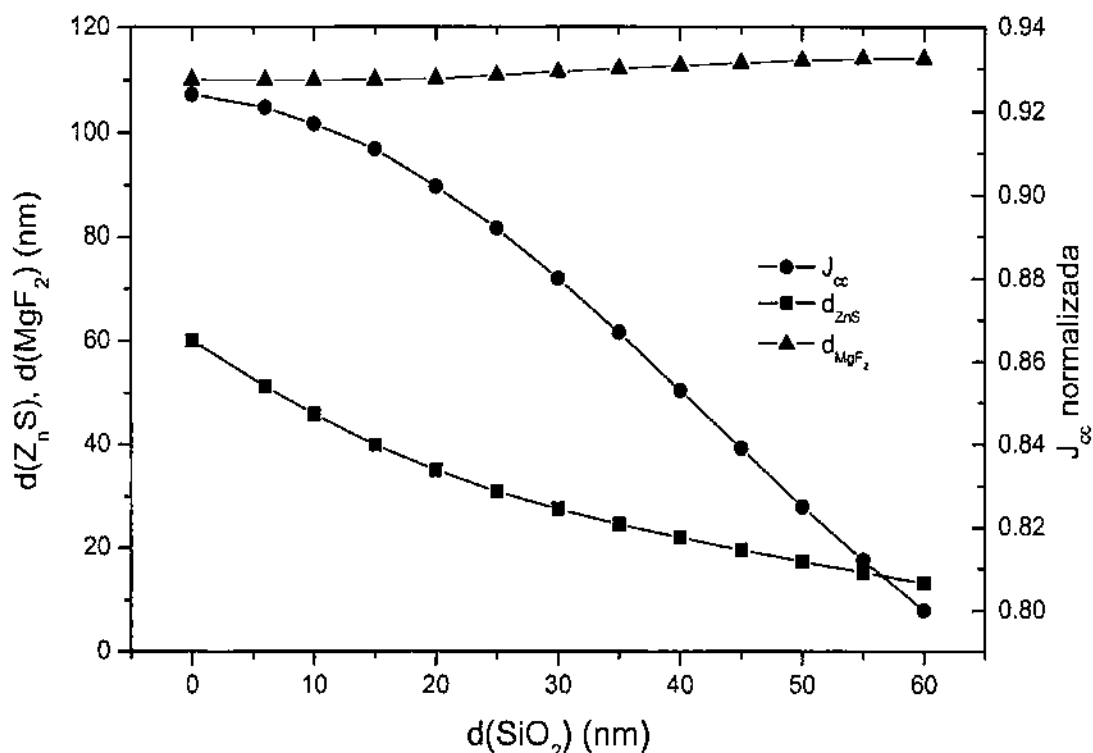


Figura 9: Espesores óptimos de  $\text{MgF}_2$ , ZnS y corriente de cortocircuito normalizada en función del espesor del  $\text{SiO}_2$  pasivante para un espesor de vidrio de  $100 \mu\text{m}$ .

### 3.3 CARACTERIZACIÓN ELÉCTRICA

#### 3.3.1 Celdas con bicapa $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$

La caracterización eléctrica de las celdas solares con capa AR pasivante de  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  se realizó por medio de la medición de la curva I-V (corriente-tensión) del dispositivo. Dicha curva fue obtenida utilizando la técnica de cuatro puntas y un equipo de adquisición de datos desarrollado por el Grupo Energía Solar según la ref. [19]. La distancia entre el plano donde se realiza la medición y las lámparas es tal que la irradiancia sobre la celda equivale a  $1 \text{ kW/m}^2$ , la que se determina mediante una celda de referencia.

En la Tabla III se pueden observar los resultados de algunas de las celdas con bicapa AR pasivantes elaboradas mientras que en la Figura 10 se presenta la curva I-V de una de las celdas con su respectivo ajuste numérico [20] basado en el circuito equivalente del dispositivo

[21]. La celda 309-4 es una celda convencional, con  $\text{SiO}_2$ , elaborada durante el mismo proceso que las otras.

celda	$J_{cc}$ ( $\text{mA}/\text{cm}^2$ )	$V_{ca}$ (mV)	FF	$R_s$ ( $\Omega$ )	$R_p$ ( $\Omega$ )	$\eta$ (%)
tio2n-2	26,07	574,27	0,778	0,007	230	11,65
309-1	23,17	561,6	0,66	0,017	1188	8,56
309-2	25,04	565,8	0,65	0,031	640	9,28
309-3	24,75	570,8	0,69	0,017	621	9,74
309-4	24,2	585,4	0,65	0,024	269	9,25

Tabla III: Parámetros eléctricos de celdas con bicapa AR pasivante de  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$  (tio2n-2, 309-1, 309-2, 309-3). La celda 309-4 es una celda convencional ( $1 \text{ kW}/\text{m}^2$ ).

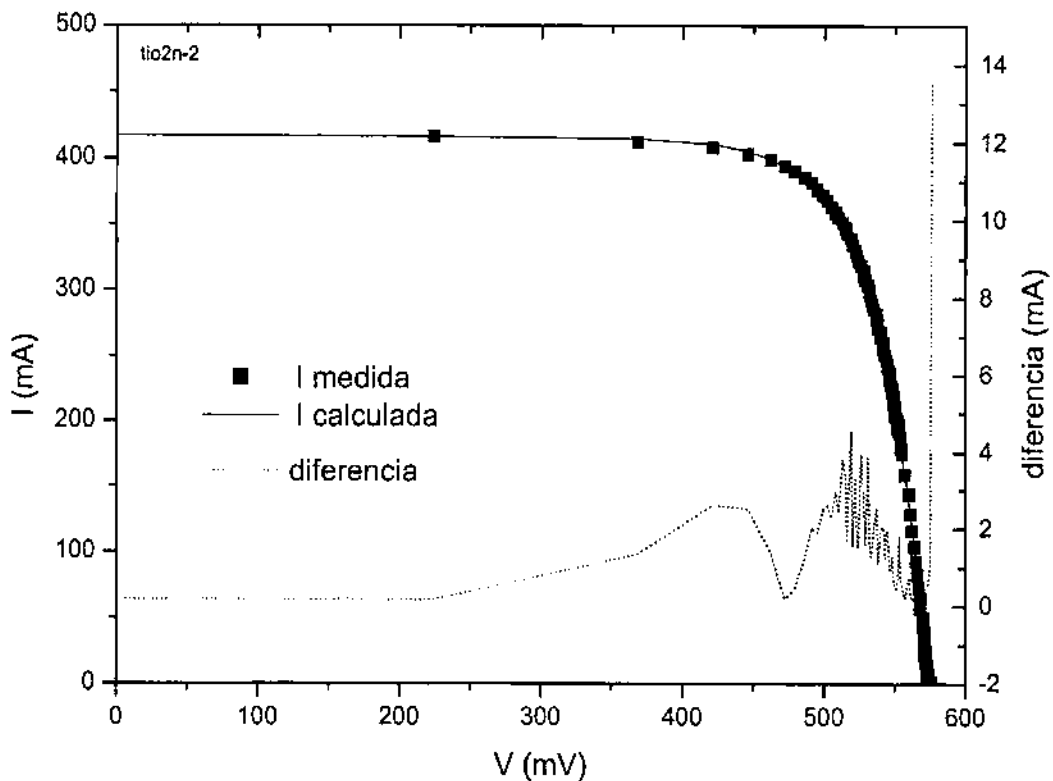


Figura 10: Curva IV y ajuste de una celda con bicapa AR pasivante de  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$ . Área igual a  $16 \text{ cm}^2$  ( $1 \text{ kW}/\text{m}^2$ ).

La caída en la  $V_{ca}$  de las celdas con  $\text{TiO}_2$  respecto a la celda convencional con  $\text{SiO}_2$  puede ser debida a alguna degradación de la celda durante la oxidación.

Existen dos causas que podrían explicar la baja eficiencia en las celdas de  $\text{TiO}_2$ , una es la falta alineación de los contactos, ya que en algunos casos la grilla no estaba haciendo

contacto con el Si, sino que estaba apoyada sobre el  $\text{TiO}_2$  en algunos tramos provocando un aumento de la resistencia serie. Esto se pudo observar con un proyector de perfiles en el Departamento de Combustibles del CAC-CNEA. La otra causa es que los dedos de la grilla resultaron más gruesos que lo esperado, de alrededor de 200  $\mu\text{m}$ , tapando la zona activa de la celda y disminuyendo la generación de corriente.

Por otra parte, se estudió la influencia de la capa AR de celdas con  $\text{TiO}_2$  encapsuladas con el programa PC-1D [22]. El código permite utilizar un archivo con la reflectividad del dispositivo como entrada. Los parámetros principales utilizados en la simulación del dispositivo son:

- difusión frontal tipo  $n$  con  $1 \times 10^{20} \text{cm}^{-3}$  de concentración en superficie
- profundidad de juntura frontal: 500 nm
- difusión posterior tipo  $p^+$  con  $2 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$  de concentración en superficie
- profundidad de juntura posterior: 2,4  $\mu\text{m}$
- tiempo de vida media en la base 20  $\mu\text{s}$
- resistividad de base: 10  $\Omega\text{cm}$
- velocidad de recombinación superficial frontal: 100 cm/s
- velocidad de recombinación superficial posterior:  $1 \times 10^7$  cm/s
- iluminación AM0 con 1,299  $\text{kW/m}^2$  de irradiancia (considerando el 5 % de “sombra” de la grilla)
- resistencia serie: 11  $\text{m}\Omega$
- resistencia paralelo: 500  $\Omega$
- temperatura: 25°C

La característica corriente-tensión obtenida se muestra en la Figura 11, mientras que los parámetros eléctricos se muestran en la Tabla IV. Tal como puede observarse en dicha Tabla, la capa AR produce una mejora del 23,5 % en la potencia máxima con respecto al caso sin AR [23].

Cabe destacar que los parámetros utilizados son los típicos obtenibles en la fabricación de dispositivos en el laboratorio fotovoltaico del GES. En particular se considerará una resistividad de 10  $\Omega\text{cm}$  para la base y una relativamente alta vida media de los portadores minoritarios (20  $\mu\text{s}$ ). Si bien en los dispositivos elaborados en esta Tesis no se utilizaron

obleas con esta resistividad, es un hecho conocido que resulta conveniente utilizarlas para obtener dispositivos más resistentes al daño por radiación [24]

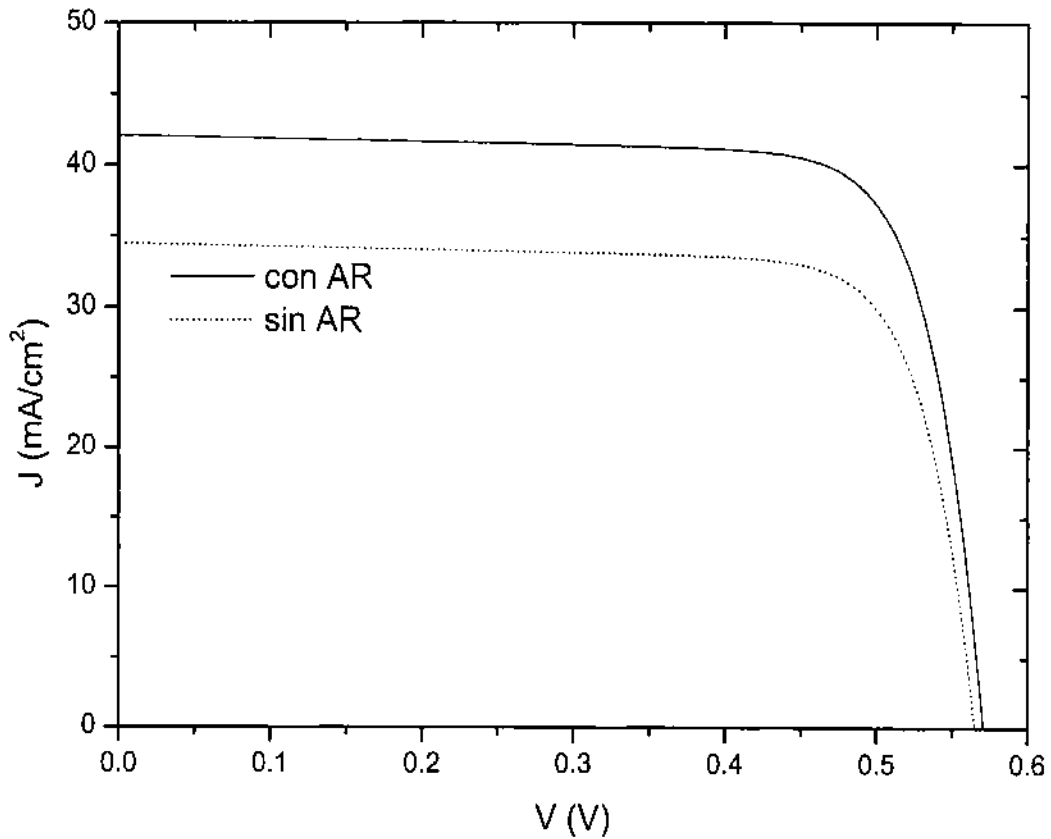


Figura 11: Curvas J-V de una celda solar de Si con y sin capa AR (AM0, 1,367 kW/m<sup>2</sup>).

	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$V_{ca}$ (mV)	$P_{m\acute{a}x}$ (mW)
con AR	42,1	570,7	19,9
sin AR	34,5	565,0	15,3
incremento (%)	22	1	23,5

Tabla IV: Parámetros eléctricos calculados mediante simulaciones con PC1D (AM0, 1,367kW/m<sup>2</sup>).

### 3.3.2 Celdas con ZnS

También se caracterizaron eléctricamente celdas solares no encapsuladas con una capa AR de ZnS de 60 nm de espesor, cuyos resultados se muestran en la Tabla V. Las mediciones fueron realizadas antes y después de depositar el ZnS en condiciones estándar para la

caracterización de dispositivos para aplicaciones espaciales. Se utilizó un simulador solar *TS-Space close match* AM0, que cuenta con dos lámpara de xenón y cuatro lámparas de tungsteno para un óptimo ajuste espectral. La irradiancia sobre el plano de trabajo fue ajustada a  $1,367 \text{ kW/m}^2$ .

Celda	$V_{ca}$ (mV)		$J_{cc}$ (mA)		FF		$\eta$ (%)	
	sin AR	con AR	sin AR	con AR	sin AR	con AR	sin AR	con AR
298a	579	577	25,25	36,38	0,78	0,75	8,4	11,5
298b	563	592	25,86	34,69	0,78	0,78	8,3	11,7
299a	600	601	26,31	34,44	0,79	0,77	9,1	11,7

Tabla V: Parámetros eléctricos de celdas solares de Si cristalino de  $16 \text{ cm}^2$  de área con y sin capa AR de ZnS (AM0,  $1,367 \text{ kW/m}^2$ ).

La caracterización eléctrica de las celdas de Si con y sin AR optimizado de ZnS muestran un sensible incremento del 35 % en la corriente de cortocircuito y en la eficiencia de conversión. Como estas celdas fueron elaboradas sin la capa de  $\text{SiO}_2$  con espesor óptimo la superficie frontal quedó sin pasivar, ya que el ZnS no provee dicha pasivación. Mediante simulaciones numéricas con PC1D, se verificó que debido a este motivo se pierde cerca de un 7-8 % de la  $J_{cc}$ . Tomando en cuenta un espesor de  $\text{SiO}_2$  de 1,5 nm, es decir el que corresponde al óxido nativo, para  $S = 1 \times 10^6 \text{ cm/s}$  para una celda típica se obtiene  $J_{cc} = 25,3 \text{ mA/cm}^2$  (AM0,  $1,367 \text{ kW/m}^2$ ), valores compatibles con los obtenidos experimentalmente.

### 3.3.3 Celdas convencionales y con textura superficial

A fin de explorar la factibilidad de elaborar dispositivos fotovoltaicos de área más apropiada para aplicaciones espaciales, se fabricaron celdas solares de hasta  $32 \text{ cm}^2$ , con y sin textura superficial como tratamiento AR. Cabe aclarar que en ambos casos fue crecida una capa de  $\text{SiO}_2$  de aproximadamente 110 nm de espesor, próximo al óptimo como AR para celdas de Si sin encapsular [13]. Los resultados, obtenidos para una irradiancia de  $1 \text{ kW/m}^2$  y  $25 \text{ }^\circ\text{C}$  de temperatura, se presentan en la Tabla VI y la Figura 12.



Celda	Área (cm <sup>2</sup> )	V <sub>ca</sub> (mV)	J <sub>cc</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η (%)	tipo
299-21	28	605	32,31	0,79	15,40	texturada
299-22	32	602	31,39	0,73	13,85	texturada
299-03	25,2	604	28,73	0,77	13,35	plana
299-04	32	596	28,19	0,61	10,27	plana

Tabla VI: Parámetros eléctricos de celdas solares de Si cristalino con y sin textura superficial (1 kW/m<sup>2</sup>).

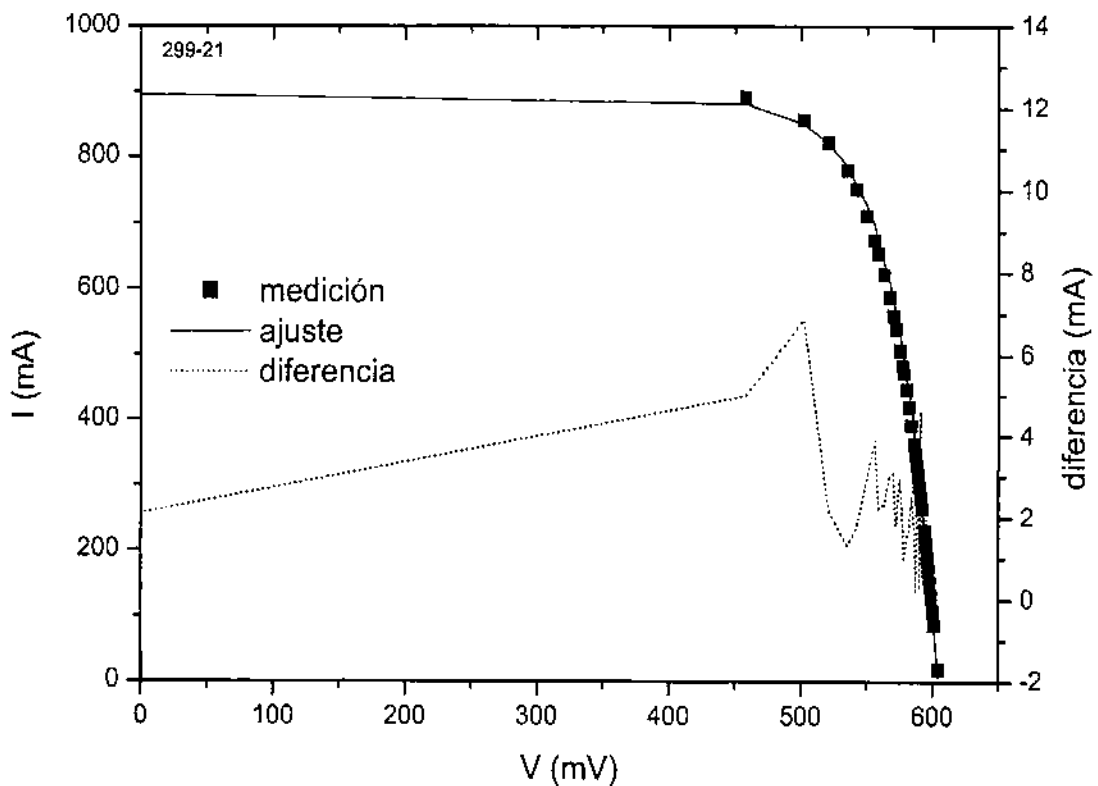


Figura 12: Característica I-V medida de la celda 299-21 y su correspondiente ajuste numérico (1 kW/m<sup>2</sup>).

Los resultados obtenidos resultaron comparables a aquellos correspondientes a dispositivos de menor área.

### 3.4 CONCLUSIONES

Se elaboraron celdas de Si monocristalino  $n^+p-p^+$  convencionales y también con el empleo de distintas técnicas antirreflectantes (AR). Para ello, partiendo de obleas comerciales

tipo  $p$ , se realizó el proceso de difusión para la formación del emisor y de la juntura posterior y se continuó con el proceso de elaboración de la grilla frontal y el contacto posterior.

En particular se propusieron procesos para la elaboración de celdas solares, por un lado con bicapa AR pasivante de  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$ , y por otro lado con ZnS.

El proceso propuesto para las celdas con bicapa AR consiste en el depósito de Ti seguido de la realización de la fotolitografía sobre el metal, utilizando la máscara con el patrón de la grilla, el ataque de Ti en la zona no protegida por la fotorresina, la oxidación para formar la bicapa (de este modo queda  $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$  fuera de la zona de los contactos y  $\text{SiO}_2$  en dicha zona), continuando luego el proceso con el depósito de los contactos, para lo que se requiere la alineación de la máscara con el patrón de la grilla previamente definido sobre el  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$ .

Con el fin de asegurarse de que no queden impurezas que puedan difundir en el proceso térmico de oxidación, se puso a punto el proceso de limpieza con el objetivo eliminar los restos de fotorresina sobre el Ti. Posteriormente se prepararon muestras para evaluar la presencia de residuos resultantes del proceso de elaboración, para ello se efectuó un análisis mediante la técnica XPS (*X-ray Photoelectron Spectroscopy*) en el Grupo de Superficies del Departamento de Materiales del CAC-CNEA. Los resultados obtenidos muestran una baja contaminación producida por el proceso de elaboración y la limpieza.

Se obtuvieron celdas con bicapa AR con baja corriente, existiendo dos causas que podrían explicar este hecho. Una es la falta alineación de los contactos, lo que provoca un aumento de la resistencia serie. La otra es que los dedos de la grilla resultaron más gruesos de lo esperado, tapando la zona activa de la celda y disminuyendo de este modo la generación de corriente. Para solucionar el segundo problema se pueden elaborar máscaras con dedos más finos, pero para solucionar el primer inconveniente es necesario el uso de un alineador de máscaras.

Por otra parte, se estudió la influencia de la estructura AR en celdas con  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$  encapsuladas con el programa PC-1D. Se pudo observar que la estructura AR produce una mejora del 23,5 % en la potencia máxima con respecto al caso sin AR.

La caracterización eléctrica de las celdas de Si con y sin AR optimizado de ZnS muestran un incremento del 35 % en la corriente de cortocircuito y en la eficiencia de conversión con respecto a celdas sin encapsular. Dado que el espesor  $\text{SiO}_2$  formado en la superficie frontal en el proceso de difusión no posee el espesor óptimo requerido para celdas con ZnS encapsuladas, el mismo fue removido. Las bajas corrientes de cortocircuito obtenidas se deben a que el ZnS no provee pasivación; mediante simulaciones numéricas se verificó que

por este motivo se pierde cerca de un 8 % de la corriente de cortocircuito.

Asimismo, se elaboraron por primera vez en el GES celdas solares Si cristalino de área apropiada para aplicaciones espaciales para las cuales se obtuvieron resultados comparables a aquellos correspondientes a dispositivos de menor área.

## REFERENCIAS

1. D.M. Chapin, C.S. Fuller, G.L. Pearson, "A new silicon p-n junction photocell for converting solar radiation into electrical power", *Journal of Applied Physics* **25**, 676 (1954).
2. M.A. Green, "Solar Cells: Operating Principles, Technology and System applications", University of New South Wales, (1986).
3. P. Wyers, "Photovoltaics: an overview of technologies and market potentials", disponible en <http://www.ecn.nl/docs/library/report/2007/m07063.pdf>
4. D. Singh, P. Jennings, "The outlook for crystalline solar photovoltaic technology over the next decade", *Renewable Energy for Sustainable Development*, 98 (2007).
5. P. Basore, J.M. Gee, M.E. Buck, W.K. Schubert, D.S. Ruby, "Simplified High-Efficiency Silicon Cells Processing", *Solar Energy Materials and Solar Cells* **34**, 91 (1994).
6. S.K. Ghandi, "VLSI Fabrication Principles Silicon and Gallium Arsenide", J. Wiley & Sons, (1983).
7. C.P. Khattak, K.V. Ravi, "Materials Processing. Theory and Practices", Vol. 5, North-Holland, (1985).
8. J.C. Durán, G. Venier, R. Weht, "Optimization of the junction depth and doping of solar cell emitters", *Solar Cells* **31**, 497 (1991).
9. S.M. Sze, "Semiconductor devices. Physics and Technology", John Wiley & Sons, (1985).
10. F. Lowenheim, "Modern electroplating", John Wiley & Sons, (1974).
11. R. Holm, "Electric Contact", Springer-Verlag, (1967).
12. D.L. King and M.E. Buck, "Experimental optimization of an anisotropic etching process for random texturization of silicon solar cells", *Proceedings of the 22<sup>nd</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 303 (1991).
13. J.C. Plá, "Tratamientos superficiales antirreflectantes y elaboración de juntas para celdas solares de silicio cristalino", Tesis Doctoral, UBA, (1998).
14. P.A. Bertrand and P.D. Fleischauer, "Chemical deposition of TiO<sub>2</sub> layers on GaAs", *Thin Solid Films* **103**, 167 (1983).
15. S. Norasetthekul, P.Y. Park, K.H. Baik, K.P. Lee, J.H. Shin, B.S. Jeong, V. Shishodia, E.S. Lambers, D.P. Norton, S.J. Pearton, "Dry etch chemistries for TiO<sub>2</sub> thin films", *Applied Surface Science* **185**, 27 (1983).
16. M. Martínez Bogado, M. Tamasi, J. Plá, "Optimización antirreflectante (AR) en celdas solares de silicio para uso espacial", Informe interno del GES (2001).

17. M.P. Barrera, "Optimización teórico-experimental de capas dieléctricas antireflectantes en celdas solares de silicio para aplicaciones espaciales", Tesis de Maestría, UNSAM, (2004).
18. E. Palik, A. Addamiano, "Zinc sulfide (ZnS)", en "Handbook of optical constants of solids", editado por E. Palik, Academic Press, (1985).
19. Norma IRAM 210013-2 (1998).
20. T. Núñez, J.C. Durán, E.M. Godfrin, "Curve fitting methods for solar cell I-V characteristics under illumination and darkness conditions", Workshop on Materials Science and Physics of Non-conventional Energy Sources, Buenos Aires, Argentina, 251 (1992).
21. S.R. Wenham, M.A. Green, M.E. Watt, "Applied Photovoltaics", University of New South Wales, (1995).
22. D. Clugston, P. Basore, "PC-1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers", Proceedings of the 26th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 207 (1997).
23. M. Barrera, J. Plá, C. Bocchi, A. Migliori, "Antireflecting- passivating dielectric films on crystalline silicon solar cells for space applications", Solar Energy Materials & Solar Cells 92, 1115 (2008).
24. S.M. Yang, J. Plá, "Simulaciones numéricas de celdas de silicio cristalino para uso espacial", Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 10, 04-67 (2006).

## CAPÍTULO 4

# SIMULACIÓN NUMÉRICA DE DISPOSITIVOS BASADOS EN MATERIALES III-V

### 4.1 INTRODUCCIÓN

La construcción de los módulos fotovoltaicos de las misiones SAOCOM (Satélite de Observación y Comunicaciones) y SAC-D (Satélite de Aplicaciones Científicas - D) de la CONAE (Comisión Nacional de Actividades Espaciales) está a cargo de un grupo de trabajo creado especialmente en el Centro Atómico Constituyentes de la Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA) en torno al Grupo Energía Solar (GES) de la Gerencia de Investigación y Aplicaciones. En estos proyectos se definió el uso de celdas de triple juntura (InGaP/GaAs/Ge) para la construcción de los módulos fotovoltaicos, siendo las mismas provistas por la empresa EMCORE.

Considerando el consecuente interés que despiertan este tipo de dispositivos se iniciaron actividades conducentes a la optimización y a la simulación numérica de celdas solares basadas en materiales III-V mediante el código no comercial D-AMPS-1D (*New Developments - Analysis of Microelectronic and Photonic Devices – One Dimensional*) [1-3]. El código es una versión actualizada del programa AMPS que fue desarrollado inicialmente en *The Pennsylvania State University, University Park*, EE.UU. durante los años 1988-1993 [4]. En AMPS se utiliza la técnica de diferencias finitas y la iteración de Newton-Raphson para resolver las ecuaciones de Poisson y de continuidad en una dimensión con condiciones de contorno apropiadas. Las tres incógnitas, o variables independientes, son los cuasi niveles de Fermi  $E_{FN}$  y  $E_{FP}$  y el potencial electrónico  $\Psi$  [5].

La letra “D” en D-AMPS se refiere al agregado de subrutinas que constituyen nuevos desarrollos introducidos a AMPS para permitir una mejor caracterización y diseño de celdas de silicio amorfo, cristalino o microcristalino. A modo de ejemplo se pueden mencionar la inclusión de: estados amfotéricos [2], el modelo de *Pool-Frenkel* [3], el *Defect Pool Model* [6], *Tunnelling* directo a energía constante [7], *Recombination Tunneling* [6], variación espacial continua de parámetros eléctricos y ópticos ( $E_g$ , dopaje, movilidades, secciones eficaces, etc) *scattering* de la luz en superficies rugosas, interferencia de luz, etc.

En su versión más reciente, motivada por esta tesis y a los efectos de permitir simular celdas solares de materiales III-V se incluyó la posibilidad de contar con los mecanismos de recombinación banda-banda (directa) y Auger [8 - 11].

El código permite simular homojunturas, heterojunturas, multijunturas, etc., apilando capas de diferentes materiales mediante la selección de parámetros característicos tales como la energía del *band gap*  $E_g$ , la movilidad de los portadores, los coeficientes de absorción y la concentración de dopantes entre otros. También se pueden evaluar curvas características de dispositivos como la curva corriente-tensión ( $J-V$ ) en condiciones de oscuridad e iluminación, la eficiencia cuántica externa (EQE), la reflectividad, etc. así como magnitudes internas como el campo eléctrico, las concentraciones de portadores libres y atrapados, las corrientes de electrones y de huecos, las tasas de recombinación y de generación, etc. También permite la incorporación de capas definidas sólo por sus características ópticas que pueden añadirse al contacto frontal (hasta dos) y al contacto posterior (hasta dos) a los efectos de incorporar capas antirreflectantes (AR) en la cara frontal y sustratos en la cara posterior del dispositivo.

En una primera etapa, se realizaron simulaciones de homojunturas de GaAs, InGaP y Ge con el objetivo de obtener conocimientos sobre el diseño y el funcionamiento del dispositivo de triple juntura InGaP/GaAs/Ge.

Así, en primer lugar se estudió mediante simulaciones numéricas una celda de GaAs  $p-n$ , debido a que se encuentra mayor información en la literatura científica y a fin de profundizar el conocimiento sobre este tipo de dispositivos. Luego se modelaron las celdas  $n-p$  de InGaP, GaAs y Ge, ya que se corresponden con la estructura de la celda triple juntura. Finalmente, se obtuvieron resultados preliminares para una celda triple juntura InGaP/GaAs/Ge.

## 4.2 CELDA DE GaAs *p-n*

### 4.2.1 Primeros resultados

A los efectos de iniciar el estudio teórico de dispositivos basados en materiales III-V, se consideró el caso particular de la celda solar de GaAs *p-n* no encapsulada, con doble capa AR consistente de MgF<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> crecida mediante la técnica MOVPE (*Metal Organic Vapour Phase Epitaxy*, proceso que se describirá en el Capítulo 5) presentada en el trabajo de Bett et al. [12].

En particular, como se verá más adelante, se realizaron numerosas simulaciones numéricas a fin de comprender el papel que cumple la capa ventana de InGaP sobre la celda de GaAs. En la Figura 1 se presenta un esquema con la estructura completa del dispositivo (más adelante, en la Tabla I, se indican los espesores y los dopajes utilizados para cada capa). Cabe aclarar que en el mencionado trabajo [12] no se incluyen datos de espesores del MgF<sub>2</sub> y el TiO<sub>2</sub> de la capa AR. Se hicieron entonces cálculos de optimización numérica a fin de poder determinarlos. Los detalles acerca del procedimiento utilizado se encuentran en el Capítulo 2.

AR: MgF <sub>2</sub> -TiO <sub>2</sub>	
ventana	InGaP
emisor	GaAs
base	GaAs
BSF	InGaP
buffer	GaAs
sustrato	GaAs

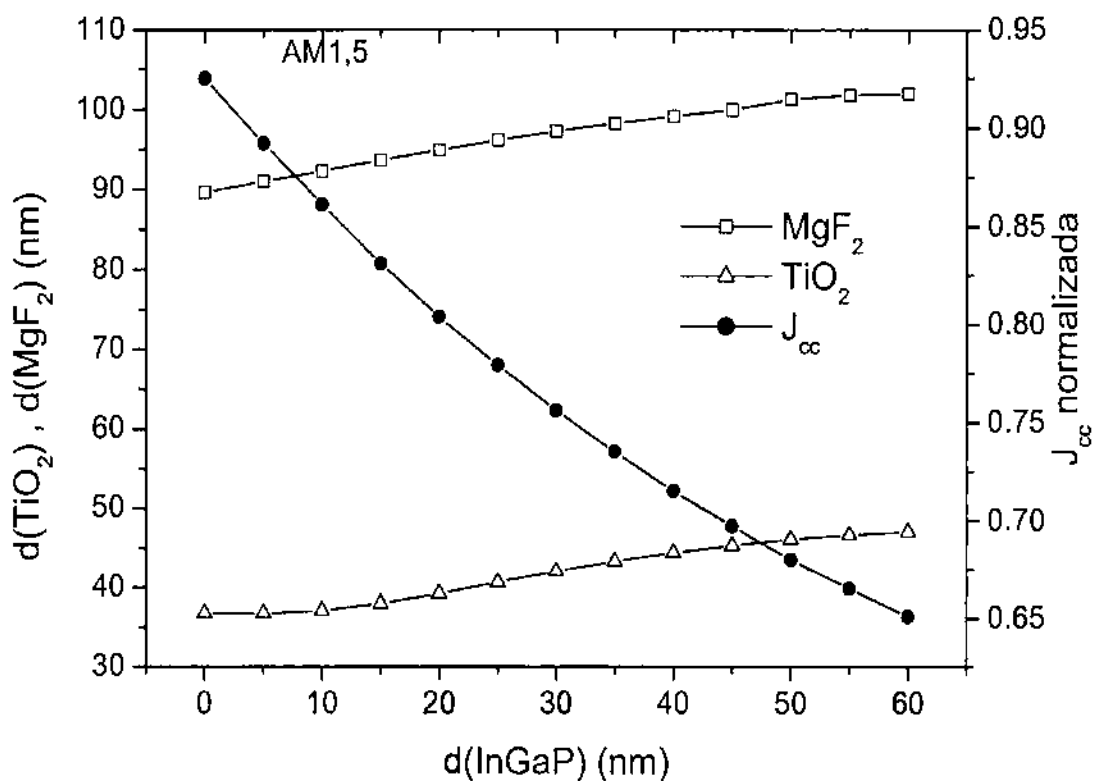
Figura 1: Estructura de la celda solar de GaAs *p-n* simulada.

Los índices de refracción del TiO<sub>2</sub> (fase rutilo) y del GaAs fueron extraídos de las referencias [13] y [14] respectivamente, mientras que para el InGaP se utilizó la ref. [15]. Los espectros AM0 y AM1,5 fueron tomados de las normas ASTM [16]. Teniendo en cuenta que hay mínimas variaciones de *n* y *k*=0 dentro del rango de interés, se tomó un valor fijo de 1,38 para el índice de refracción real del MgF<sub>2</sub> [17]. A los efectos de obtener los espesores óptimos

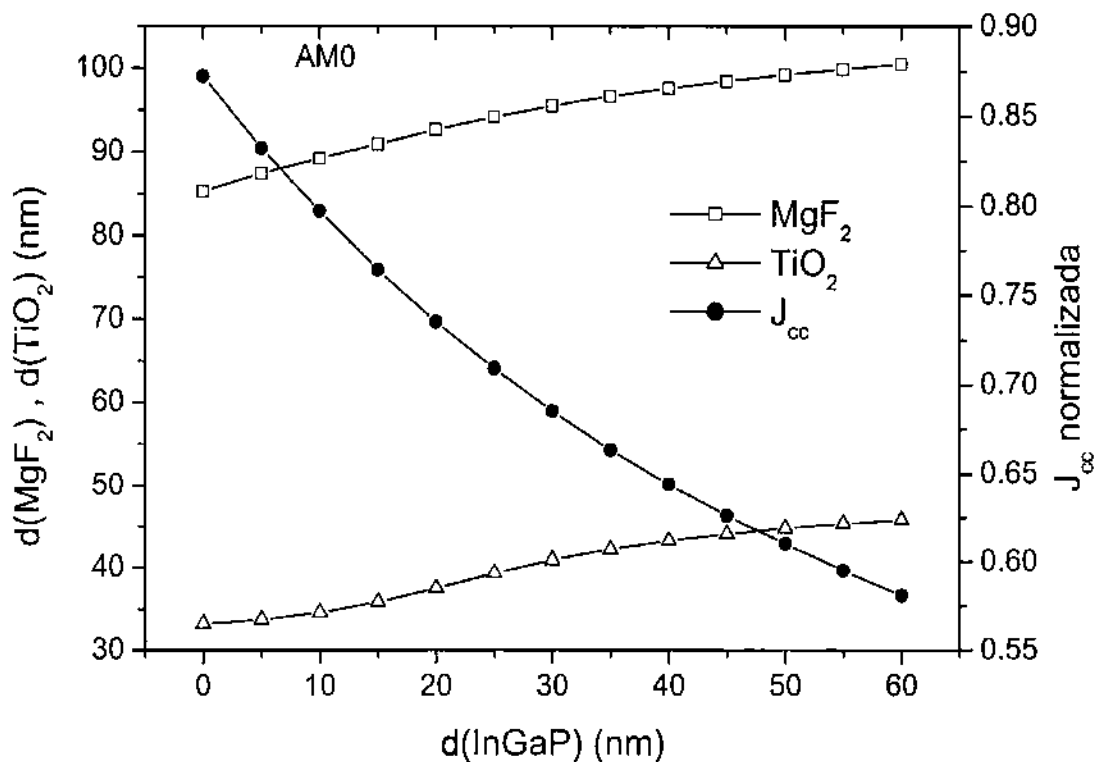
de la capa AR, se simuló una respuesta espectral interna típica con el código PC-1D [18]. En la optimización se despreciaron las diferencias de la respuesta espectral de la celda con respecto a posibles variaciones de las propiedades ópticas de la capa AR, y se mantuvo la estructura de la celda de GaAs con excepción de la ventana. Cabe aclarar que se ha verificado previamente que la influencia de la respuesta espectral sobre el proceso de optimización AR es despreciable [19].

En la optimización AR se consideraron distintos espesores de la capa ventana de InGaP. Esta capa, que provee la pasivación de la cara frontal del dispositivo, tiene espesores típicos del orden de una capa AR, y por lo tanto resulta pertinente considerar su influencia en el proceso de optimización. En las Figuras 2a y 2b se muestra la dependencia de la corriente de cortocircuito ( $J_{cc}$ ) con respecto a los espesores de la ventana de InGaP y de las capas AR. Puede observarse un notable decrecimiento de la corriente de  $J_{cc}$  normalizada al aumentar el espesor de la capa de InGaP tanto ante condiciones AM0 como AM1,5; este hecho se debe a que la capa de InGaP afecta fuertemente la cantidad de radiación que llega a la zona activa del dispositivo, dado que dicha capa fue considerada sólo desde el punto de vista óptico en el proceso de optimización numérica [1]. Más adelante se volverá sobre este punto.





(a)



(b)

Figura 2: Espesores óptimos de MgF<sub>2</sub> y TiO<sub>2</sub> calculados para diferentes espesores de la capa de InGaP utilizando los espectro AM1,5 y AM0 respectivamente.

Cabe aclarar que los valores obtenidos para los espesores óptimos fueron verificados a posteriori al efectuar la combinación con el modelo eléctrico utilizado en D-AMPS-1D.

Para poder comparar estas simulaciones con los resultados experimentales del trabajo de Bett et al. [12] se utilizó el espectro AM1,5 como iluminación incidente en la simulación numérica. Los espesores óptimos para las capas AR con este espectro son 42,06 nm para el  $\text{TiO}_2$  y 97,27 nm para el  $\text{MgF}_2$  para un espesor de ventana de InGaP de 30 nm, que es el consignado en la estructura del artículo citado [12].

Según Olson et al. [20], las interfaces  $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}/\text{GaAs}$  y  $\text{Al}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}$  son de tipo I (ver Capítulo 1). Los valores de los *offsets* utilizados en las simulaciones surgieron del trabajo de Lee et al. [21]. No obstante es importante mencionar que se encontró una baja dependencia o sensibilidad de la curva  $I$ - $V$  con respecto a los *offsets*. Se exploró el intervalo comprendido entre un valor de *offset* cero hasta el máximo posible definido por las bandas prohibidas y por las afinidades electrónicas de los materiales presentes en cada interfaz. Los parámetros principales utilizados en las simulaciones se presentan en la Tabla I.

Los coeficientes de recombinación directa se tomaron igual a  $7,2 \times 10^{-10} \text{ cm}^3/\text{s}$  para el GaAs [22] y  $1 \times 10^{-10} \text{ cm}^3/\text{s}$  para el InGaP [23]. La dependencia de la movilidad respecto del nivel de dopaje de cada capa fue extraída del modelo utilizado por Ghannam et al. [24].

El *band gap* del InGaP fue tomado del trabajo de M. Schubert et al. [15] con un valor de 1,85 eV. Dicho valor está de acuerdo con los valores publicados por otros investigadores [20, 25, 26]. La  $E_g$  del InGaP, entre otros factores, depende del grado de orden de la red cristalina, que a su vez es influenciado por las condiciones de crecimiento [20]. Para un red cristalina ordenada se pueden encontrar valores de  $E_g = 1,80 \text{ eV}$ , mientras que para una desordenada resulta  $E_g = 1,9\text{-}2,0 \text{ eV}$  [21, 27 - 30].

Los índices de refracción complejos ( $n$ ,  $k$ ) de todos los materiales intervinientes fueron extraídos de las mismas referencias utilizadas para la optimización de la capa AR.

	ventana	emisor	base	BSF	buffer	sustrato
material	InGaP	GaAs	GaAs	InGaP	GaAs	GaAs
$E_g$ (eV)	1,85	1,424	1,424	1,85	1,424	1,424
espesor (nm)	30	500	3000	250	200	350000
$N_A$ (cm <sup>-3</sup> )	$3 \times 10^{18}$	$5 \times 10^{18}$	0	0	0	0
$N_D$ (cm <sup>-3</sup> )	0	0	$2 \times 10^{17}$	$3,5 \times 10^{18}$	$1 \times 10^{18}$	$3 \times 10^{18}$
coeficiente de recombinación radiativa (cm <sup>3</sup> s <sup>-1</sup> )	$1 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$	$1 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$
movilidad de e <sup>-</sup> (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> )	671	1266	3917	1517	2401	1763
movilidad de h <sup>+</sup> (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> )	40	118	239	69	176	135
densidad de defectos (cm <sup>-3</sup> )	$1 \times 10^{14}$	$1 \times 10^{14}$	$1 \times 10^{14}$	$1 \times 10^{14}$	$1 \times 10^{14}$	$1 \times 10^{14}$

Tabla I: Parámetros típicos usados en las simulaciones.

Para poder simplificar el análisis, inicialmente se asumió que las bandas son planas en la superficie, a los efectos de que los resultados dependan solo de los parámetros presentes en el seno del dispositivo. En una sección posterior se analizará el impacto en los resultados ante la introducción de bandas curvadas (*band bending*) en la superficie de la cara frontal.

Se simuló entonces, para el caso de bandas planas, una celda *p-n* de GaAs de acuerdo a la estructura presentada en el artículo de Bett et al. [12]. Los valores de  $J_{cc}$  y  $V_{ca}$  fueron ajustados a los experimentales incorporando una apropiada densidad de defectos en el *gap* de los materiales constitutivos de la celda. Se tuvo en cuenta también que dichas densidades de defectos sean acordes a las presentadas en el trabajo de Goodman et. al. [31], mientras que se tuvo en cuenta la densidad mínima de defectos que puede tener un material [32, 33]. Por otra parte se consideró que en los materiales de *gap* directo predomina la recombinación directa. Cabe aclarar que los valores experimentales de los parámetros eléctricos corresponden a la estructura bajo estudio y fueron consignados en el citado artículo [12].

Como puede verse en la Tabla II, la  $J_{cc}$  y la  $V_{ca}$  están de acuerdo con los valores experimentales mientras que hay una notable diferencia en el  $FF$  obtenido, la cual es atribuida a posibles pérdidas resistivas. El efecto de la resistencia serie  $R_s$  fue tomado en cuenta incluyendo su efecto en  $I-V$ , de este modo el valor seleccionado es tal que el  $FF$  (ver la expresión 1.40 en la sección 1.5.2) ajusta con el presentado en los datos experimentales [12], resultando  $R_s \sim 0,062 \Omega\text{cm}^2$ . El procedimiento utilizado está descripto en la ref. [19].

Incluyendo en la curva  $I$ - $V$  simulada el valor de la resistencia serie obtenido se alcanza una buena coincidencia con todos los valores experimentales.

	$V_{ca}$ (mV)	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF (%)	$\eta$ (%)
parámetros experimentales [12]	1035	26,7	84,3	23,3
parámetros simulados con D-AMPS-1D	1039	26,4	88,1	24,1
parámetros simulados incluyendo $R_s$	1039	26,4	84,3	23,1

Tabla II: Parámetros eléctricos experimentales y simulados para la celda de GaAs  $p$ - $n$  ( $S=200$  cm/s).

Se realizaron también simulaciones del dispositivo completo para distintos espesores de la capa de InGaP, en los casos en que la cara frontal está pasivada y no pasivada, la velocidad de recombinación superficial  $S$  se adoptó igual a 200 cm/s en el primer caso e igual a  $10^7$  cm/s, valor correspondiente a la velocidad térmica, en el segundo caso. Los resultados obtenidos se resumen en la Tabla III.

Por otra parte el InGaP, al poseer un mayor *gap* que reduce la difusión de electrones hacia el contacto frontal (ver Capítulo 1), pasiva la superficie del GaAs [34]. El beneficio que resulta al pasivar el emisor puede observarse en la última línea de la Tabla III, donde se advierte una brusca caída en la  $J_{cc}$  para el caso sin pasivar. También se evidencia que la inclusión del InGaP reduce al mínimo la dependencia de  $J_{cc}$  con respecto al valor de  $S$  y la existencia de un espesor óptimo (aquel que hace máxima la  $J_{cc}$ ) de la capa de InGaP del orden de los 15 nm que no se observan en las Figuras 2a y 2b, donde fue utilizado un tratamiento puramente óptico. En este caso la ventana de InGaP es considerada sólo un medio absorbente y no se tiene en cuenta su participación en las características electrónicas y eléctricas del dispositivo. En cambio, las simulaciones realizadas con D-AMPS incluyen un tratamiento óptico y eléctrico conjunto del dispositivo y la ventana de InGaP resulta apropiadamente ponderada. Son precisamente las pérdidas eléctricas presentes en el dispositivo las que introducen la dependencia de  $J_{cc}$  con el espesor del InGaP.

Espesor de InGaP (nm)	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> ) (S=200cm/s)	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> ) (S=1x10 <sup>7</sup> cm/s)
30	26,38	25,94
15	26,57	26,48
5	26,39	26,39
0	25,96	13,23

*Tabla III: Corriente de cortocircuito de celdas solares de GaAs con la superficie frontal pasivada y no pasivada para distintos espesores de la ventana de InGaP.*

La Figura 3 muestra la eficiencia cuántica obtenida con D-AMPS para distintos espesores de la capa de InGaP cuando la superficie está pasivada ( $S= 200$  cm/s) y para distintos espesores de la capa de InGaP. Cabe aclarar que para cada espesor de la capa de InGaP se utilizaron los espesores óptimos correspondientes para la bicapa AR, en acuerdo con los resultados obtenidos en la Figura 2. Como lo muestran la Figura 3 y la Tabla III, la influencia de la ventana de InGaP sobre  $J_{cc}$  es escasa cuando la superficie del contacto frontal está pasivada.

La Figura 4 muestra la reflectividad de todo el dispositivo calculada con OPTICAL (D-AMPS muestra los mismos resultados). Los espesores del TiO<sub>2</sub> y el MgF<sub>2</sub> de la capa AR se fueron variando de modo de que correspondan a los espesores óptimos obtenidos en la Figura 2. Este resultado da otro indicio de que la suposición de que la respuesta espectral no tiene mucha influencia en la optimización de la estructura AR es correcta y de que la ventana de InGaP debería ser considerada como parte del emisor. Como se mencionó anteriormente, cuando los modelos ópticos y eléctricos se combinan, tal como en D-AMPS, la capa de InGaP se vuelve parte activa del dispositivo contribuyendo también a la corriente total  $J_{cc}$ , que pasa a depender en menor medida del espesor de dicha capa. Cuando sólo utilizamos consideraciones ópticas (Figura 2) la función de la capa de InGaP es meramente la de absorber luz y de proyectar “sombra” en el resto de las capas de la celda disminuyendo la generación de pares electrón-hueco en las mismas. En cambio cuando se considera también el transporte eléctrico la presencia de la capa InGaP puede afectar la distribución final del campo eléctrico y en consecuencia la colección de los portadores fotogenerados.

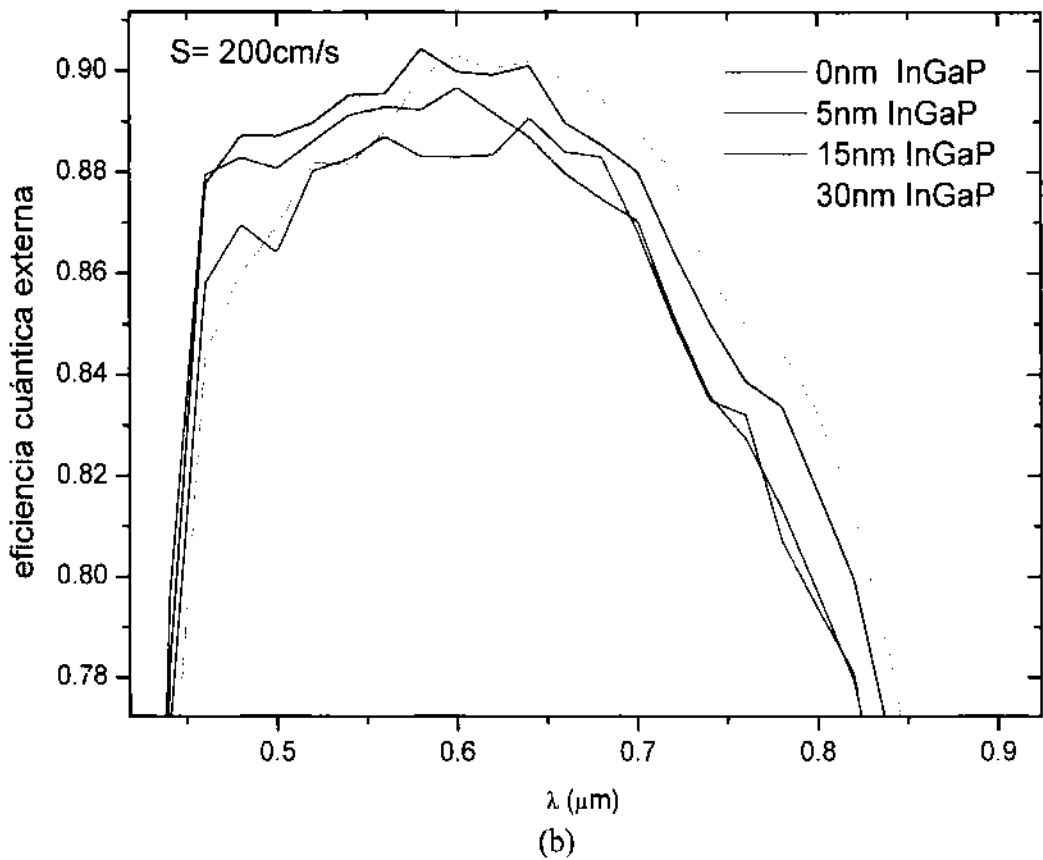
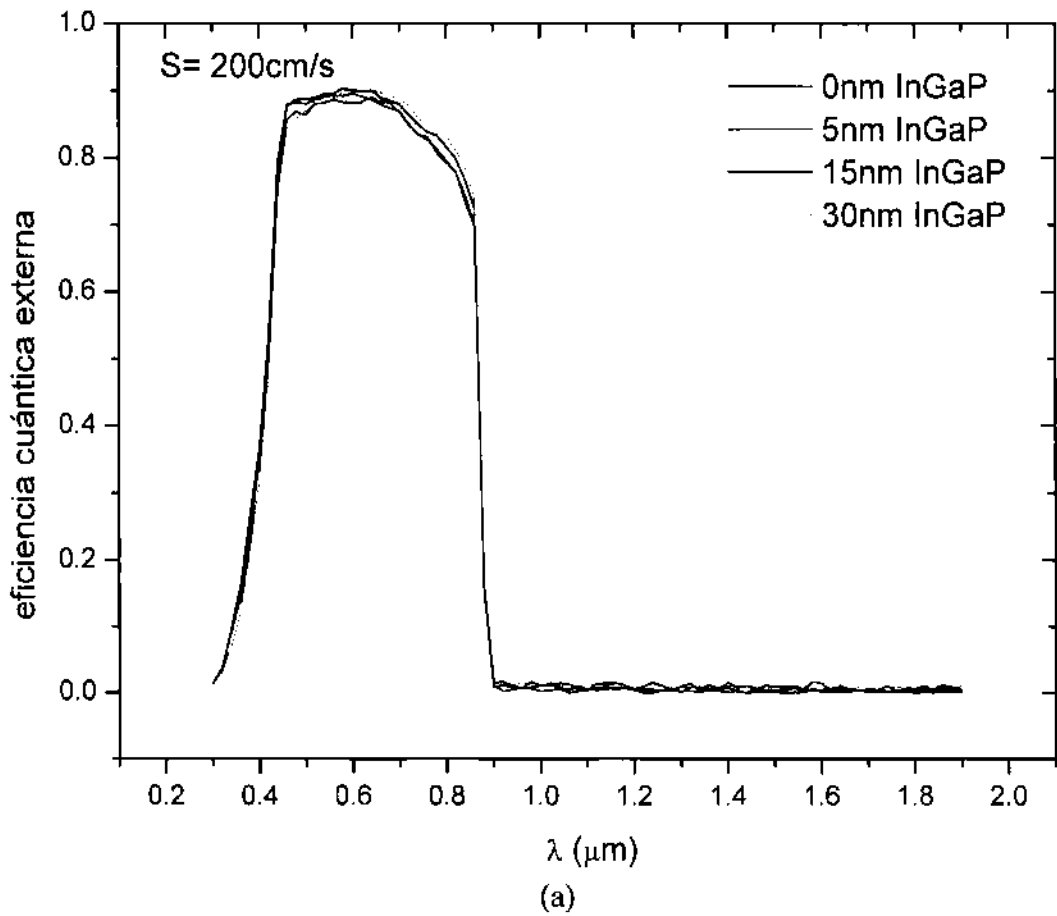


Figura 3: Eficiencia cuántica externa para diferentes espesores de la ventana de InGaP cuando la superficie frontal está pasivada ( $S = 200 \text{ cm/s}$ ). (b) Ampliación.

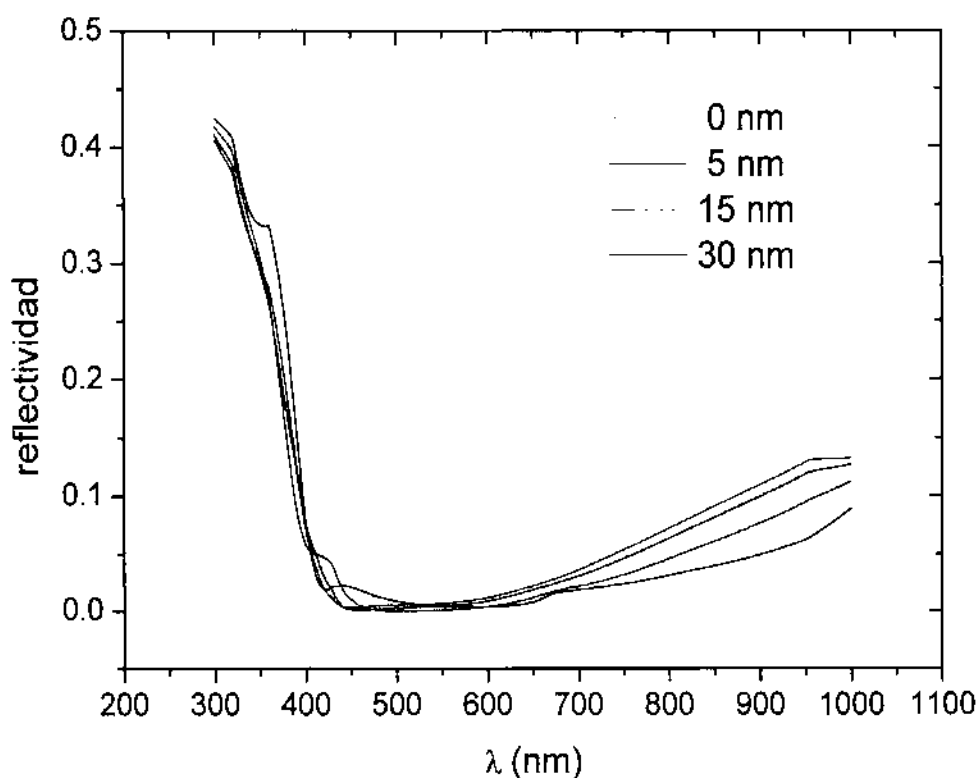
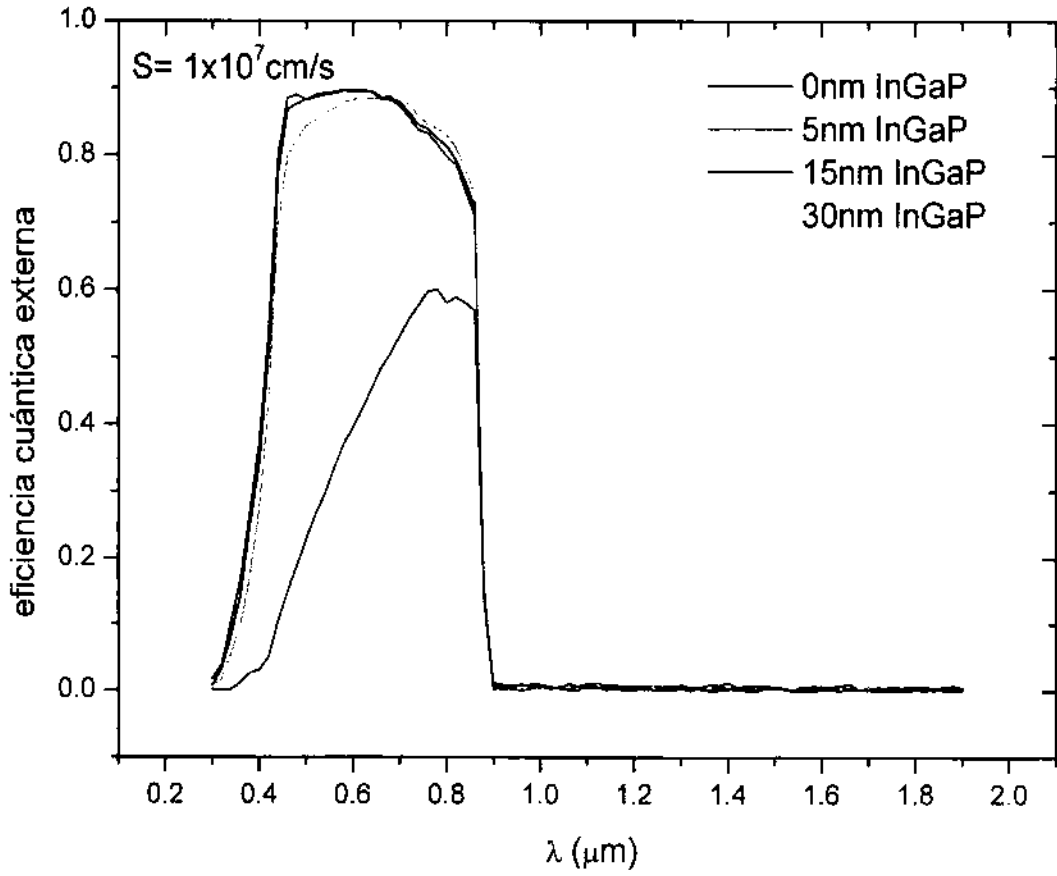
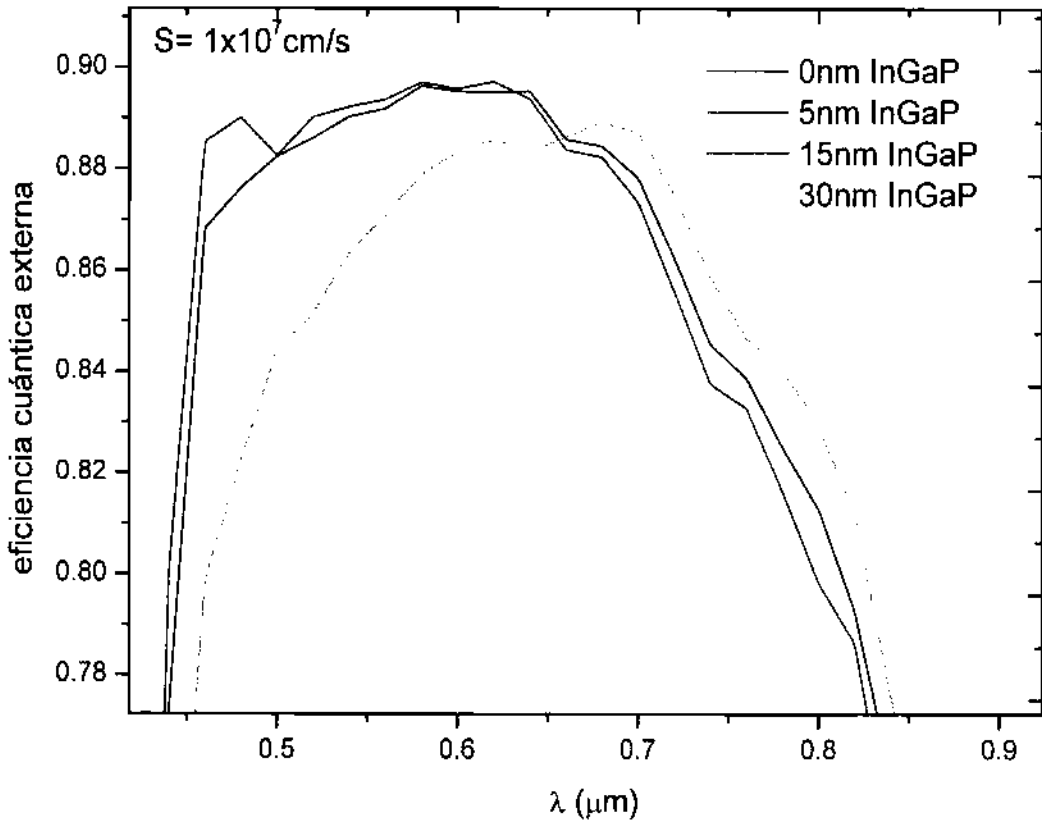


Figura 4: Reflectividad de la estructura  $MgF_2-TiO_2-InGaP(ventana)-GaAs(3,5\mu m)-InGaP(BSF=20\text{ nm})-GaAs(sustrato)$  para diferentes espesores de la ventana de  $InGaP$ . En todos los casos los espesores de las capas de  $MgF_2$  y el  $TiO_2$  son óptimos.

El rol de la capa de  $InGaP$  como pasivante de la interfaz con el  $GaAs$  puede apreciarse también en la Figura 5, donde se muestran las curvas de eficiencia cuántica predichas por D-AMPS cuando se considera que la superficie frontal de la celda no está pasivada ( $S= 1 \times 10^7$  cm/s), que es de hecho el caso que más se aproxima a la realidad.



(a)



(b)

Figura 5: Eficiencia cuántica externa para diferentes espesores de la ventana de InGaP cuando la superficie frontal no está pasivada ( $S = 1 \times 10^7$  cm/s). (b) Ampliación.



Debido al elevado coeficiente de absorción del GaAs, especialmente a longitudes de onda más bajas, se produce una importante absorción de luz en una zona de pequeño espesor cercana a la superficie frontal. La luz absorbida da lugar a una fracción significativa de generación de pares  $e^-h$  muy cerca del contacto frontal que toman la eficiencia cuántica externa y la  $J_{cc}$  muy sensibles a la posible recombinación presente en la superficie frontal o a la difusión de electrones en la dirección no deseada.

En la Figura 6 se muestra el rol pasivante de la capa de InGaP a través del aumento en la concentración de electrones libres en la interfaz InGaP-GaAs al introducir una capa de InGaP. Este “exceso” de electrones se perdería por difusión de electrones a través del contacto o por recombinación a través de los estados presentes en la interfaz si se quitara la capa de InGaP (caso con espesor de InGaP nulo). La pérdida de corriente en la superficie se reduce desde  $10 \text{ mA/cm}^2$  a menos de  $1 \text{ mA/cm}^2$  cuando la capa de InGaP se crece en la superficie.

Por el contrario, en celdas de GaAs con capas de InGaP muy gruesas se produce una absorción de luz no óptima generándose más pares  $e-h$  en la misma capa de InGaP (en la zona contigua al contacto frontal donde pueden haber pérdidas significativas de electrones) y menos en los primeros nm del GaAs (donde se encuentra la zona de vaciamiento  $p-n$ ).

La presencia de más electrones en la región frontal de la celda de GaAs al incorporar la capa de InGaP incrementa la pérdida por recombinación en el emisor  $p$ -GaAs (Figura 6) pero a su vez la presencia de la capa de InGaP reduce las pérdidas en el contacto frontal en una proporción mucho mayor.

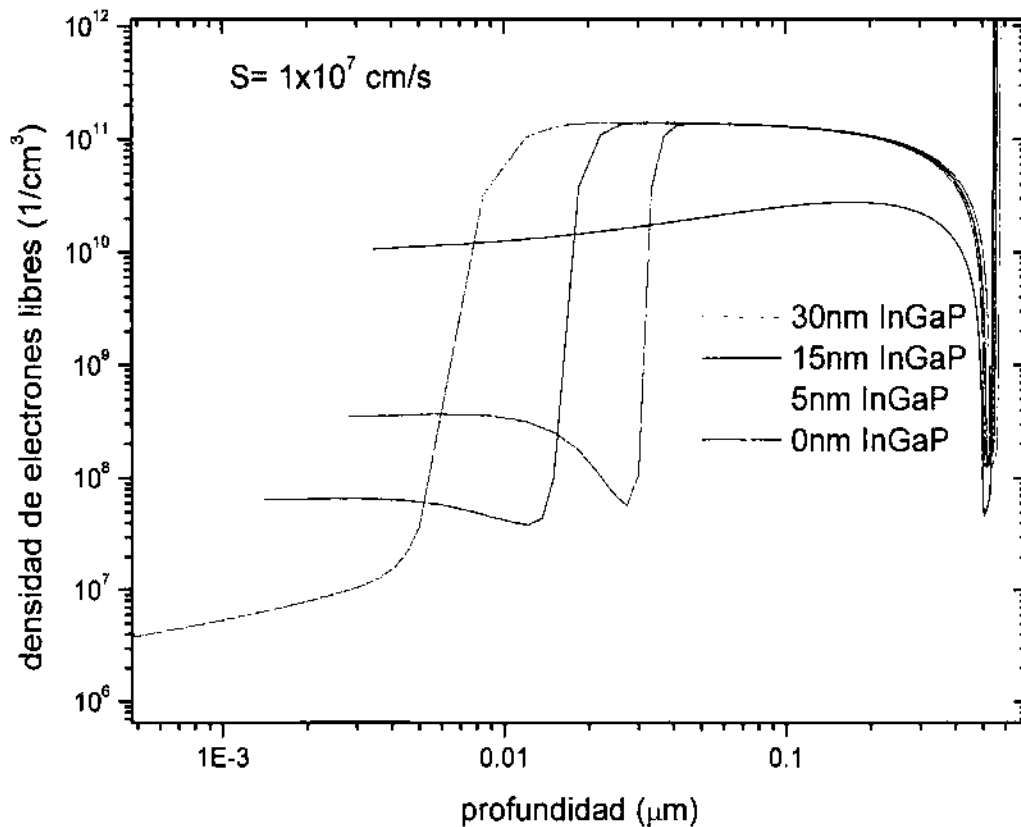


Figura 6: Concentración de electrones libres vs. profundidad para diferentes espesores de la ventana de InGaP.

En la Figura 7 se muestran las tasas de generación ( $G$ ) y de recombinación ( $R$ ) dentro de las diferentes capas del dispositivo. Es interesante notar que debido al bajo tiempo de vida de portadores minoritarios en el GaAs la tasa de recombinación es equivalente a la tasa de generación en el sustrato para profundidades mayores a  $4 \mu\text{m}$ . Esta región del sustrato donde tenemos  $R=G$  es una zona muerta en términos de colección de portadores foto-generados y no contribuye a la corriente  $J_{cc}$ , jugando sólo el rol de soporte mecánico. Esto se hace evidente en dispositivos multijuntura que incluyen una subcelda de GaAs, donde su espesor no supera los  $3,5 \mu\text{m}$  [35].

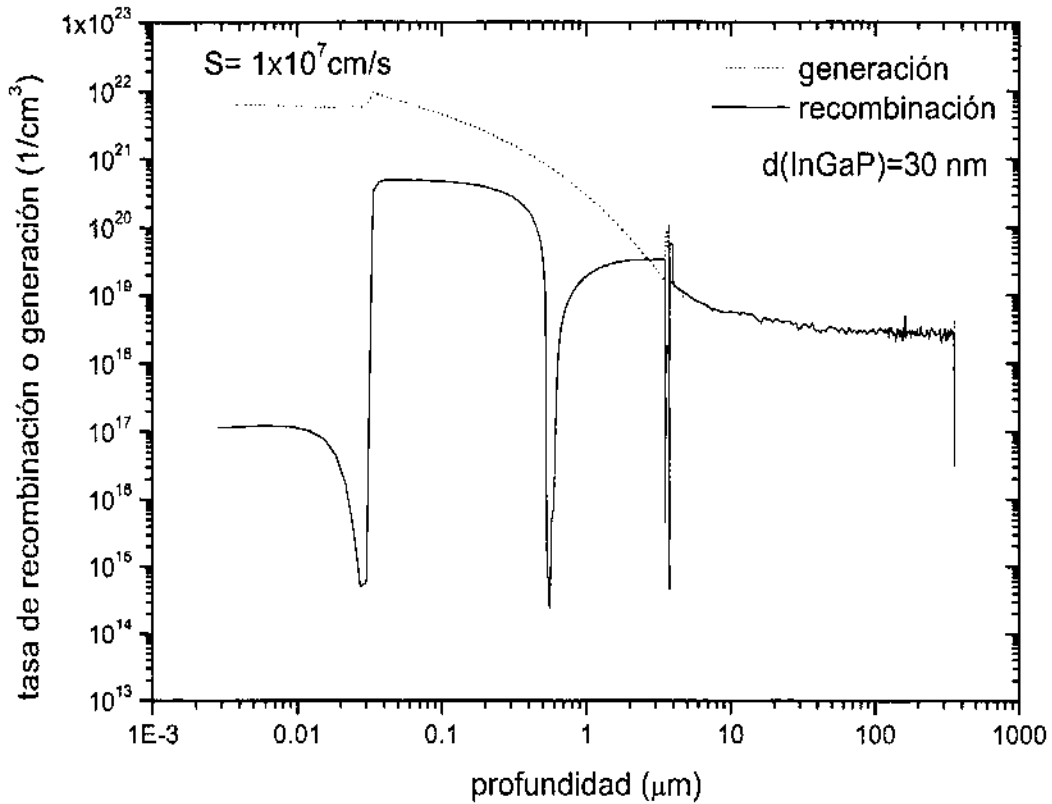


Figura 7: Tasas de recombinación y generación vs. profundidad para un espesor de ventana de InGaP de 30 nm. La superficie frontal se consideró no pasivada ( $S = 1 \times 10^7$  cm/s)

En las simulaciones realizadas se despreció la presencia de estados localizados en la interfaz InGaP-GaAs debido a que las estructuras analizadas son cuidadosamente diseñadas para que haya un buen ajuste entre los parámetros de red de las redes cristalinas. La velocidad de recombinación superficial equivalente en una interfaz InGaP-GaAs de una estructura optimizada resulta muy baja según muestra la referencia [36] y por lo tanto lo es la densidad de estados presente.

Un resultado interesante es que las simulaciones predicen un espesor óptimo para la capa de InGaP pasivante de 15 nm (espesor para el que  $J_{cc}$  es máxima) valor que difiere del espesor encontrado en la literatura (30 nm) [12, 37], mientras que un espesor de 30 nm muestra una disminución de EQE para longitudes de onda menores a 600 nm (Figura 5) [1].

#### 4.2.2 Influencia del dopaje de la ventana y del *tunnelling* en la interfaz

Las superficies libres de los semiconductores III-V tienen una alta densidad de estados en la superficie que pueden actuar como centros de recombinación y crear una zona de

vaciamiento en la superficie frontal al alojar una significativa carga localizada en la superficie (ver Capítulo 1).

El efecto de la carga espacial presente en la superficie de una ventana de AlGaAs utilizada normalmente para reducir la recombinación en la superficie del GaAs ha sido teóricamente estudiado por Gee et al. [38]. Para mantener baja la densidad de carga acumulada en los numerosos estados superficiales y dado que el nivel de Fermi debe permanecer plano en condiciones de equilibrio termodinámico, las bandas deben curvarse [39], formándose de este modo una región de vaciamiento de portadores mayoritarios en el contacto frontal.

Como tanto el AlGaAs como el InGaP son materiales de *gap* más elevado que GaAs y presentan una constante de red muy parecida, es de esperar un comportamiento similar en la superficie de la ventana de InGaP. Por ese motivo se realizaron simulaciones suponiendo que hay curvatura de bandas en la superficie de la cara frontal de la celda solar (ver Figura 8).

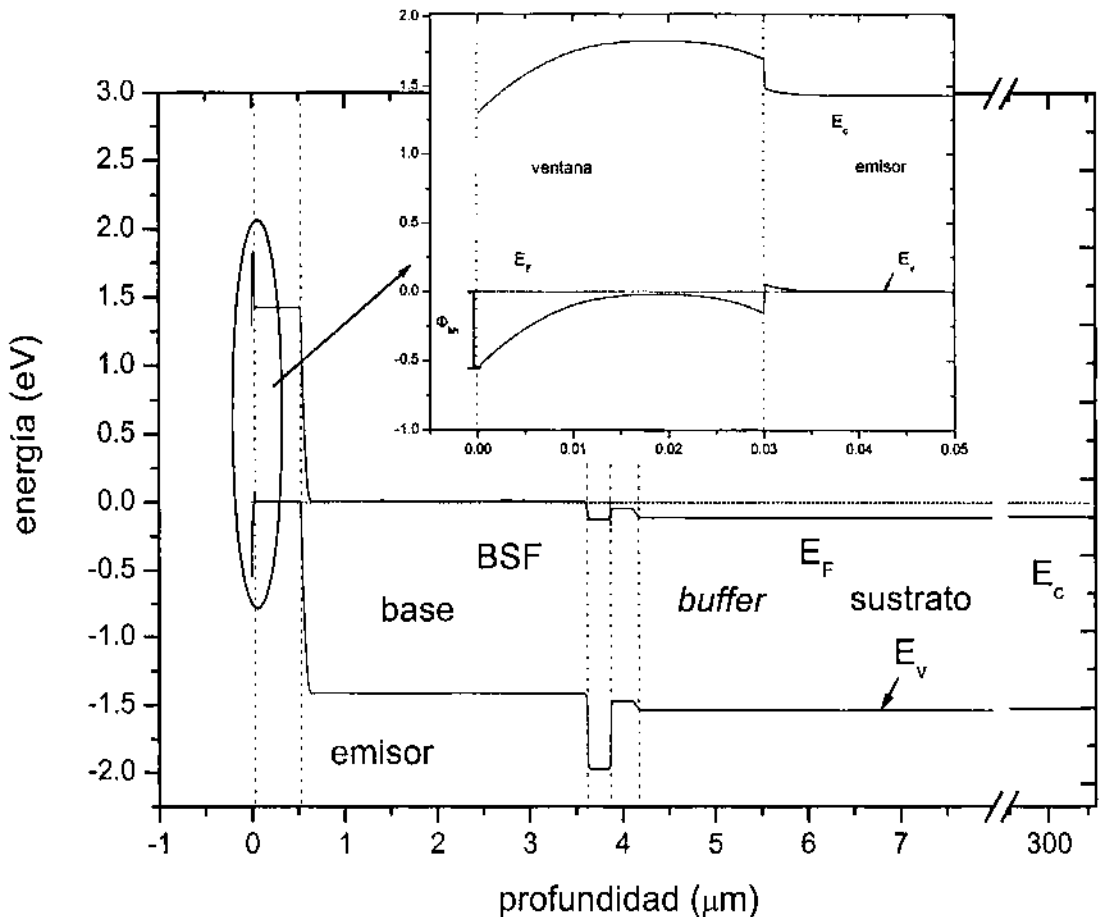


Figura 8: Diagrama de bandas de la celda de GaAs en equilibrio. Se muestra, ampliada, la zona de la ventana y la barrera frontal para huecos  $\Phi_{bh}$ .

La barrera para huecos del contacto frontal  $\Phi_{bh}$  se define como la diferencia en energía entre el nivel de Fermi y el borde de la banda de valencia. Para estudiar la dependencia de la curva  $J-V$  bajo condiciones de iluminación con respecto a  $\Phi_{bh}$  se fue variando la curvatura de bandas con respecto al caso  $E_F - E_v$  ( $x=0$ ) (contactos neutros, ver Figura 8). Se encontró que la curva  $J-V$  permanece insensible con respecto al valor de  $\Phi_{bh}$  por debajo de un cierto valor crítico  $\Phi_{bhc}$ . Cuando la barrera para los huecos supera este valor crítico  $\Phi_{bhc}$  el nivel de corriente dado por los huecos fotogenerados en la celda solar no puede ser sostenido por la corriente de emisión termiónica permitida en la superficie frontal [39]. Los huecos desplazándose hacia la superficie frontal tienden a ser repelidos por la barrera formada en el contacto frontal (zona de vaciamiento). Como la población de electrones es muy pequeña cerca de la superficie frontal, no hay suficientes electrones con los cuales estos huecos puedan recombinarse. Los huecos tienden a apilarse cerca del contacto frontal modificando el perfil del potencial en la zona de vaciamiento debilitando el campo eléctrico en la misma. Cuando la curvatura de las bandas se torna significativa, es decir cuando  $\Phi_{bh} > \Phi_{bhc}$ , el campo eléctrico deteriorado no es capaz de extraer eficientemente los portadores foto-generados provistos por el GaAs (que genera casi enteramente la fotocorriente), especialmente para polarizaciones directas (zona de trabajo de la celda solar) para las cuales se reduce aún más el campo eléctrico.

En el trabajo publicado por Bett et al. [12] no se hace mención a la existencia de una degradación de los parámetros  $V_{ca}$ ,  $FF$  y  $\eta$  de la celda solar. Si existiese una barrera importante para los huecos en el contacto frontal del InGaP y la performance experimental de la celda es superior a lo que las simulaciones predicen, debe existir algún mecanismo de transporte eléctrico que aún no se ha incluido. El mecanismo en cuestión podría ser el de *tunnelling*, en particular *tunnelling* de huecos a través de la barrera que se forma en el contacto frontal (zona de vaciamiento) que faciliten su llegada al contacto externo aliviando el apilamiento de huecos y el consecuente deterioro del campo eléctrico interno.

La Figura 9 muestra la presencia de una barrera de potencial en la banda de valencia sobre la superficie frontal de un dispositivo dado. Si la barrera es suficientemente fina puede permitir transiciones desde un estado extendido del metal a otro estado extendido de la banda de conducción del semiconductor mediante una corriente del tipo *tunneling* (como sucede por ejemplo en el caso de las barreras Schottky). El código D-AMPS permite incluir la presencia de corrientes *tunnelling* tanto en los contactos anterior y posterior como en las interfaces internas de un dispositivo. En el caso particular de los dispositivos estudiados en esta tesis,

interesan las transiciones por *tunneling* que conservan la energía total del portador libre. El código calcula estas corrientes aproximando en primer lugar la barrera de potencial continua por una discreta compuesta por un conjunto de barreras cuadradas en acuerdo a la grilla espacial adoptada. Las corrientes de *tunneling* resultantes, cuyo valor es definido por la barrera de potencial y por las funciones de ocupación de los portadores libres, se incorporan en las tasas de recombinación  $R$  y de generación  $G$  de las ecuaciones de continuidad tal como se explicita en la Figura 9. El signo de esta contribución “extra” se escoge en acuerdo a si representan una quita o una entrega de portadores libres al volumen diferencial donde se evalúa el balance de carga [7].

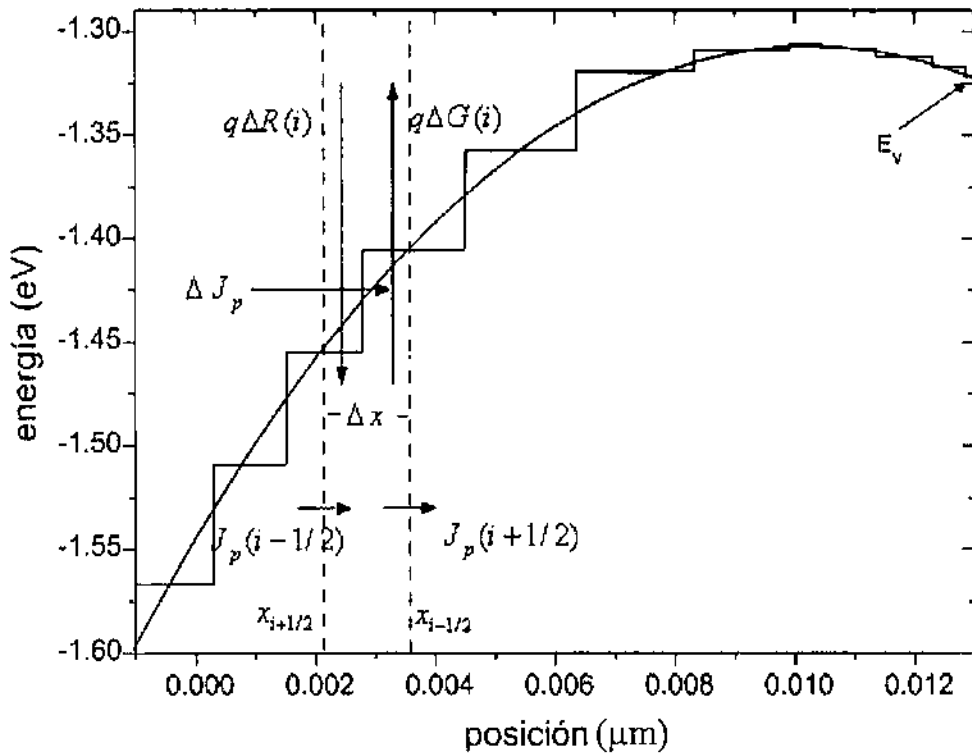
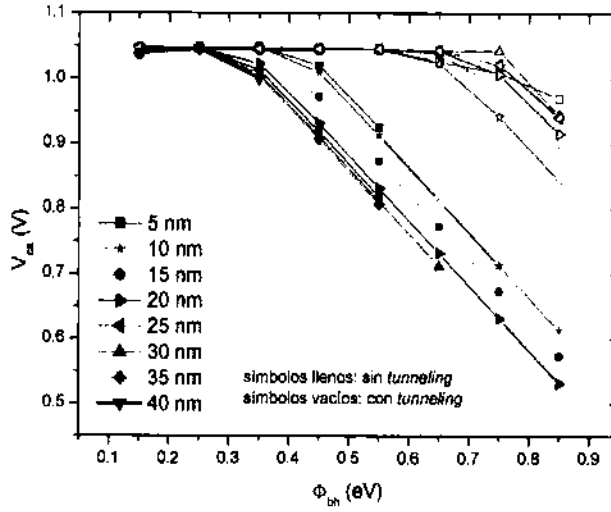


Figura 9: Ejemplo donde existe una barrera en la banda de valencia en la superficie frontal de un dispositivo. La barrera de potencial es aproximada por escalones de energía constante [7].

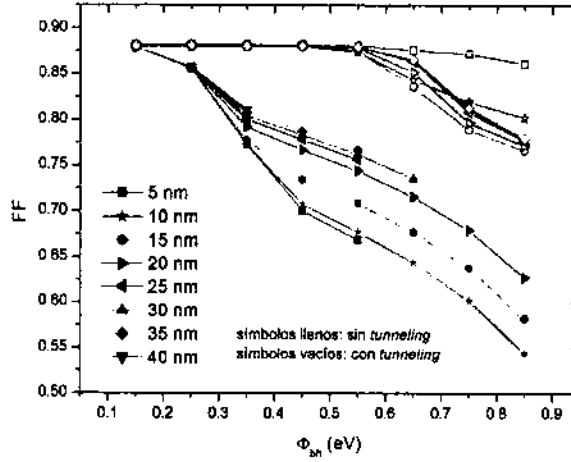
El código D-AMPS permite incluir *tunnelling* tanto en los contactos como en las interfaces internas. En la celda solar bajo discusión se permitió la presencia del mecanismo de corriente túnel directo en el contacto frontal y en la interfaz InGaP/GaAs. El formalismo de *tunnelling* directo describe el transporte de portadores libres que atraviesan una barrera de potencial por efecto túnel manteniendo su energía total constante. Los resultados indican que

cuando se incluye *tunnelling* la curva  $I-V$  de la celda solar tiene poca sensibilidad a la posibilidad de que los electrones atraviesen la barrera formada en la banda de conducción de la ventana de InGaP (ver Figura 8). El mecanismo de *tunnelling* que es realmente clave para poder aproximarse con las simulaciones a los valores experimentales de la curva  $I-V$  es el de huecos a través de la barrera de potencial presente en el contacto frontal. La componente en la interfaz InGaP-GaAs tiene un peso mucho menor. Los resultados también indican que cuando se incluye *tunnelling* el valor de  $\Phi_{bhc}$  se incrementa (ver Figura 10). El valor crítico de la barrera  $\Phi_{bhc}$  para la celda bajo análisis sin incluir *tunnelling* puede establecerse como  $\sim 0,25$  eV mientras que con *tunnelling* resulta aproximadamente de 0,55 eV como puede observarse en Figura 10.

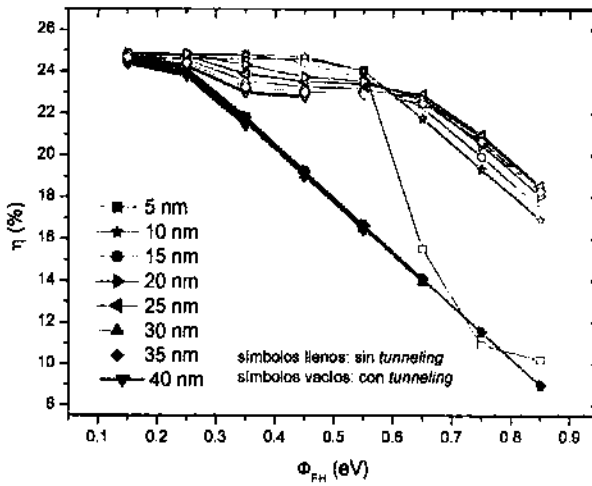
El resultado final, tanto en los casos con y sin la consideración de *tunneling*, es que la celda solar opera con menores  $V_{ca}$ ,  $FF$  y  $\eta$  tal como muestra las Figuras 10. El campo eléctrico deteriorado en la zona de vaciamiento afectado por el apantallamiento de los huecos acumulados en la zona frontal da lugar a un incremento significativo de las pérdidas por recombinación que a su vez reducen  $V_{ca}$ ,  $FF$  y  $\eta$ .



(a)



(b)



(c)

Figura 10: (a)  $V_{oc}$  (b)  $FF$  y (c)  $\eta$  vs.  $\Phi_{bh}$  para diferentes espesores de la ventana de InGaP, con y sin tunneling.



Los resultados obtenidos con la física del *tunneling* directo en la superficie de la cara frontal se hacen evidentes también en la Figura 11, donde se muestra el potencial electrónico vs. profundidad para distintos valores de  $\Phi_{bh}$  y distintos espesores de la ventana de InGaP. Se puede observar que la barrera de potencial efectiva posee su valor más alto para un espesor de 20 nm y comienza a decaer para 15 nm, más pronunciadamente para espesores más delgados de InGaP y especialmente para valores altos de  $\Phi_{bh}$ .

Finalmente se estudió la sensibilidad de  $\Phi_{bhc}$  con respecto a la concentración del dopaje en la capa de InGaP incluyendo la presencia de *tunnelling*. Como era de esperar,  $\Phi_{bhc}$  resulta sensible a la densidad de aceptores (ver Figura 12) ya que para capas altamente dopadas la barrera en la superficie frontal se afina, en consecuencia es transparente al *tunnelling*.

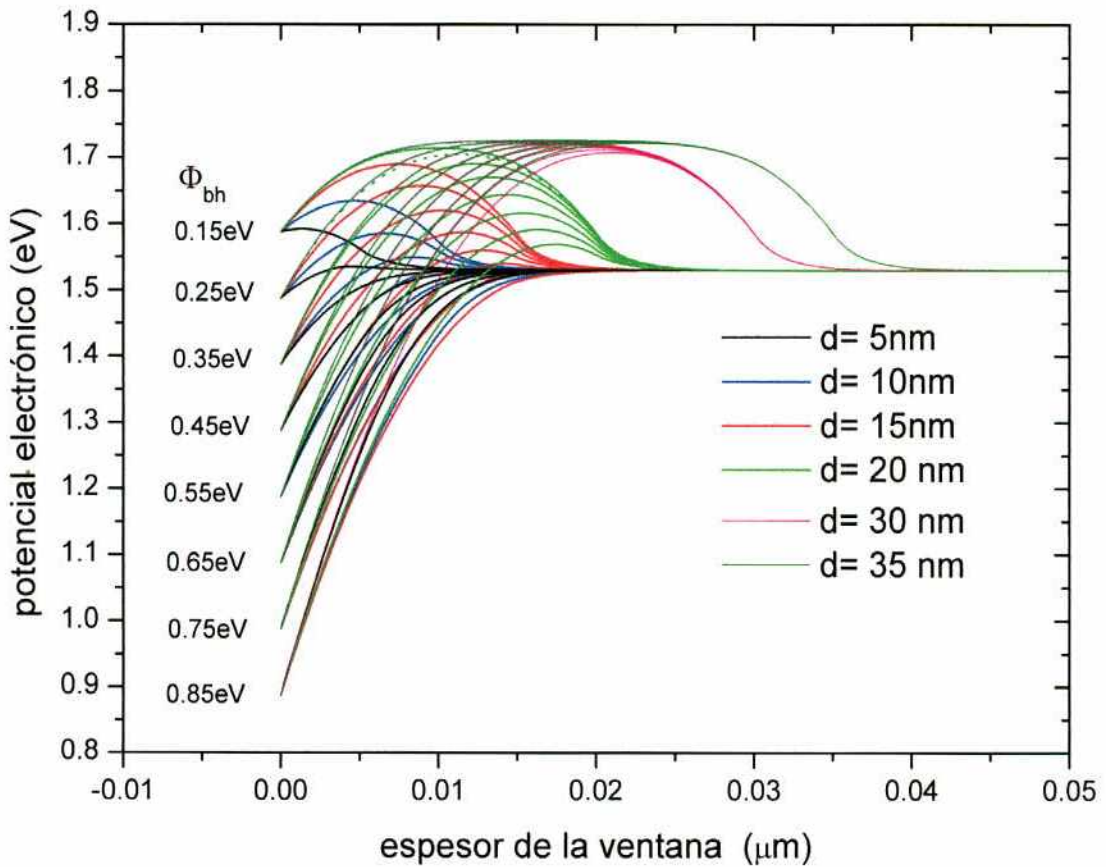
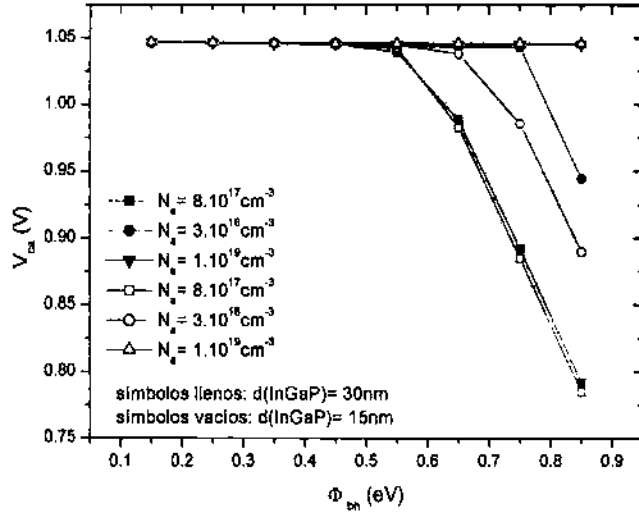


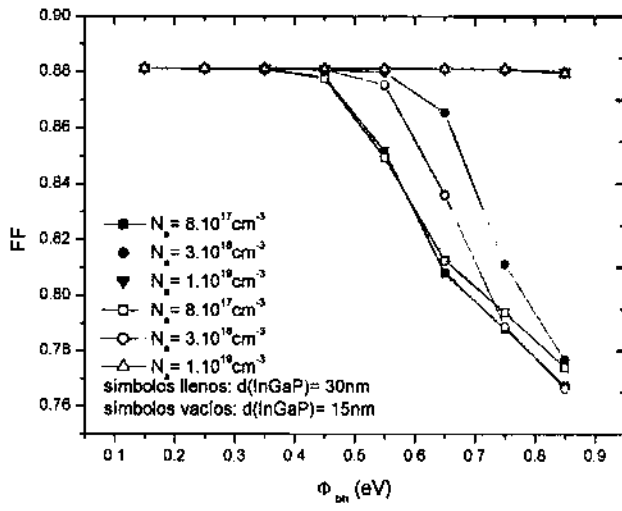
Figura 11: Potencial electrónico vs. profundidad para diferentes espesores de la ventana de InGaP en condiciones de equilibrio.

Para la densidad de aceptores presente en la capa de InGaP en la celda solar estudiada ( $N_A = 3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) se puede ver que para  $\Phi_{bh} \geq 0,7 \text{ eV}$  (ver Figura 12) la baja eficiencia predicha por las simulaciones (por debajo del 22 %) impide realizar un buen ajuste de las curvas  $I-V$  experimentales. Una curvatura de bandas que posicione el nivel de Fermi en el centro del *band gap* (*mid-gap*) correspondería a un valor de  $\Phi_{bh} \sim 0,925 \text{ eV}$  que excede al valor de  $0,7 \text{ eV}$ . Por lo tanto se puede concluir que por lo menos para la ventana de InGaP el efecto de la fijación del anclaje del nivel de Fermi en la superficie frontal debe ser menos severo que el mencionado para la ventana de AlGaAs estudiada en la literatura [38], es decir, el nivel de Fermi debe quedar fijado a un nivel de energía que esta por debajo del *mid-gap* y que corresponde a una curvatura de bandas menor [1]. La presencia de otros mecanismos de corriente como “*tunneling multistep*” o a través de trampas es poco probable porque el dopaje introduce niveles de energía a una distancia muy baja de la banda de valencia que resultaría en una re-emisión del hueco a la banda de valencia.

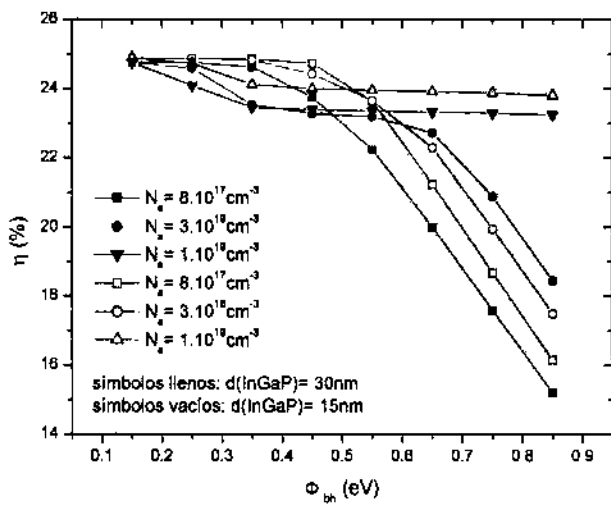
Los resultados sin incluir *tunnelling* y asumiendo bandas planas indicaron que el espesor óptimo de la capa InGaP para producir la eficiencia máxima era de unos 15 nm. Es interesante destacar que cuando se incluye la física de *tunnelling* el código D-AMPS también predice un espesor óptimo de la capa de InGaP por debajo del valor publicado en la literatura de 30nm. A diferencia del caso sin *tunnelling* el espesor óptimo se vuelve ligeramente dependiente del valor adoptado para  $\Phi_{bh}$  [1].



(a)



(b)



(c)

Figura 12: (a)  $V_{ca}$ , (b) FF y (c)  $\eta$  vs.  $\Phi_{bh}$  para diferentes niveles de dopaje de la ventana de InGaP, con y sin tunneling.

### 4.2.3 Algunas consideraciones sobre “reciclado de fotones”

El fenómeno conocido como reciclado de fotones (*photon recycling, PR*) se refiere a los fotones con una energía cercana a  $E_g$  que generan pares electrón-hueco que luego se recombinan radiativamente emitiendo fotones que son subsecuentemente reabsorbidos. Este tema fue estudiado para dispositivos optoelectrónicos basados en materiales de *gap* directo [40-44].

Aunque bastantes trabajos discuten y formulan ecuaciones para PR, sólo unos pocos le dan importancia al impacto de PR sobre la curva característica de la celda solar [40, 41]. En particular en el trabajo de Durbin y Gray [40] se estudia la estructura AlGaAs/GaAs/AlGaAs, la que desde el punto de vista óptico es similar al problema discutido en este trabajo. Esto se debe a que, aunque la capa de mayor  $E_g$  en nuestro caso es InGaP y en el trabajo de Durbin y Gray es AlGaAs, la reflectividad de las interfaces GaAs/InGaP y GaAs/AlGaAs son similares.

En la mencionada referencia se concluye que el efecto de PR es relevante sólo cuando el diseño de la celda solar incluye un esquema de atrapamiento de luz en la capa de GaAs y, además, cuando la luz proviene de una fuente concentrada (500 soles en este caso). Ante condiciones de irradiancia AM0 y cuando se incluye el sustrato en la estructura de la celda, las curvas  $I-V$  calculadas en condiciones AM0 con y sin PR se superponen [40]. Como el sustrato es grueso, absorbe la mayoría de la luz transmitida a través de la estructura GaAs/AlGaAs no contribuyendo al confinamiento de luz.

En el trabajo de Letay et al. [41], donde la estructura de GaAs es similar a la discutida en este trabajo, puede verse que las diferencias máximas en la eficiencia cuántica externa cuando se considera PR son del orden del 2%, probablemente del orden del error experimental. De hecho los mismos autores reconocen que la contribución de PR a la fotocorriente generada es muy pequeña [45]. Este resultado es consistente con el de Durbin [40] donde, luego de incluir PR, no se observan cambios en la  $J_{cc}$ . Con respecto a la  $V_{ca}$ , en las simulaciones de Letay et al. al comparar los resultados con y sin considerar PR se encontraron diferencias del 1%. En el artículo de Reuter et al. [42] se concluye que, para un espectro de iluminación AM1,5, la eficiencia de la celda es influenciada por el PR sólo si la luz se concentra. Por otra parte, tal como se menciona en [41], la recombinación radiativa del InGaP en la ventana y en el BSF es un orden de magnitud más pequeña que en el GaAs del emisor y la base. Entonces, la contribución a la fotocorriente de los fotones emitidos provenientes de estas capas puede ser despreciada. Todos los resultados mencionados anteriormente justifican que en las simulaciones realizadas con D-AMPS no se considere la contribución de PR.

### 4.3 CELDAS $n-p$ DE GaAs E InGaP

Una vez estudiada con simulaciones numéricas la celda  $p-n$  típica de GaAs que además fue caracterizada experimentalmente por el grupo de Bett et al. [12] y habiendo ajustado algunas de sus curvas características, el paso siguiente es utilizar el conocimiento adquirido para analizar el comportamiento de las sub-celdas de la estructura triple InGaP/GaAs/Ge ATJ (*Advance Triple Junction*) por separado. La sección 4.2, correspondiente a la juntura  $p-n$  de GaAs, contiene un estudio detallado de la juntura III-V más estudiada para conversión fotovoltaica espacial o terrestre bajo concentración de luz. En esta sección se discuten los resultados obtenidos al realizar simulaciones numéricas de junturas  $n-p$  de GaAs y de InGaP, aunque con menos profundidad que en la sección anterior. El objetivo de este estudio es desembocar en un análisis global de la estructura triple a partir del análisis de las sub-celdas.

#### 4.3.1 Celda de GaAs $n-p$

En el caso de la subcelda de GaAs, se simuló una celda  $n-p$  según los datos encontrados en el trabajo de Letay et al. [41]. La estructura de la celda se presenta en la Figura 13. Se consideró que la superficie frontal está no pasivada y sin recubrimiento AR. Los parámetros utilizados en la simulación se muestran en la Tabla IV.

Las movilidades de portadores para el GaAs y el InGaP fueron extraídas de los trabajos de Ghannam et al. [24], Ikeda y Kaneko [46] y Shitara y Eberl [47]. Los *offsets* se adoptaron asumiendo bandas centradas (*offsets* de valores idénticos en las bandas de conducción y de valencia) y se verificó la baja dependencia de las curvas características a sus valores como se verificó para en la juntura  $p-n$  de GaAs realizando simulaciones a tal fin.

ventana	InGaP
emisor	GaAs
intrínseco	GaAs
base	GaAs
BSF	InGaP
buffer	GaAs
sustrato	GaAs

Figura 13: Estructura de la celda solar de GaAs n-p simulada.

	ventana	emisor	intrínseco	base	BSF	buffer	sustrato
material	InGaP	GaAs	GaAs	GaAs	InGaP	GaAs	GaAs
$E_g$ (eV)	1,88	1,424	1,424	1,424	1,88	1,424	1,424
espesor (nm)	30	100	5	3495	50	275	300000
$N_A$ (cm <sup>-3</sup> )	0	0	0	$1 \times 10^{17}$	$2 \times 10^{18}$	$2 \times 10^{18}$	$2 \times 10^{18}$
$N_D$ (cm <sup>-3</sup> )	$3,5 \times 10^{18}$	$2 \times 10^{18}$	$1 \times 10^{15}$	0	0	0	0
coeficiente de recombinación radiativa (cm <sup>3</sup> s <sup>-1</sup> )	$1 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$	$1 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$
movilidad de e <sup>-</sup> (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> )	400	2051	2051	2051	400	2051	2051
movilidad de h <sup>+</sup> (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> )	40	95	95	95	80	95	95
densidad de defectos (cm <sup>-3</sup> )	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{14}$	$2,3 \times 10^{15}$	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$

Tabla IV: Parámetros típicos utilizados en las simulaciones de la celda de GaAs n-p.

Del mismo modo que para la homojuntura de GaAs  $p-n$ , para la concentración de defectos se tuvo en cuenta que en los materiales de  $gap$  directo predomina la recombinación directa, la concentración mínima de defectos de un material [33], y también que la corriente y el voltaje estén de acuerdo con los valores presentados en [41].

Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla V, donde puede observarse que el ajuste de los valores simulados con los experimentales es muy bueno para la tensión de circuito abierto ( $V_{ca}$ ) y para la densidad de corriente de cortocircuito ( $J_{cc}$ ). La diferencia que se observa en el caso del factor de forma ( $FF$ ), y por lo tanto para la eficiencia de conversión ( $\eta$ ), resulta, como en la juntura  $p-n$  de GaAs, del hecho que en las simulaciones no se consideraron las pérdidas resistivas.

	$V_{ca}$ (mV)	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF (%)	$\eta$ (%)
parámetros simulados	996	19,34	0,860	16,6
parámetros experimentales [41]	991	19,3	0,815	15,6

*Tabla V: Comparación entre los resultados simulados y experimentales para una celda homojuntura de GaAs  $n-p$  (AM1,5).*

En la Figura 14 puede observarse la eficiencia cuántica externa que presenta un escalón justo en el valor de longitud de onda coincidente con el  $gap$  del InGaP ( $\lambda = 1,24/1,88\text{eV} \sim 0,66\mu\text{m}$ ). Este hecho es consistente con la absorción óptica producida en la ventana de InGaP utilizada para pasivar la cara frontal de la celda. El escalón más pronunciado corresponde al  $gap$  del GaAs donde se vuelve transparente a los fotones de menor energía que  $E_g$ .

La reflectividad total de la celda obtenida con D-AMPS y con el código OPTICAL [48] se presentan en la Figura 15. Como puede verse, el acuerdo con la medición experimental dada en [41] es razonablemente bueno. Las pequeñas diferencias que se observan podrían ser atribuidas a diferencias entre los índices de refracción utilizados en las simulaciones y los que realmente corresponden a los materiales depositados en la fabricación del dispositivo.

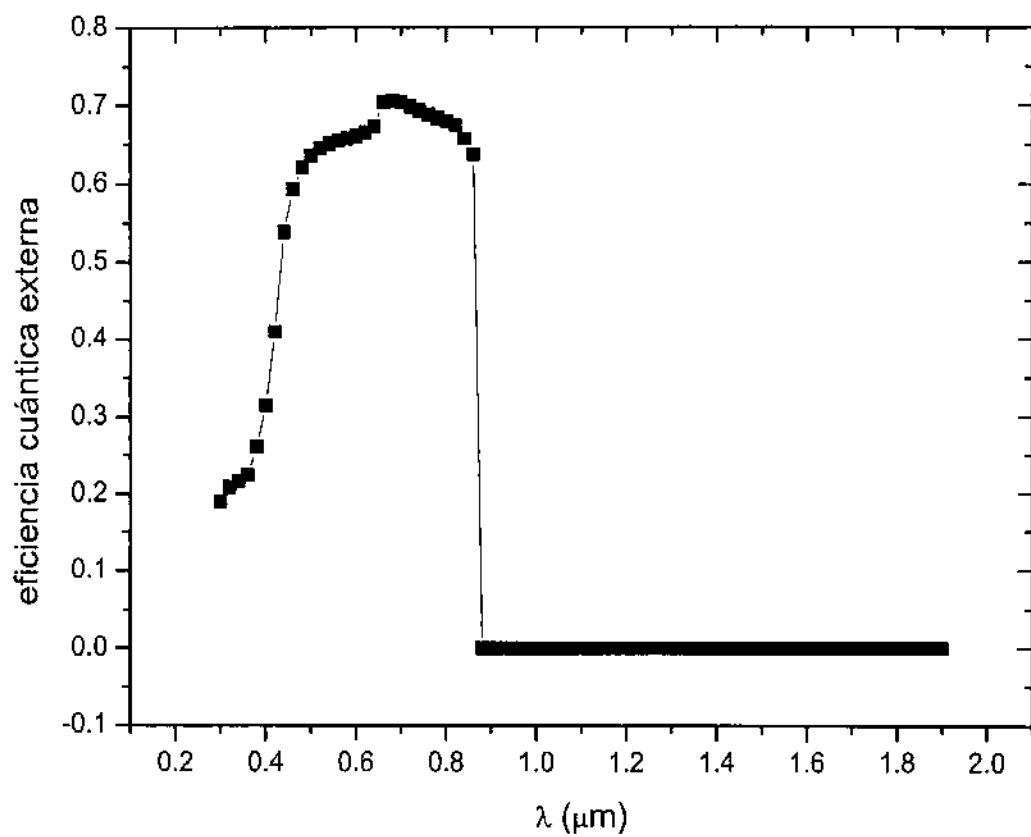


Figura 14: Eficiencia cuántica externa para la celda de GaAs n-p.

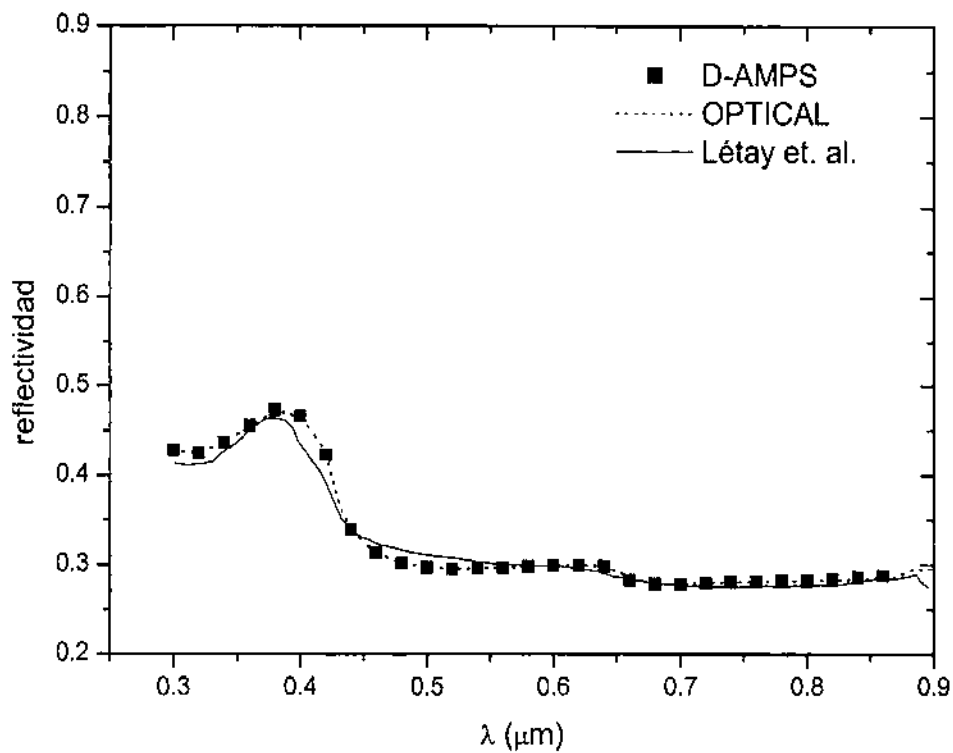


Figura 15: Reflectividad simulada con el código D-AMPS y con el código OPTICAL y reflectividad medida extraída de [41] para la celda de GaAs n-p analizada.



### 4.3.2 Celda de InGaP *n-p*

La estructura de la celda de InGaP *n-p* estudiada y su correspondiente caracterización eléctrica es la publicada en el mismo trabajo de Bett et al. [12] (Figura 16) utilizado para la celda *p-n* de GaAs. En la Tabla VI se muestran los principales parámetros ingresados en nuestras simulaciones. En el caso de la interfaz InGaP-GaAs se consideraron bandas centradas mientras que para la interfaz AlInP/InGaP se utilizaron *offsets* los mencionados en la referencia [20].

Del mismo modo que en las celdas simuladas anteriormente, para la concentración de defectos se tuvo en cuenta que en los materiales de *gap* directo predomina la recombinación directa, la concentración mínima de defectos de un material [33], y también que la corriente y el voltaje estén de acuerdo con los valores presentados en [12].

capa AR; MgF <sub>2</sub> -TiO <sub>2</sub>	
ventana	AlInP
emisor	InGaP
intrínseco	InGaP
base	InGaP
<i>BSF</i>	InGaP
<i>buffer</i>	GaAs
sustrato	GaAs

Figura 16: Espesores óptimos de MgF<sub>2</sub> y TiO<sub>2</sub> calculados para diferentes espesores de la capa de AlInP usando los espectros solares: a) AMO, b) AM1,5.

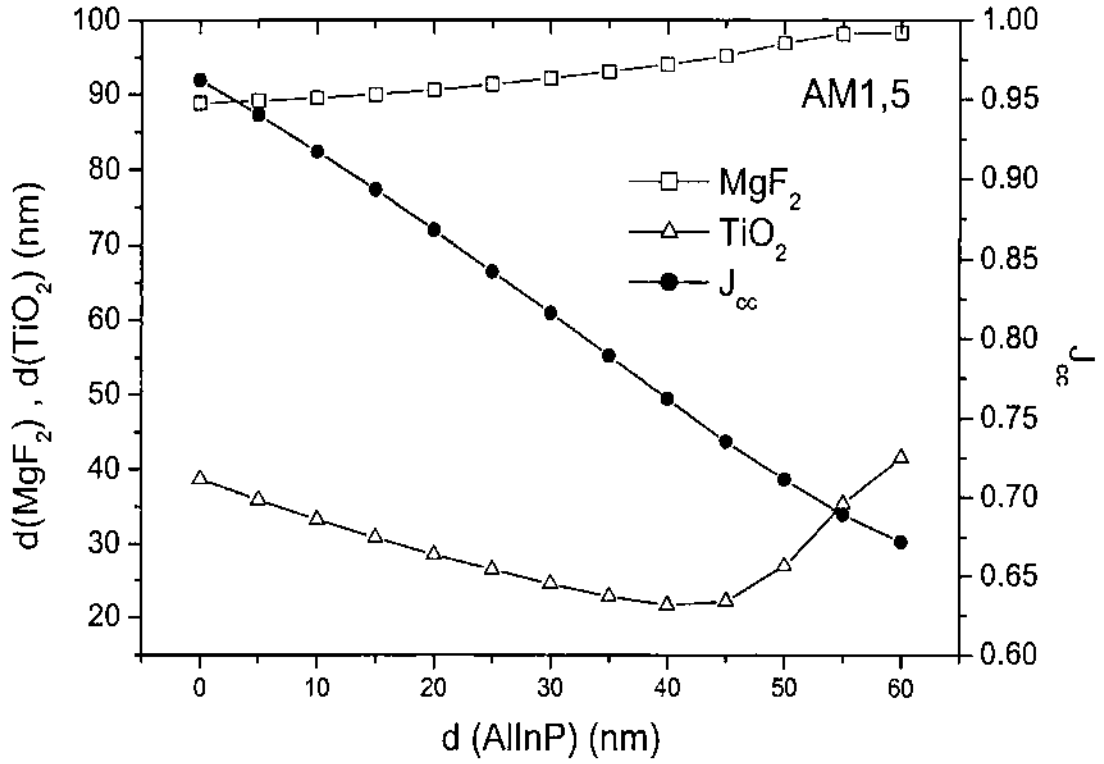
	ventana	emisor	intrínseco	base	<i>BSF</i>	<i>buffer</i>	sustrato
material	AlInP	InGaP	InGaP	InGaP	InGaP	GaAs	GaAs
$E_g$ (eV)	2,545	1,88	1,88	1,88	1,88	1,424	1,424
espesor (nm)	30	50	500	1300	300	200	350000
$N_A$ (cm <sup>-3</sup> )	0	0	0	$3 \times 10^{17}$	$3,5 \times 10^{18}$	$2 \times 10^{19}$	$6 \times 10^{18}$
$N_D$ (cm <sup>-3</sup> )	$1 \times 10^{18}$	$5 \times 10^{18}$	$1 \times 10^{15}$	0	0	0	0
coeficiente de recombinación radiativa (cm <sup>3</sup> s <sup>-1</sup> )	$1 \times 10^{-10}$	$1 \times 10^{-10}$	$1 \times 10^{-10}$	$1 \times 10^{-10}$	$1 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$	$7,2 \times 10^{-10}$
movilidad de e <sup>-</sup> (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> )	832	400	2000	969	654	2051	2051
movilidad de h <sup>+</sup> (cm <sup>2</sup> V <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> )	40	80	40	34	34	95	95
densidad de defectos (cm <sup>-3</sup> )	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$	$1 \times 10^{16}$

Tabla VI: Parámetros típicos usados en las simulaciones de la celda de InGaP.

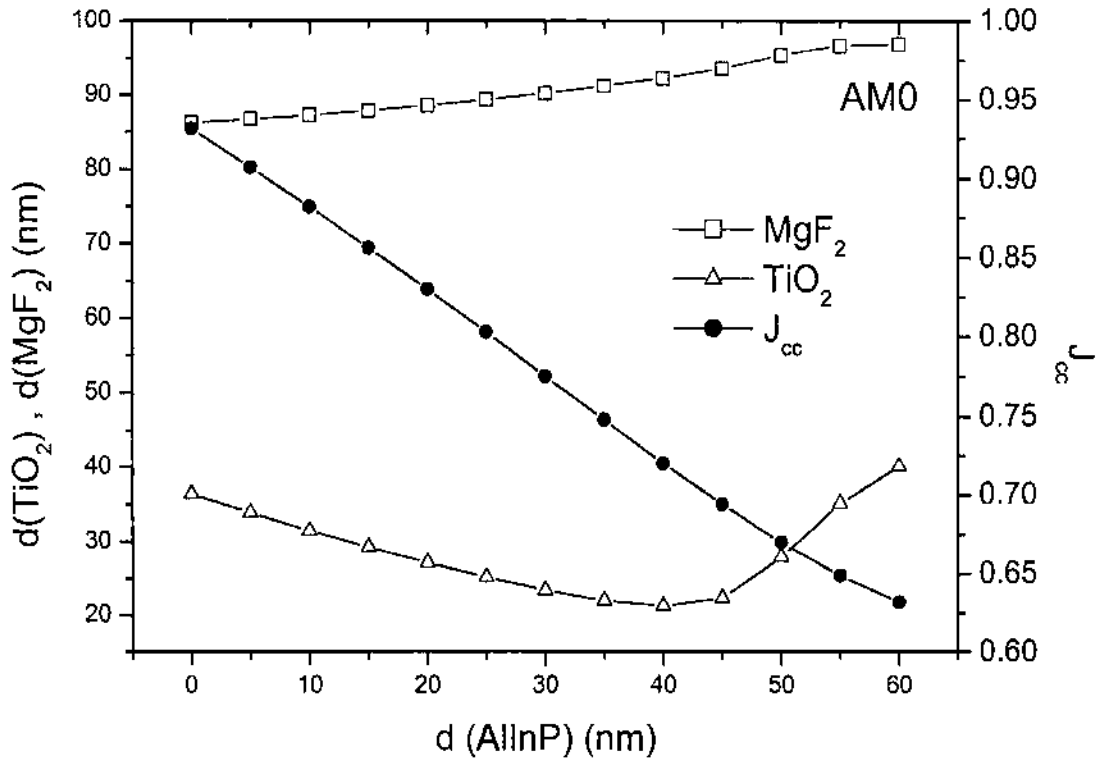
Se optimizaron los espesores de la capa AR siguiendo una técnica similar a la descrita en la celda *p-n* de GaAs, dado que en este caso tampoco se consignaron en [12] los valores de los espesores de las capas AR. Los cálculos correspondientes a los espectros AM0 y AM1,5 se presentan en la Figura 17. Los índices de refracción fueron extraídos de las referencias mencionadas para la celda de GaAs *p-n*. El índice ( $n$ ,  $k$ ) del AlInP fue extraído de la ref. [49]. Al igual que en las otras optimizaciones numéricas de los espesores de la capa AR, los valores óptimos obtenidos para los espesores fueron luego verificados al efectuar la combinación con el modelo eléctrico utilizado en D-AMPS-1D.

Los parámetros eléctricos resultantes correspondientes a la superficie pasivada, es decir con baja velocidad de recombinación superficial ( $S=200$  cm/s) y a los espesores optimizados de la capa AR se muestran en la Tabla VII. Dichos espesores corresponden al espectro AM0, dado que la celda de la ref. [12] es para aplicaciones espaciales. Para poder realizar una comparación con los datos experimentales del trabajo citado se tuvo que considerar iluminación AM1,5, ya que este espectro fue el utilizado para las mediciones.

Se aplican en este caso los mismos comentarios realizados respecto a los resultados del caso de la homojuntura de GaAs *n-p*.



(a)



(b)

Figura 17: Espesores óptimos de MgF<sub>2</sub> y TiO<sub>2</sub> calculados para diferentes espesores de la capa pasivante de AlInP utilizando los espectros AM1,5 (a) y AM0 (b).

	$V_{ca}$ (mV)	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	$FF$ (%)	$\eta$ (%)
parámetros simulados	1324	13,8	0,850	15,5
parámetros experimentales (Bett et al., 1999)	1324	13,9	0,799	14,7

Tabla VII: Comparación entre los resultados simulados y experimentales para una celda homojuntura de InGaP (espectro AM1,5).

En la Figura 18 puede observarse que la eficiencia cuántica externa obtenida presenta un corte para el valor del *gap* del InGaP y su forma es consistente con la curva medida y presentada por Bett et al. [12].

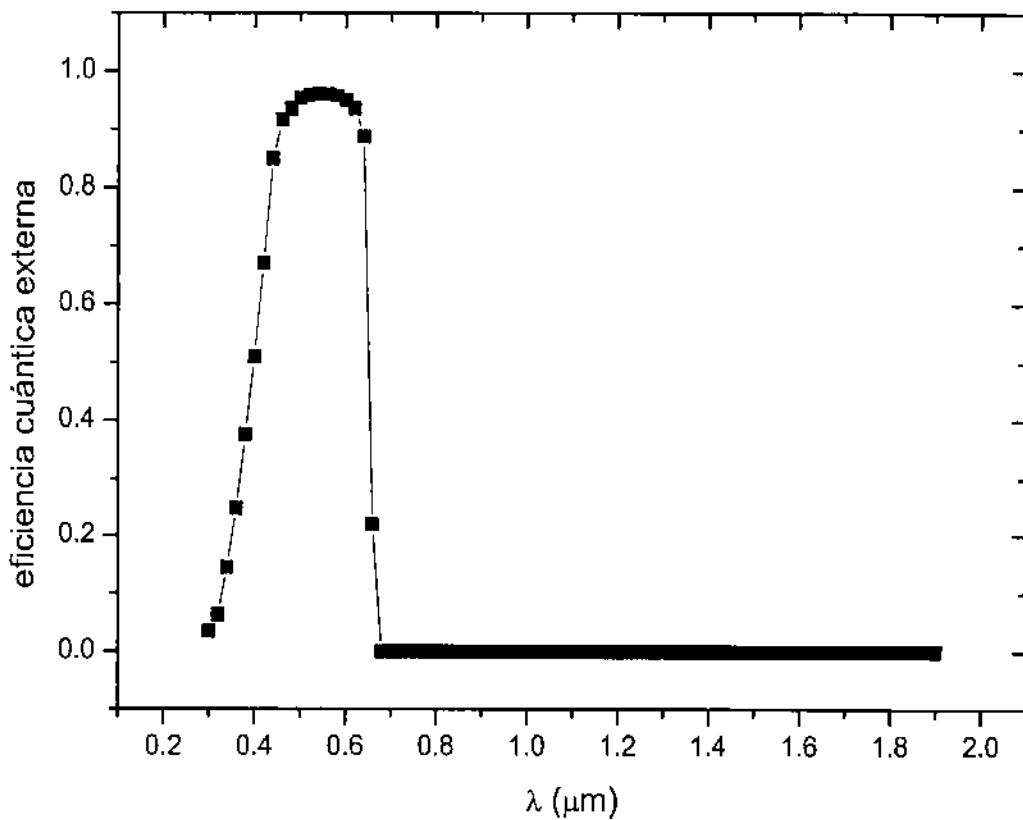


Figura 18: Eficiencia cuántica externa para la celda de InGaP.

### 4.3.3 Celda de Ge

En el caso de la celda de Ge, se consideró una juntura difundida, con perfil de dopaje gaussiano, construida según datos de las referencias [50-56] mientras que las movilidades fueron extraídas de Sze [57].

Dada la amplia variedad de situaciones encontradas, en particular en lo referido a la pasivación de la cara frontal, y dada la aplicación que se hará posteriormente de esta simulación, se optó por pasivar dicha cara frontal directamente en el D-AMPS, no consignándose en este caso una comparación directa con valores experimentales. En las Tablas VIII y IX se presentan la estructura utilizada y los parámetros eléctricos obtenidos.

	material	espesor nominal	dopaje (cm <sup>-3</sup> )
emisor	Ge	260 nm	N <sub>D</sub> = 1x10 <sup>19</sup> en la superficie, luego perfil gaussiano
base	Ge	140 μm	N <sub>A</sub> =4x10 <sup>17</sup>

*Tabla VIII: Estructura de la celda de Ge simulada.*

	V <sub>ca</sub> (mV)	J <sub>cc</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	η (%)
parámetros simulados	267	33,61	0,701	6,3

*Tabla IX: Parámetros simulados para una celda de Ge (AM1,5).*

### 4.4 CELDA DE TRIPLE JUNTURA InGaP/GaAs/Ge

La celda de triple juntura InGaP/GaAs/Ge resulta de la interconexión en serie de las tres homojunturas de InGaP, de GaAs y de Ge. El cálculo de la curva *I-V* del dispositivo completo a partir de códigos numéricos presenta una gran complejidad. El código D-AMPS que se utilizó en esta Tesis para evaluar las curvas características de las homojunturas, así como otros códigos de simulación de dispositivos, no tienen incorporada la física necesaria para poder evaluar rigurosamente las curvas características de estructuras múltiples III-V. En el caso particular del código D-AMPS el mismo no incorpora aún el mecanismo de transporte eléctrico apropiado para describir los diodos túnel que interconectan las homojunturas de la estructura triple. D-AMPS fue diseñado para modelar multijunturas de películas delgadas de semiconductores amorfos donde el mecanismo de transporte en la interconexión de las

subceldas es por *tunneling*, recombinación y movilidades dependientes con el campo eléctrico. La instrumentación de una física apropiada para el transporte de carga a través de las junturas túnel en celdas III-V está fuera del alcance de la presente Tesis y será objeto de futuros trabajos.

Debido a lo expuesto, para tener una idea aproximada sobre la característica  $I$ - $V$  de la triple juntura InGaP/GaAs/Ge, se puede efectuar la suma a corriente constante de las curvas  $I$ - $V$  obtenidas para cada subcelda, suponiendo una interconexión en serie ideal entre las homojunturas y despreciando la absorción en los materiales de las uniones túnel.

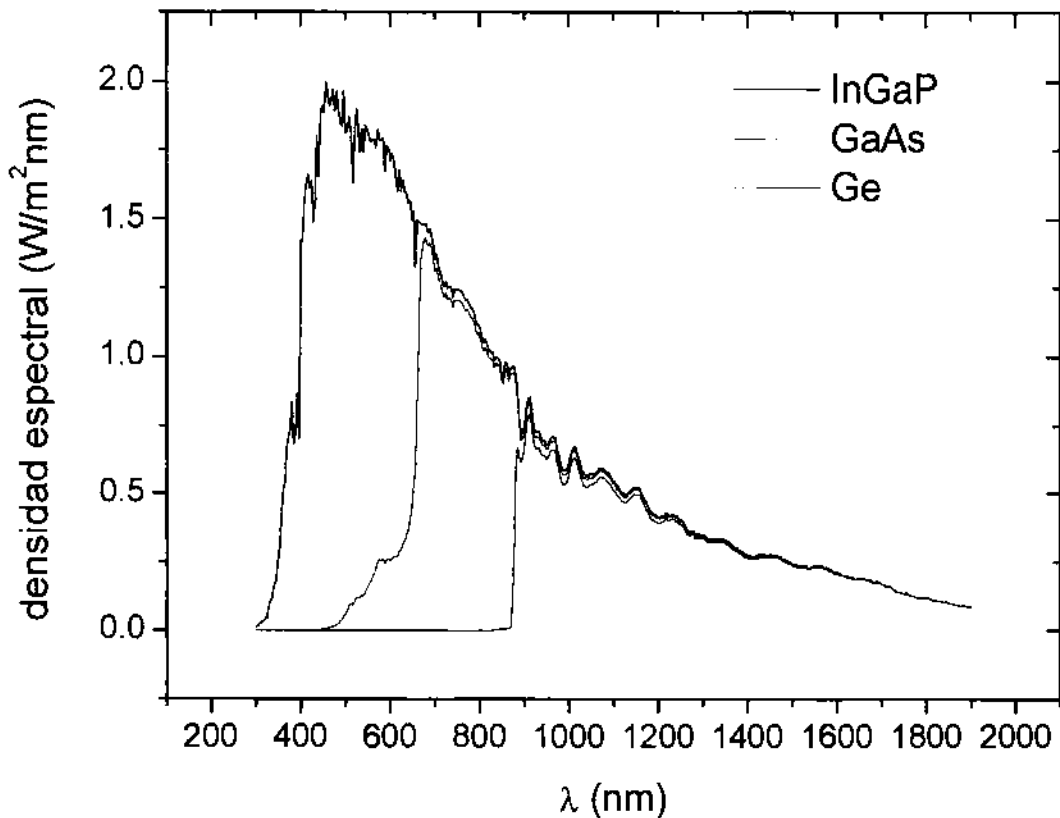
Dado que dichas celdas de triple juntura son comerciales, no se disponen de los datos de los parámetros de la celda y es por ello que se utilizaron como punto de partida las simulaciones de las homojunturas detalladas en la sección anterior, particularmente en lo que se refiere a la estructura de cada subcelda y a dopajes.

Normalmente la estructura triple InGaP/GaAs/Ge se diseña de forma tal que la corriente resulte limitada por la subcelda de InGaP al comienzo de su operación, es decir en condiciones BOL (*Beginning Of Life*). Por tal motivo se ajustó la corriente de la subcelda de InGaP de modo que se aproxime al valor típico de la  $J_{cc}$  de la celda Emcore ATJ [58]. La corriente de la subcelda de GaAs debería ser un 10% más alta que la corriente de la celda *top* de InGaP también en condiciones BOL. Sin embargo para la subcelda de GaAs se logró apenas un valor un poco más alto que el de la celda *top* para la densidad de defectos que permite ajustar razonablemente la vida media de portadores minoritarios observando que la recombinación directa es el principal mecanismo de recombinación de portadores en materiales de *gap* directo, pero considerando además una densidad de defectos mínima en el material [33]. Esta dificultad de aumentar la corriente fotogenerada puede deberse a que el material de la subcelda *middle* de la celda triple es en realidad  $\text{Ga}_{0,99}\text{In}_{0,01}\text{As}$ , material que presenta una mayor absorción que el GaAs y por lo tanto provee una mayor corriente fotogenerada. Otra posibilidad es que se le haya asignado a alguna de las capas de la celda un espesor que sea distinto al de la celda real. Por otra parte, una posterior revisión de los datos de movilidad de portadores para los materiales III-V que conforman las subceldas presentes en la literatura [59], en particular la de GaAs, muestra una considerable dispersión de valores. Por lo tanto, la dificultad de aumentar la corriente de la subcelda de GaAs podría también ser debida a la subestimación de los valores de movilidad utilizados en las simulaciones.

Se calculó también el flujo de fotones que realmente llega a cada subcelda mediante el código Optical [48] de modo de incluir la interferencia óptica que tiene lugar en el dispositivo

en su conjunto. Para ello se construyó una estructura de capas que representa en forma aproximada a una celda ATJ Emcore, tal como será descrito más adelante.

El espectro incidente sobre cada subcelda se obtuvo entonces multiplicando el espectro AM0 por un factor (menor a uno) que tiene en cuenta la fracción del flujo de fotones absorbido en las subceldas ubicadas entre la fuente luminosa y la subcelda en consideración ya que producen un efecto de sombra sobre la misma [60]. Los resultados se muestran en la Figura 19.



*Figura 19: Espectro que llega a cada subcelda al medir el espectro AM0 sobre una triple junta InGaP/GaAs/Ge.*

Posteriormente, se simuló cada homojuntura en forma independiente utilizando el espectro incidente filtrado y también corregido por la reflectividad que tiene lugar en la interfaz aire/subcelda. En dichas simulaciones se utilizó la estructura de cada subcelda dada en la Figura 23, mientras que las concentraciones de dopantes y parámetros electro-ópticos fueron los utilizados en la simulación de las homojunturas *n-p*.

En la Figura 20 se muestra como ejemplo la eficiencia cuántica externa (EQE) y la reflectividad de la subcelda de InGaP. Para realizar la simulación se debió considerar un número apropiado de longitudes de onda de modo tal de reproducir la interferencia óptica

propia de una celda tan delgada ( $\sim 0,5 \mu\text{m}$ ). Se puede observar en dicha Figura la correspondiente correlación entre la EQE y la reflectividad.

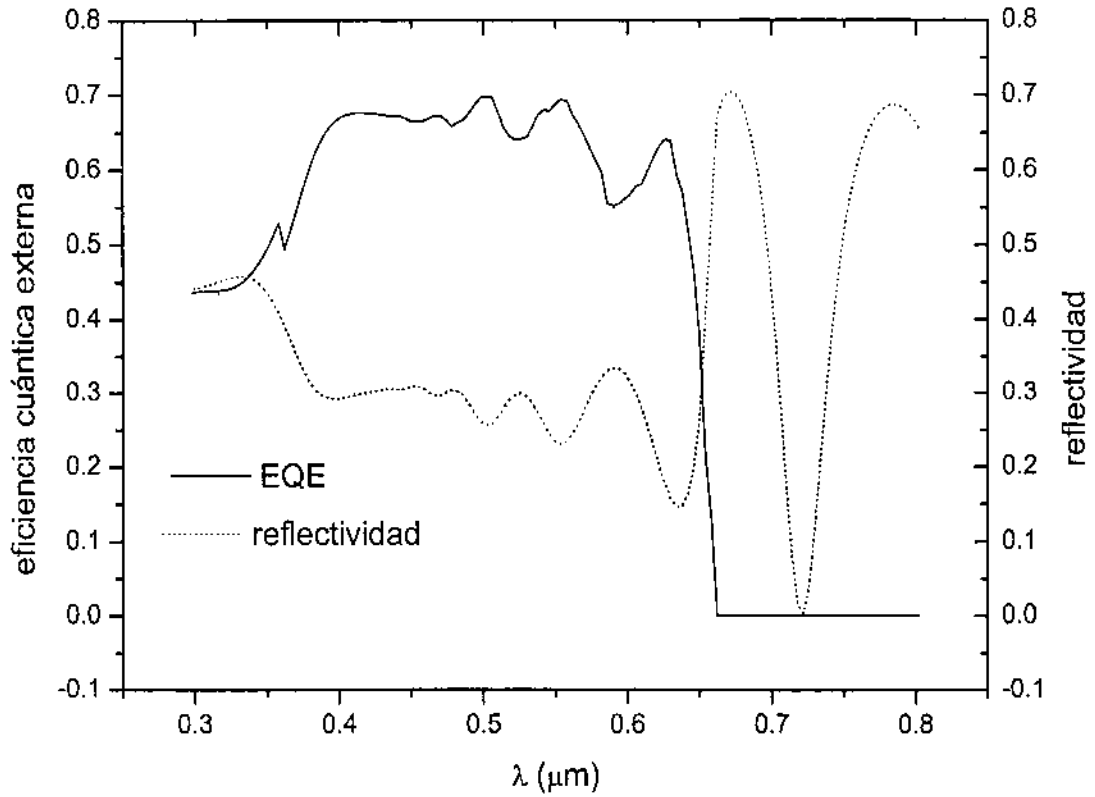


Figura 20: Eficiencia cuántica externa y reflectividad espectral para la subcelda de InGaP.

Los parámetros eléctricos resultantes de las simulaciones se muestran en la Tabla X para cada subcelda.

subcelda	$V_{ca}$ (V)	$J_{cc}$ ( $\text{mA}/\text{cm}^2$ )	FF	$\eta$ (%)
InGaP	1,40	17,19	0,853	15,05
GaAs	1,02	17,22	0,874	11,20
Ge	0,26	29,09	0,700	3,92

Tabla X: Parámetros eléctricos simulados para las subceldas de InGaP, GaAs y Ge iluminadas con el espectro filtrado.

Las curvas  $I$ - $V$  de cada subcelda fueron sumadas utilizando el código SIMPAN, desarrollado en el GES inicialmente para realizar la interconexión de celdas en la simulación de paneles solares [61]. Dicho código permite introducir la corrección por resistencia serie ( $R_s$ ). Con  $R_s = 0,135 \Omega$  se logra un relativamente buen ajuste con los datos provistos por



Emcore Photovoltaics para las celdas ATJ (Tabla XI) [60]. Las diferencias observadas entre los valores de Emcore y los obtenidos mediante la simulación numérica se reducen a un mínimo si se consideran las celdas Emcore BTJ, una nueva generación de celdas de triple juntura de reciente salida al mercado [62]. La celdas BTJ representan una mejora sobre las ATJ, aunque se mantiene la estructura básica. En la Figura 21 se muestran las curvas J-V simuladas para cada homojuntura y para la interconexión en serie [60].

	$V_{ca}$ (V)	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF	$\eta$ (%)
ATJ Emcore	2,60	17,10	0,840	27,5
simulación sin $R_s$	2,69	17,21	0,862	29,2
simulación con $R_s=0,135 \Omega$	2,69	17,21	0,840	28,4
BTJ Emcore	2,70	17,10	0,840	28,5

Tabla XI: Comparación de los parámetros eléctricos de celdas ATJ y BTJ promedio y la simulación de la interconexión de las tres subceldas simuladas con D-AMPS con y sin resistencia serie (espectro AM0).

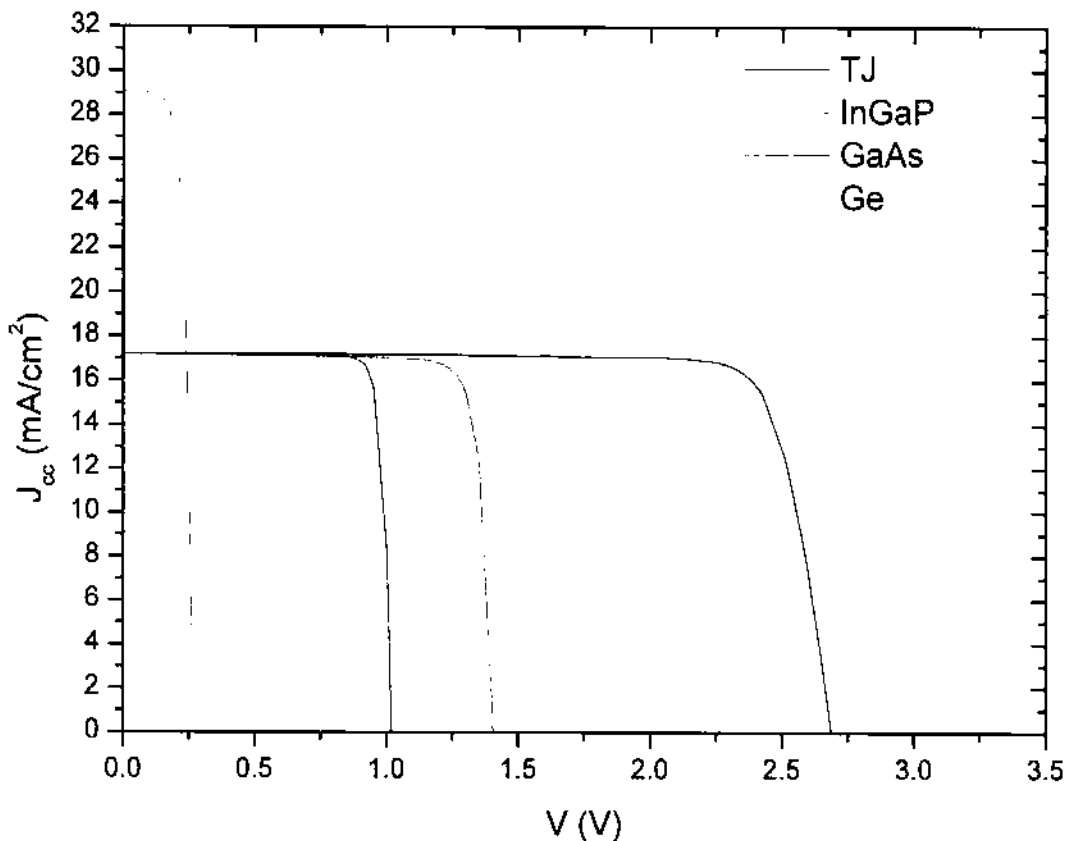


Figura 21: Curvas I-V simuladas para cada subcelda y para la interconexión virtual en serie.

Cabe aclarar que los espesores de las subceldas fueron estimados a través del ajuste de la reflectividad medida (Figura 22) de la celda Emcore, con el método descrito en el Capítulo 1, y comparando los resultados con los parámetros eléctricos presentados en Emcore Photovoltaics [58]. Los valores obtenidos son de aproximadamente  $0,51\ \mu\text{m}$  para la celda *top*, y  $3\ \mu\text{m}$  para la celda *middle*. Los  $140\ \mu\text{m}$  para la celda *bottom* se corresponden con el espesor de las celdas ATJ Emcore, básicamente dado por el sustrato de Ge (Figura 23). Los detalles de la determinación de la estructura aproximada de la celda ATJ Emcore se encuentran en la ref. [63].

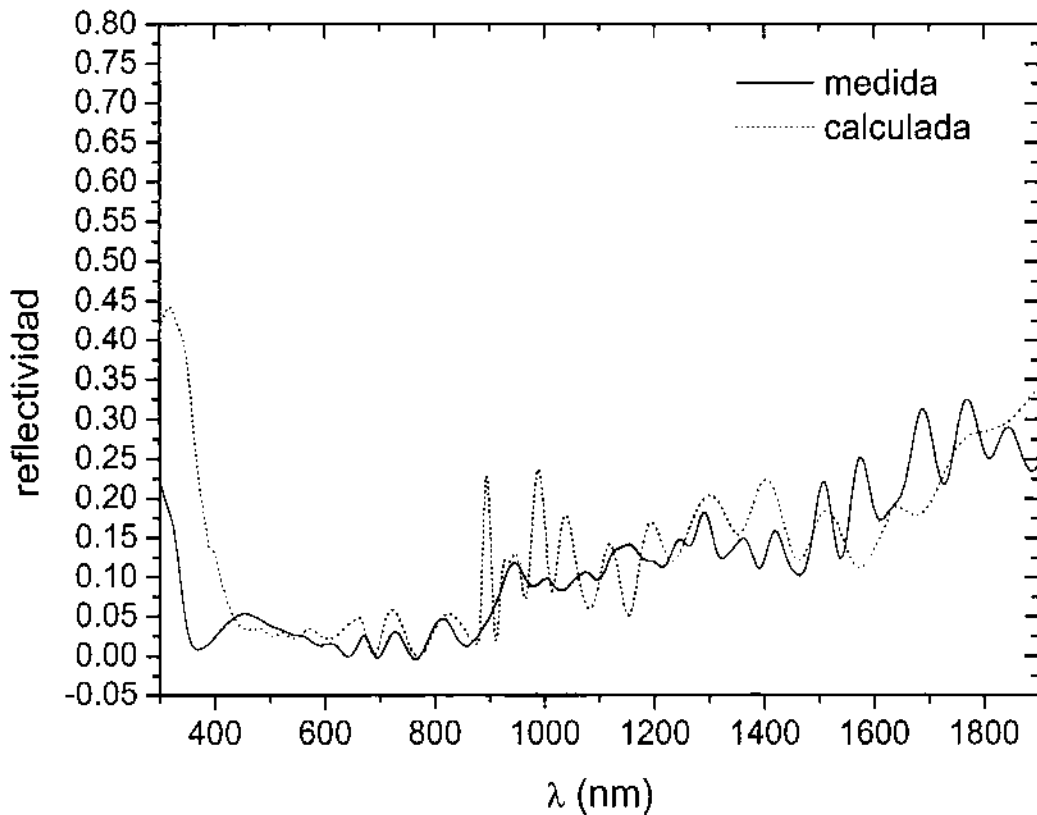


Figura 22: Reflectividad de una celda ATJ Emcore medida y corregida de acuerdo a la reflectividad calculada del contacto frontal [63].

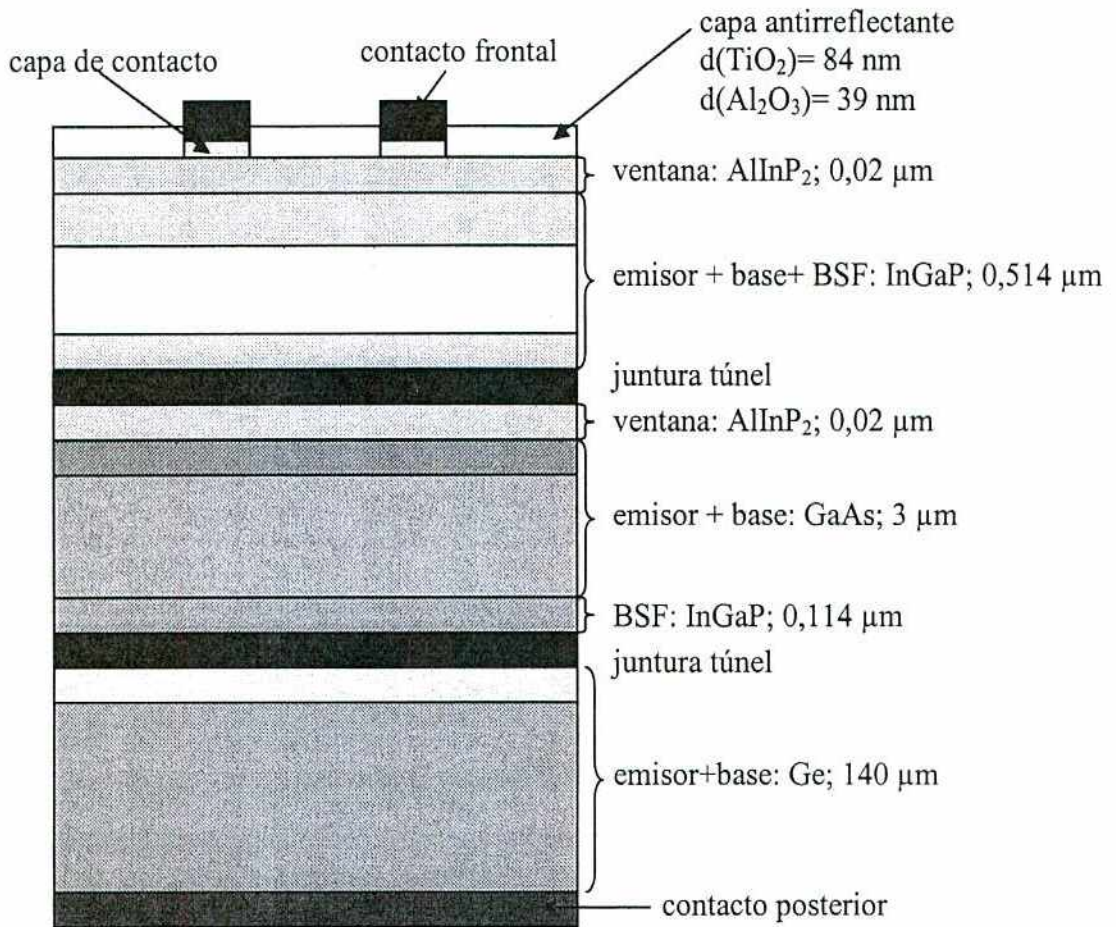


Figura 23: Estructura de la celda ATJ Emcore.

Es importante destacar que estos resultados deben considerarse como preliminares. Dado que no se conoce la estructura real de la celda Emcore, en el futuro se espera simular dispositivos con características conocidas para poder refinar los resultados de estas simulaciones.

#### 4.5 CONCLUSIONES

Se realizaron simulaciones numéricas con el objeto de adquirir conocimientos básicos acerca de los dispositivos fotovoltaicos elaborados con materiales III-V. Primeramente se realizó un estudio sobre los efectos de la pasivación de la ventana de InGaP sobre la celda solar de GaAs *p-n*. A tal efecto se trabajó haciendo una búsqueda bibliográfica de los parámetros característicos de los materiales III-V que forman parte de la celda solar, como la

movilidad de los portadores, índices de refracción ( $n$ ,  $k$ ) espectrales, parámetros relativos a la recombinación, alineamiento de bandas, etc..

Se optimizaron los espesores de la capa antirreflectante (AR) utilizando un tratamiento puramente óptico con un código desarrollado en el Grupo Energía Solar. Los valores obtenidos para los espesores fueron verificados a posteriori al efectuar la combinación con el modelo eléctrico utilizado en D-AMPS-1D. En las simulaciones numéricas se puso en evidencia el rol pasivante de la capa de InGaP. Se estudiaron dos casos, baja y alta velocidad de recombinación superficial en cara frontal asumiendo bandas planas en los contactos. En este último caso se encontró un espesor óptimo para la ventana por debajo de 30 nm, siendo este último valor el propuesto habitualmente en la literatura.

Posteriormente se consideró la posibilidad de que las bandas no sean planas sino que estén curvadas en la cara frontal debido a la presencia de una alta densidad de defectos en dicha cara. A tal efecto se consideraron distintos valores para la barrera frontal de huecos y también se consideró la presencia del mecanismo de *tunnelling* directo para huecos. Los resultados muestran que la curva  $J-V$  permanece inalterada para barreras de huecos por debajo de un valor de barrera crítico. Para que los resultados sean consistentes con los experimentales, debe considerarse que el anclaje del nivel de Fermi no tiene lugar en el *mid gap* sino a energía más cercana a la banda de valencia. Por otro lado, el espesor óptimo de la capa de InGaP, cuando se considera corriente túnel directa en la superficie, es levemente dependiente de la barrera de huecos.

Se simuló una celda multijuntura InGaP-GaAs-Ge, similar a las provistas por la empresa Emcore Photovoltaics, para la cual se estudiaron homojunturas  $n-p$  basadas en InGaP, GaAs y Ge con estructura y caracterización eléctrica publicadas en la literatura. Los resultados obtenidos se encuentran en buen acuerdo con los valores experimentales presentados en la bibliografía consultada para los tres tipos de dispositivos simulados. Posteriormente se adaptó la estructura de estos dispositivos para corresponderse con la de las subceldas de la celda triple. Por último se mostraron los resultados preliminares que surgen de la interconexión virtual en serie de estas tres subceldas, los que resultaron consistentes con los de la hoja técnica de la celda Emcore y con mediciones de características  $I-V$  realizadas en el Grupo.

Los resultados obtenidos en las distintas actividades encaradas permitieron ampliar el conocimiento en el país acerca de estos dispositivos fotovoltaicos de última generación. Por otra parte, se abren nuevas posibilidades para el diseño, predicción del funcionamiento y optimización de celdas solares multijuntura basadas en materiales III-V. Se espera asimismo

que la herramienta de simulación numérica desarrollada pueda ser probada en el futuro próximo sobre dispositivos experimentales de estructura conocida. Otra posible aplicación de este trabajo será la interpretación y cuantificación del daño introducido en cada subcelda en ensayos de irradiación por partículas cargadas.

## REFERENCIAS

1. J. Plá, M. Barrera, F. Rubinelli, "Influence of the InGaP window layer on the optical and electrical performance of GaAs solar cells", *Semiconductor Science and Technology* **22**, 1122 (2007).
2. F.A. Rubinelli, J.K. Rath, R.E.I. Schropp, "Microcrystalline n-i-p tunnel junction in a-Si:H/a-SiH tandem cells", *Journal of Applied Physics* **89**, 4010 (2001).
3. M. Vukadinovic, F. Smole, M. Topic, R.E.I. Schropp, F.A. Rubinelli, "Transport in tunnelling recombination junctions, a combined computer simulation study", *Journal of Applied Physics* **96**, 7289 (2004).
4. P.J. McElheny, J.K. Arch, H.S. Lin, S.J. Fonash, "Range of validity of the surface-photovoltage diffusion length measurement: a computer simulation", *Journal of Applied Physics* **64**, 1254 (1988).
5. F. Rubinelli, S.J. Fonash, J.K. Arch, "Computer modelling of solar cells structures", *Proceedings of 6<sup>th</sup> International Photovoltaic Science and Engineering Conference*, 811 (1992).
6. E. Klimovsky, A. Sturiale and F.A. Rubinelli, "Characteristic curves of hydrogenated amorphous silicon based solar cells modeled with the defect pool model", *Thin Solid Films* **511**, 4826 (2007).
7. F. Rubinelli, "Direct Tunneling at the Front Contact of Amorphous Silicon p-i-n Devices", *IEEE Transactions on Electron Devices* **39**, 2584 (1992).
8. M. Barrera, J. Plá, F. Rubinelli, "Simulación numérica de celdas solares de GaAs", *Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente* **11**, 04.93 (2007).
9. J. Plá, M. Barrera, F. Rubinelli, J. García, H. Socolovsky, M. Bosi, G. Attolini, C. Pelosi, "Avances en el estudio de celdas solares basadas en materiales III-V", *Avances en energías renovables y medio ambiente* **11**, 04.85 (2007).
10. J. Plá, M. Barrera, F. Rubinelli, "The influence of the InGaP window layer on the optical and electrical performance of GaAs solar cells", *Semiconductor Science and Technology* **22**, 1122 (2007).

11. M. Barrera, J. García, H. Socolovsky, F. Rubinelli, E. Godfrin, J. Plá, "Activities on simulation and characterization of multijunction solar cells for space applications in argentina", Proceedings of the 23<sup>rd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 781 (2008).
12. A.W. Bett, F. Dimroth, G. Stollwerck, O.V. Sulima, "III-V compounds for solar cell applications", Applied Physics A **69**, 119 (1999).
13. M.W. Ribarsky, "Titanium dioxide (TiO<sub>2</sub>) (rutile)", en "Handbook of optical constants of solids", editado por E. Palik, Academic Press, (1985).
14. E. Palik, "Gallium arsenide", en "Handbook of optical constants of solids", editado por E. Palik, Academic Press, (1985).
15. M. Schubert, V. Gottschalch, C.M. Herzinger, H. Yao, P.G. Snyder, J.A. Woollam, "Optical constants of Ga<sub>x</sub>In<sub>1-x</sub>P lattice matched to GaAs", Journal of Applied Physics **77**, 3416 (1995).
16. Disponible en <http://rredc.nrel.gov/solar/spectra/>
17. T.M. Cotter, M.E. Thomas, W.J. Tropsf, "Magnesium fluoride (MgF<sub>2</sub>)", en "Handbook of Optical Constants of Solids II", editado por E. Palik, Academic Press, (1991).
18. D. Clugstone, P. Basore, "PC1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers", Proceedings of the 26<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 207 (1997).
19. J. Plá, M. Tamasi, R. Rizzoli, M. Losurdo, E. Centurioni, C. Summonte, F. Rubinelli, "Optimization of ITO layers for heterojunction a-Si/c-Si solar cell applications", Thin Solid Films **425**, 185 (2003).
20. J.M. Olson, D.J. Friedman, S. Kurtz, "Handbook of photovoltaic science and engineering", Chapter 9, editado por A. Luque y S. Hegedus, John Wiley & Sons, (2003)
21. T.W. Lee, P.A. Houston, R. Kumar, X.F. Yang, G. Hill, M. Hopkinson, P.A. Claxton, "Conduction band discontinuity in InGaP/GaAs measured using both current-voltage and photoemission methods", Applied Physics Letters **60**, 474 (1992).
22. M. Levinstein, S. Rumyantsev, M. Shur, "Handbook series on semiconductor parameters" Vol. 1, World Scientific, (1996).
23. M. Levinstein, S. Rumyantsev, M. Shur, "Handbook series on semiconductor parameters" Vol. 2, World Scientific, (1999).
24. M. Ghannam, J. Poortmans, J. Nijs, R. Mertens, "Theoretical study of the impact of bulk and interface recombination on the performance of GaInP/GaAs/Ge triple junction tandem solar cells", Proceedings of the 3<sup>rd</sup> World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, 666 (2003).

25. W.E. McMahon, S. Kurtz, K. Emery, M.S. Young, "Criteria for the design of GaInP/GaAs/Ge triple-junction cells to optimize their performance outdoors", Proceedings of the 29<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 93 (2002).
26. D.N. Keener, D.C. Marvin, D.J. Brinker, H.B. Curtis, P.M. Price, "Progress toward technology transition of GaInP<sub>2</sub>/GaAs/Ge multijunction solar cells", Proceedings of the 26<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 787 (1997).
27. R.R. King, C.M. Fetzer, P.T. Colter, K.M. Edmondson, J.H. Ermer, H.L. Cotal, H. Yoon, A.P. Stavrides, G. Kinsey, D.D. Krut, N.H. Karam, "High-efficiency space and terrestrial multijunction solar cells through bandgap control in cell structures", Proceedings of the 29<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 776 (2002).
28. T. Hashizume, "Surface Fermi-level position and gap state distribution of InGaP surface grown by metalorganic vapor-phase epitaxy", Applied Physics Letters **81**, 2382 (2002).
29. N.H. Karam, R.R. King, M. Haddad, J.H. Ermer, H. Yoon, H.L. Cotal, R. Sudharsanana, J.W. Eldredge, K. Edmondson, D.E. Joslin, D.D. Krut, M. Takahashi, W. Nishikawa, M. Gillanders, J. Granata, P. Hebert, T.B. Cavicchi, D.R. Lillington, "Recent developments in high-efficiency Ga<sub>0.5</sub>In<sub>0.5</sub>P/GaAs/Ge dual- and triple-junction solar cells: steps to next-generation PV cells", Solar Energy Materials and Solar Cells **66**, 453 (2001).
30. D.C. Law, C.M. Fetzer, R.R. King, P.C. Colter, H. Yoon, T.D. Isshiki, K.M. Edmondson, M. Haddad, N.H. Karam, "Multijunction solar cells with subcell materials highly lattice-mismatched to germanium", Proceedings of the 31<sup>st</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 575 (2005).
31. S.A. Goodman, F.D. Auret, "Hole defects in low free-carrier density GAAs grown by low-pressure metalorganic vapour phase epitaxy" **7**, 1241(1992).
32. A. Knauer, P. Krispin, V.R. Balacrishnan, M. Weyers, "Defect study of MOVPE-grown InGaP layers on GaAs" **272**, 627 (2004).
33. F.D. Auret, M. Nel, A.W.R. Leitch, "A comparison of deep level defects in OMVPE GaAs layers grown on various GaAs substrate types", Journal of Crystal Growth **89**, 308 (1988).
34. G.C. DeSalvo, A.M. Barnett, "Investigation of alternative window materials for GaAs solar cells", IEEE Transactions on Electron Devices **40**, 705 (1993).
35. N.H. Karam, R.R. King B.T. Cavicchi, D.D. Krut, J.H. Ermer, M.H. Li Cai, D.E. Joslin, M. Takahashi, J.W. Eldredge, W.T. Nishikawa, D.R. Lillington, B.M. Keyes, R.K. Ahrenkiel, "Development and characterization of high-efficiency GaInP/GaAs/Ge dual- and triple-junction solar cells", IEEE Transactions on Electron Devices **46**, 2116 (1999).
36. J.M. Olson, R.K. Ahrenkiel, D.J. Dunlavy, B. Keyes, A.E. Kibbler, "Ultralow recombination velocity at Ga<sub>0.5</sub>In<sub>0.5</sub>P/GaAs heterointerfaces", Applied Physics Letters **55**, 1208 (1989).

37. S. Kurtz, J. Olson, A. Kibbler, "High efficiency GaAs solar cells using GaInP<sub>2</sub> window layers, Proceedings of the 21<sup>st</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, 138 (1990).
38. J.M. Gee, T.J. Drummond, "A theoretical investigation of effective surface recombination velocity in AlGaAs/GaAs heteroface solar cells", Proceedings of the 5<sup>th</sup> International Photovoltaic Science and Engineering Conference, 26 (1990).
39. F. Rubinelli, J. Arch, S. Fonash, "Effect of contact barrier heights on a-Si:H p-i-n detector and solar-cell performance", Journal of Applied Physics **72**, 1621 (1992).
40. S.M. Durbin, J.L. Gray, "Numerical modeling of photon recycling in solar cells", IEEE Transactions on Electron Devices **41**, 239 (1994).
41. G. Letay, M. Hermle, A.W. Bett, "Simulating single-junction GaAs solar cells including photon recycling", Progress in Photovoltaics: Research and Applications **14**, 683 (2006).
42. H. Reuter, H. Schmitt, "On the efficiency of photon recycling in solar cells", Solar Energy Materials and Solar Cells **33**, 369 (1994).
43. M.M. Raj, R.S. Arai, M. Tamura, "Photon recycling in semiconductor lasers using low dimensional structures", Japanese Journal of Applied Physics **36**, 6368 (1997).
44. J.L. Balenzategui, A. Martí, "Detailed modelling of photon recycling: application to GaAs solar cells", Solar Energy Materials and Solar Cells **90**, 1068 (2006).
45. C. Baur, M. Hermle, F. Dimroth, A.W. Bett, "Effects of optical coupling in III-V multilayer systems", Applied Physics Letters **90**, 192109 (2007).
46. M. Ikeda, K. Kaneko, "Selenium and zinc doping in Ga<sub>0.5</sub>In<sub>0.5</sub>P and (Al<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>)<sub>0.5</sub>In<sub>0.5</sub>P grown by metalorganic chemical vapor deposition", Journal of Applied Physics **66**, 5285 (1989).
47. T. Shitara, K. Eberl, "Electronic properties of InGaP grown by solid-source molecular-beam epitaxy with a GaP decomposition source", Applied Physics Letters **65**, 356 (1994).
48. E. Centurioni, "Generalized matrix method for calculation of internal light energy flux in mixed coherent and incoherent multilayer", Applied Optics **44**, 7532 (2005).
49. M. Schubert, J.A. Woollam, G. Leibiger, B. Rheinländer, I. Pietzonka, T. Sass, V. Gottschalch, "Isotropic dielectric functions of highly disordered Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>InP (0 ≤ x ≤ 1) lattice matched to GaAs", Journal of Applied Physics **86**, 2025 (1999).
50. P. Espinet, I. Rey-Stolle, B. Galiana, M. Baudrit, C. Algora, "Modeling germanium p-n junctions for multi-junction solar cell applications", Spanish Conference on Electron Devices, 96 (2007).
51. D.J. Friedman, J.M. Olson, "Analysis of Ge junctions for GaInP/GaAs/Ge three-junction solar cells", Progress in Photovoltaics: Research and Applications **9**, 179 (2001).



52. E. Gaubas, J. Vanhellemont, "Dependence of carrier lifetime in germanium on resistivity and carrier injection level", *Applied Physics Letters* **89**, 142106 (2006).
53. N.E. Posthuma, G. Flamand, J. Poortmans, "Development of stand-alone germanium solar cells for application in space using spin-on diffusants", *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> World Conference on Photovoltaic Energy Conversion*, 777 (2003) .
54. N.E. Posthuma, J. van der Heide, G. Flamand, J. Poortmans, "Development of low cost germanium photovoltaic cells for application in TPV using spin on diffusants", *AIP Conference Proceedings* **738**, 337 (2004) .
55. N.E. Posthuma, G. Flamand, W. Geens, J. Poortmans, "Surface passivation for germanium photovoltaic cells", *Solar Energy Materials and Solar Cells* **88**, 37 (2005) .
56. S.P. Tobin, S.M. Vernon, C. Bajgar, V.E. Haven, L.M. Geoffroy, M.M. Sanfacon, D.R. Lillington, R.E. Hart Jr., K.A. Emery, R.J. Matson, "High efficiency GaAs/Ge monolithic tandem solar cells", *Proceedings of the 20<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference*, 405 (1988) .
57. S.M. Sze, "Physics of semiconductor devices", John Wiley & Sons, (1981)
58. Emcore Photovoltaics, *Advanced Triple-Junction (ATJ)-High Efficiency Solar Cells for Space Applications*, Product Brief, (2004).
59. M. Sotoodeh, A. H. Khalid, A. A. Rezazadeh, "Empirical low-field mobility model for III-V compounds applicable in device simulation codes", *Journal of Applied Physics* **87**, 2890 (2000).
60. M. Barrera, J. García, H. Socolovsky, F. Rubinelli, E. Godfrin, J. Plá, "Activities on simulation and characterization of multijunction solar cells for space applications in Argentina", *Proceedings of the 23<sup>rd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, 781 (2008).
61. M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, C. Nigri, S.L. Nigro, F. Palumbo, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, H. Socolovsky, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, "Advances in the development of photovoltaics for space applications in Argentina", *Proceedings of the 22<sup>nd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, 687 (2007).
62. Emcore Photovoltaics, *BTJ Photovoltaic Cell - Advanced Triple-Junction Solar Cell for Space Applications*, Product Brief, (2008).
63. J. Plá, CAC-PSE-CEL-03900A-IN: "Ajuste teórico de la reflectividad espectral de celdas solares ATJ emcore: determinación de la estructura, informe técnico interno del Subproyecto Paneles Solares (misiones SAOCOM y SAC-D), fecha de aprobación 26/12/07.

## CAPÍTULO 5

### ELABORACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE CELDAS Y PANELES SOLARES BASADOS EN MATERIALES III-V

#### 5.1 INTRODUCCIÓN

Las celdas solares para aplicaciones espaciales tienen requerimientos más estrictos que los dispositivos para usos terrestres tales como menor peso, mayor eficiencia, mayor confiabilidad y alta resistencia a la radiación. La provisión de energía eléctrica en los satélites está dada casi en la totalidad de los casos por sistemas fotovoltaicos, siendo las celdas solares el principal componente de dicho sistema, y los semiconductores III-V, como el GaAs y el InGaP, los más importantes en aplicaciones espaciales.

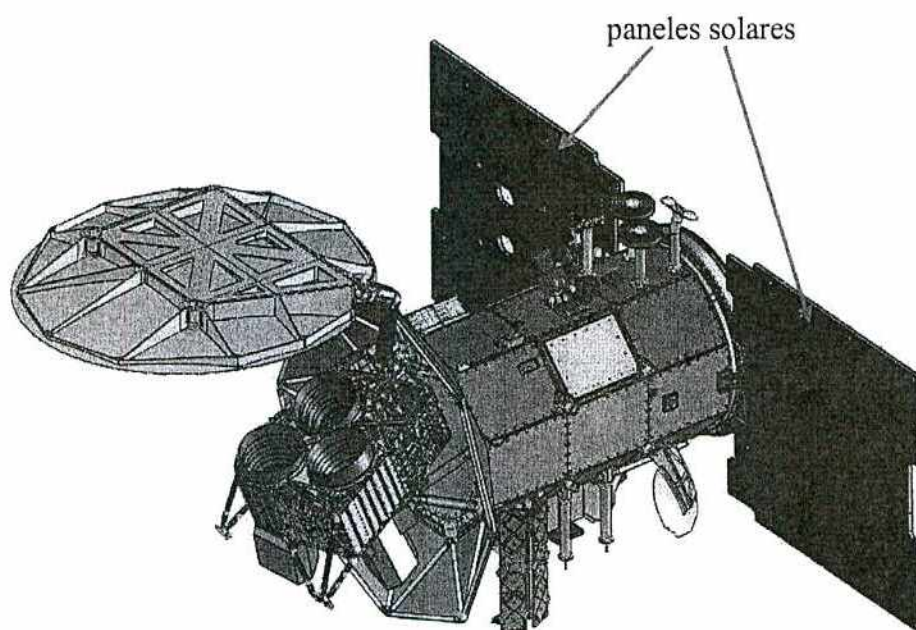
Las celdas basadas en materiales III-V se elaboran a partir del crecimiento epitaxial de estos materiales, siendo la técnica MOVPE (*Metalorganic Vapor Phase Epitaxy*) una de las técnicas que pueden emplearse. Para adquirir conocimiento acerca de dicha técnica, se realizó una estadía en el Grupo VPE (*Vapour Phase Epitaxy*) del *Istituto dei Materiali per l' Elettronica ed il Magnetismo* (IMEM) del CNR (*Consiglio Nazionale della Ricerche*) en la ciudad italiana de Parma. Allí se participó en actividades referidas al crecimiento de estructuras monolíticas de películas semiconductoras III-V. Cabe destacar que la técnica MOVPE es la utilizada en la fabricación a nivel industrial de celdas solares basadas en materiales III-V, así como la utilizada por la mayoría de los grupos de investigación que trabajan en el tema.

El Plan Espacial Nacional, cuyo organismo ejecutor es la Comisión Nacional de Actividades Espaciales (CONAE), tal como se dijo en el Capítulo 4, prevé la realización de diversas misiones satelitales tecnológicas y de observación de la Tierra, entre ellas dos misiones SAOCOM y nuevos satélites de la serie SAC (ver <http://www.conae.gov.ar>).

Teniendo en cuenta que cada misión satelital requiere paneles solares diseñados específicamente para satisfacer la demanda de energía eléctrica del satélite y que el precio de los mismos en el mercado internacional es muy elevado, en el año 1995 el Grupo Energía Solar (GES) de la CNEA decidió iniciar actividades en el tema, aprovechando su experiencia previa en el desarrollo y caracterización de dispositivos fotovoltaicos para usos terrestres. En

tal sentido y con el objeto de disponer en el país de las herramientas de diseño, fabricación, caracterización y ensayo de los paneles solares para las futuras misiones satelitales previstas en el Plan Espacial Nacional, en marzo de 2001, la CNEA y la CONAE suscribieron un convenio de cooperación cuyo objetivo final es proveer los paneles solares para el satélite de observación argentino SAOCOM-1A. Este convenio, encuadrado dentro de la Ley No 23.877 de innovación tecnológica, dio lugar a la iniciación en el Centro Atómico Constituyentes (CAC) del Subproyecto Paneles Solares, para cuya ejecución se constituyó en dicho Centro un grupo de trabajo interdisciplinario con profesionales y técnicos de diversos departamentos del Centro Atómico.

La colaboración descrita en el párrafo precedente se amplió posteriormente mediante la firma de dos nuevos contratos, también en el marco de la Ley 23.877. El último de ellos, firmado en marzo de 2007, tiene por finalidad la “Integración y ensayo de los paneles solares para la misión satelital Aquarius/SAC-D”. En la Figura 1 se puede observar un esquema del satélite con fecha estimada de lanzamiento en mayo del 2010.



*Figura 1: Esquema del satélite SAC-D.*

La misión Aquarius/SAC-D es un proyecto conjunto entre la CONAE y la agencia espacial de los EE.UU., NASA (*National Aeronautics and Space Administration*), y su objetivo principal es la obtención de nueva información climática a partir de la medición de

salinidad de los océanos y la detección de focos de alta temperatura en la superficie terrestre para la obtención de mapas de riesgo de incendios e inundaciones.

Las misiones satelitales argentinas definieron el uso de celdas III-V como fuente de potencia para sus satélites. Las actividades desarrolladas en el proceso de integración de paneles solares para estos satélites incluyen actividades referidas a la interconexión de las celdas y su integración al panel: elaboración de las celdas CIC (*Covered and Interconnected Cell*), es decir el conjunto celda-diodo de paso-interconectores frontales-vidrio protector, el armado de las subcadenas y cadenas que conforman el panel solar, cableado del panel, medición eléctrica de celdas, verificación eléctrica de subcadenas, etc..

En el Grupo se puso a punto cada etapa del proceso, así como también las técnicas de ensayo correspondientes. Durante el curso de esta tesis se desarrollaron tareas referidas a la integración tanto de paneles de ingeniería, como el Modelo de Ingeniería #3 (EM#3) y el Modelo de Calificación de Ingeniería (Engineering Qualification Model, EQM) y los paneles de vuelo de la misión Aquarius /SAC-D. La tarea principal desarrollada para esta Tesis es la que se refiere a la soldadura, tanto de los interconectores a la cara frontal como a la interconexión de las subcadenas. Otra tarea de interés fue la que se refiere a la caracterización estructural de celdas y vidrios protectores.

Por otra parte, dado que la potencia generada por el panel durante su operación depende de la temperatura, siendo la situación más crítica bajo las temperaturas máximas, es importante predecirlas. Así, con el objeto de determinar la temperatura del panel solar en órbita y en condiciones de operación, se determinó la absorbancia de componentes del mismo, como el sustrato y la celda con y sin vidrio protector.

## **5.2 ELABORACIÓN DE ESTRUCTURAS BASADAS EN MATERIALES III-V**

Como se mencionó con anterioridad, uno de los métodos de elaboración para la deposición de las películas semiconductoras que forman la estructura de la celda multijuntura es la técnica MOVPE (*Metalorganic Vapour Phase Epitaxy*) [1]. La misma consiste en la inyección de reactivos químicos precursores en una cámara de reacción a alta temperatura, en general en condiciones de baja presión (alguna decenas de mbar), produciéndose la ruptura de las moléculas de los precursores y el subsiguiente crecimiento epitaxial de los compuestos III-

V debido a la temperatura a la cual se mantiene el sustrato (entre 600 y 700°C aproximadamente).

Las fuentes de los diversos precursores, así como de los dopantes, son de dos tipos:

1) Gaseosas, en general son hidruros como arsina ( $\text{AsH}_3$ ), fosfina ( $\text{PH}_3$ ), silano ( $\text{SiH}_4$ ), considerados gases tóxicos y peligrosos

2) Metalorgánicas, compuestos líquidos en los que un metal se encuentra unido a un grupo  $\text{C}_x\text{H}_y$ ; los usuales son el trimetilgalio (TMGa), trimetilindio (TMIn), trimetilaluminio (TMAI), y dietilzinc (DEZn), compuestos que presentan una menor toxicidad pero que, debido a su carácter pirofórico, deben ser tratados con mucho cuidado evitándose absolutamente su contacto con el aire

En la Figura 2 puede observarse un esquema del proceso de crecimiento de InP sobre un sustrato, donde se introducen TMIn y  $\text{PH}_3$ .

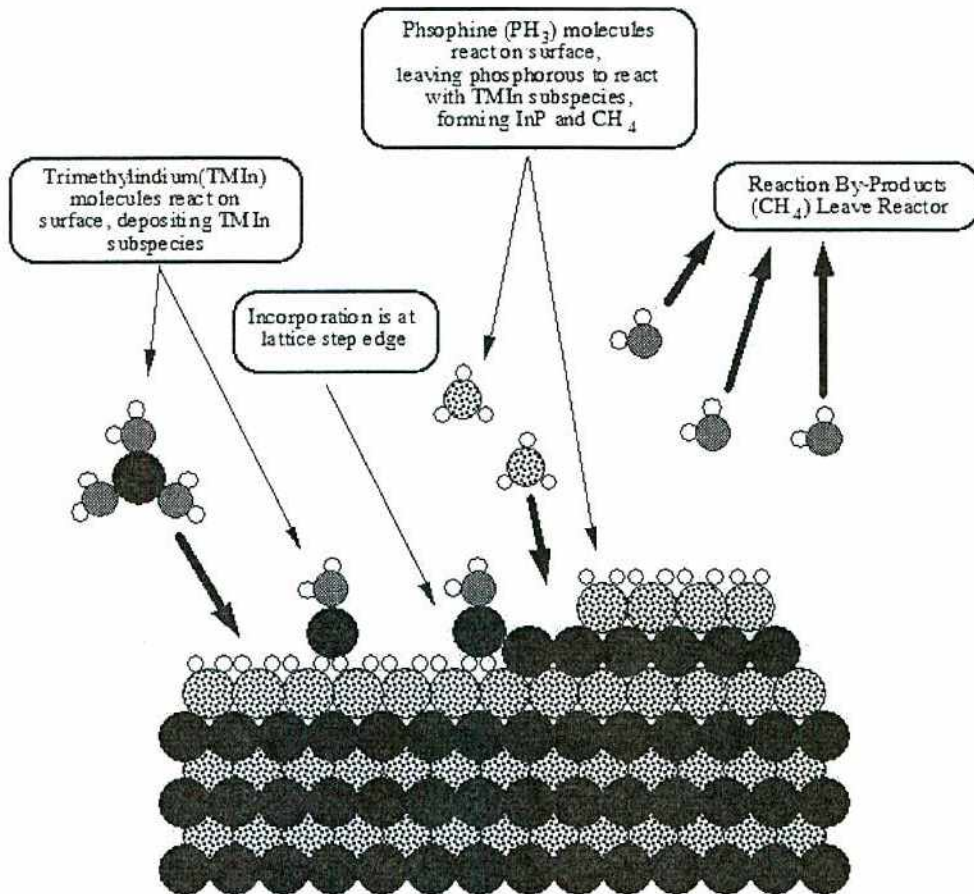
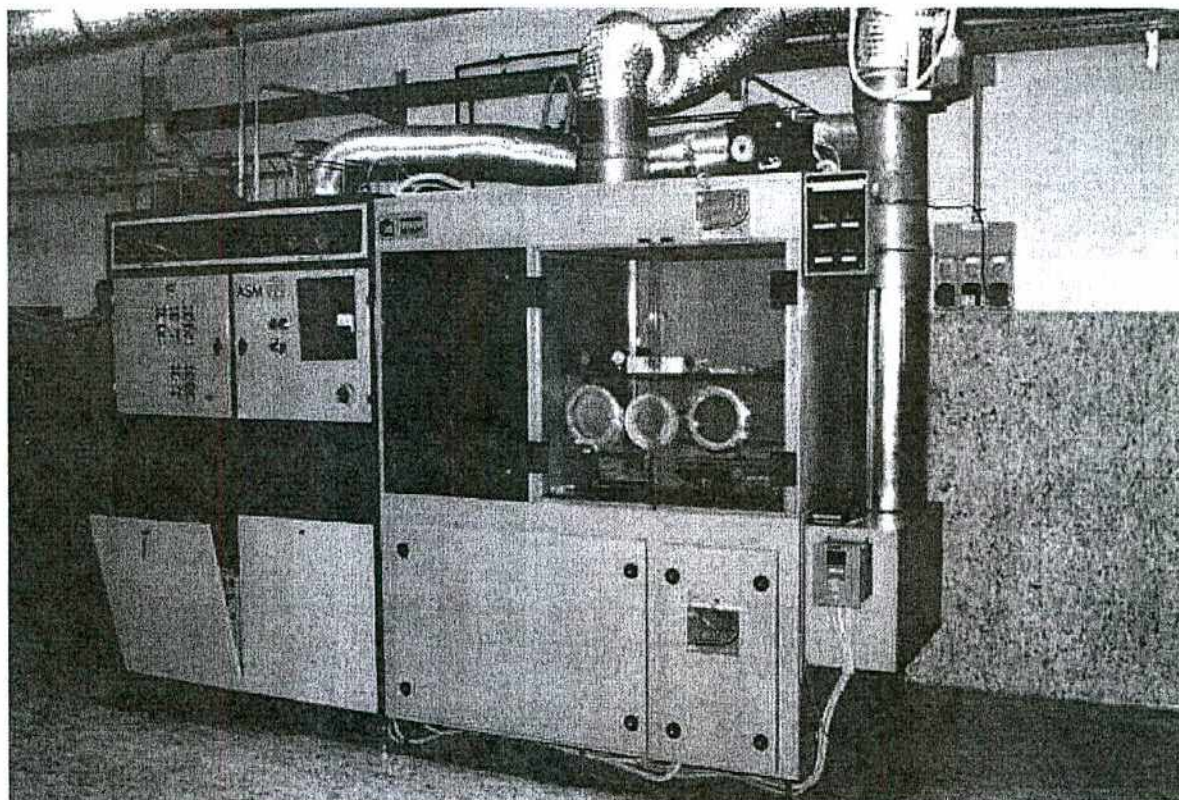


Figura 2: Esquema del proceso de crecimiento para el InP.



El Grupo VPE del IMEM-CNR de Parma, Italia, se especializa en la investigación y desarrollo de técnicas de deposición de capas inorgánicas de diferentes materiales, lo que incluye compuestos de materiales III-V tales como GaAs, GaN, InGaAs, InGaP [2 - 8].

El reactor epitaxial en uso en dicho Grupo (Figura 3) ha sido proyectado enteramente por investigadores del Instituto y modificado para el agregado de numerosas líneas de precursores químicos a lo largo de los años. Actualmente es capaz de depositar compuestos binarios y ternarios sobre la base de Al-In-Ga-As, Al-In-Ga-P, y Ga-N-As, y dopar las películas mediante Zn (tipo n) y Si (tipo p). Las deposiciones se efectúan normalmente sobre sustratos de hasta 2" de diámetro (GaAs y Ge) a una temperatura de 600 °C y a baja presión (60 mbar).



*Figura 3: Reactor MOVPE donde se realiza el crecimiento de materiales y compuestos III-V.*

El gas de arrastre y dilución es el H<sub>2</sub>. Con estas fuentes se pueden crecer todos los materiales usados habitualmente en las celdas multijunturas incluyendo los distintos dopantes.

### 5.2.1 Caracterización de muestras elaboradas en el IMEM

Dado que el compuesto  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  es un material que se utiliza habitualmente en celdas III-V como capa ventana, como parte de la juntura túnel o del reflector de Bragg (ver Capítulo 1), es importante estudiar cómo, al variar la cantidad de Al, se preservan las características morfológicas y estructurales de esta capa [9]. También es importante tener un buen control sobre las condiciones del crecimiento y sobre el espesor de la ventana de los dispositivos fotovoltaicos

Se crecieron muestras con estructuras  $\text{Al}_x\text{GaAs}_{1-x}$  con diferente contenido de Al sobre sustratos de GaAs tipo *n* con orientación cristalina (001) utilizando  $\text{A}_3\text{H}_3$ , TMGa y TMAI diluídos en  $\text{H}_2$  a  $600^\circ\text{C}$  y 60 mbar [9]. Por otro lado, en base a la estructura de una celda de GaAs publicada en [10] y utilizada en las actividades de simulación presentadas en el Capítulo 4, se propuso el crecimiento de la homojuntura de GaAs estructura que se detalla en la Figura 4.

capa de contacto	GaAs	$p=8 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$	[Zn]	50 nm
ventana	AlGaAs	$p=1.5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$	[Zn]	30 nm
emisor	GaAs	$p=5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$	[Zn]	500 nm
base	GaAs	$n=2 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$	[Si]	> 2 $\mu\text{m}$
BSF	GaAs	$n=3.5 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$	[Si]	100 nm
buffer	GaAs	$n=1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$	[Si]	200 nm
	GaAs	sustrato		

Figura 4: Esquema de la celda propuesta para el crecimiento.

Se midió la reflectividad especular de las muestras con estructura AlGaAs/GaAs elaboradas en el IMEM (muestras 400, 404, 407 y 408) mediante un espectrofotómetro JASCO UV-530. Además, se midió la reflectividad global de la muestra de la Figura 4 con un espectrofotómetro GMV-UV-Vis con esfera integradora. Se realizó también la simulación de las estructuras mediante el programa OPTICAL, desarrollado en el Instituto IMM-Sezione di Bologna del CNR, Italia [11], basado en el modelo de multicapas [12]. Los índices de refracción del GaAs y el  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  fueron extraídos de [27] y [14] respectivamente.

Es importante destacar que este método para la determinación de los espesores de las capas depositadas es no destructivo, con lo cual se reduciría el número de muestras destinadas al análisis de sus características. En la Figura 5 se puede observar la buena correspondencia entre la curva de reflectividad medida y la calculada mediante el código OPTICAL para la muestra con estructura AlGaAs/GaAs 426 (Figura 4).

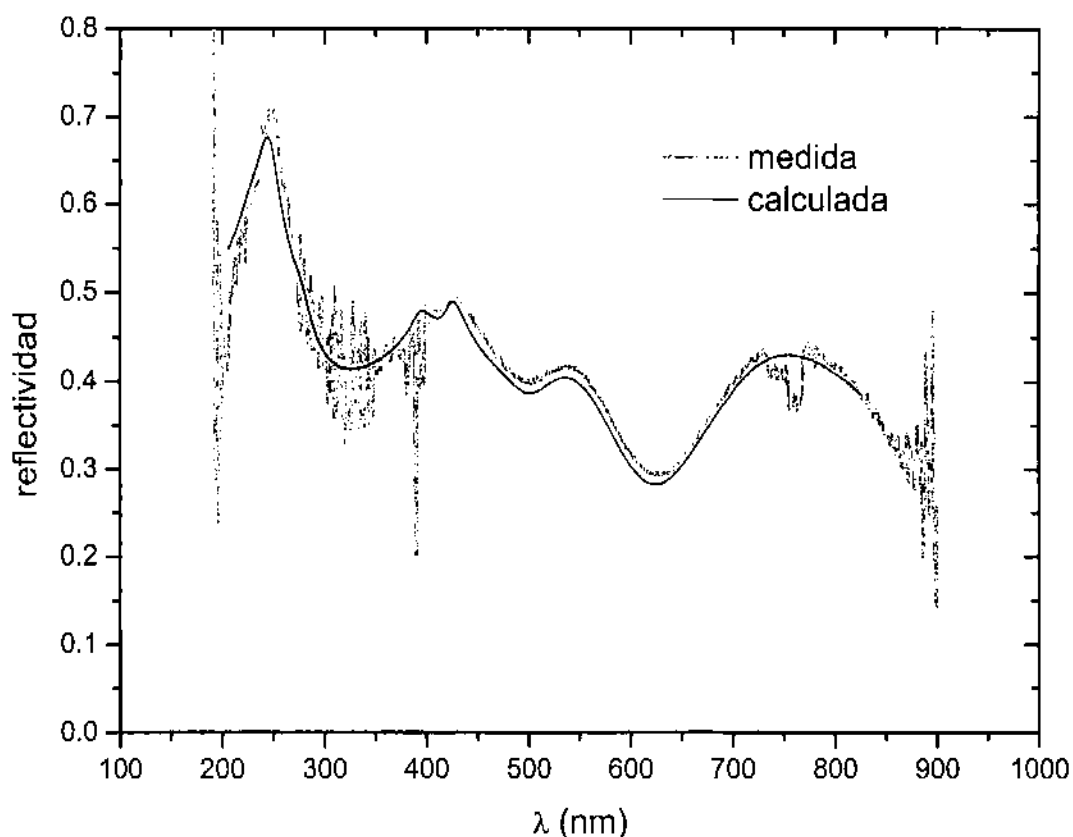


Figura 5: Reflectividad medida y calculada para la muestra 426. Para el  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  se utilizaron los índices correspondientes a  $x=0,804$ .

Por otro lado en el IMEM se utilizó el método de difracción de rayos X de alta resolución (HRXRD) utilizando un difractómetro Philips X'Pert Pro para estimar el contenido



de Al en las diferentes capas de las muestras y también el espesor de las mismas. En la Figura 6 se muestra uno de los perfiles de difracción obtenidos con el respectivo ajuste.

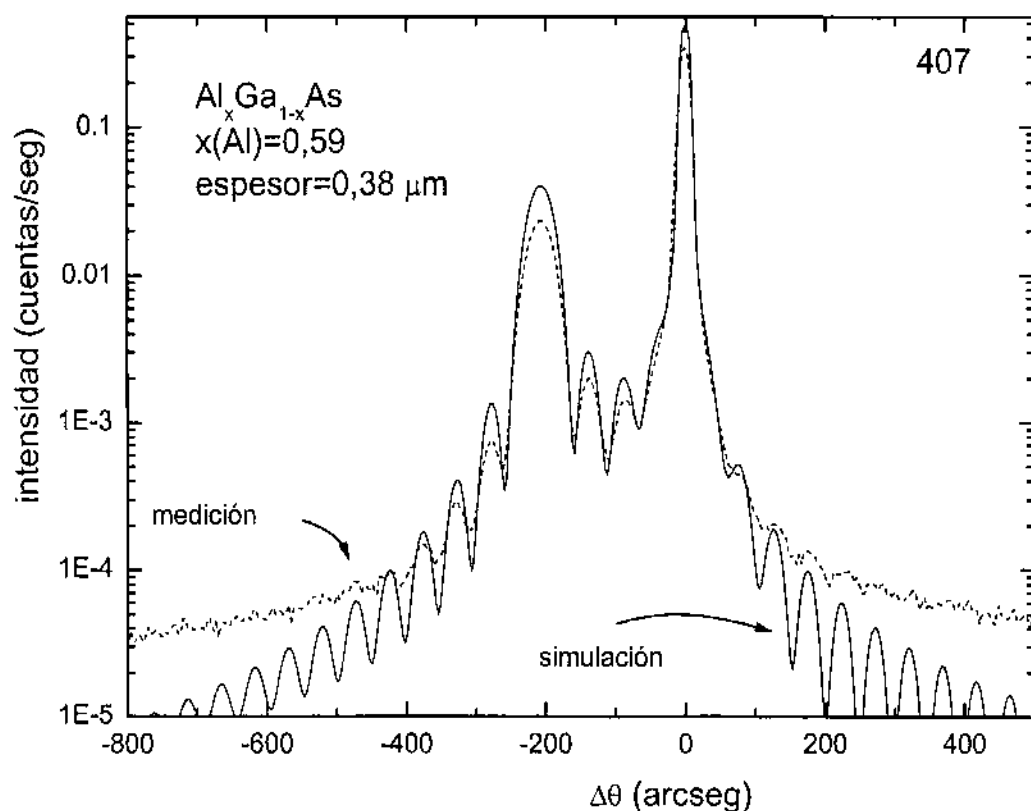


Figura 6: XRD y simulación para la muestra 407.

En las Tablas I y II se presentan los resultados obtenidos mediante XRD y el ajuste de la reflectividad. Se puede observar la concordancia entre los espesores obtenidos con cada método. Cabe aclarar que en el análisis de la medición de reflectividad de la muestra 426 no es posible distinguir el emisor, la base, *BSF* y *buffer* del sustrato dado que son equivalentes desde el punto de vista óptico.

muestra	x en Al <sub>x</sub> Ga <sub>1-x</sub> As	espesor XRD (nm)	espesor reflectividad (nm)
407	0,59	380	367
400	0,66	360	335
404	0,71	390	380
408	0,82	470	465

Tabla I: Estequiometría y espesores de la capa de AlGaAs calculados mediante XRD y por ajuste de la reflectividad con el programa OPTICAL.

	x en $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$	espesor XRD (nm)	espesor reflectividad (nm)
GaAs cap	-	147	150
AlGaAs ventana	0,85	51,8	60

Tabla II: Estequiometría y espesores correspondientes a la muestra 426.

### 5.3 INTEGRACIÓN DE PANELES SOLARES PARA LAS MISIONES SAOCOM Y SAC-D

La integración de paneles solares para aplicaciones espaciales realizada en el GES requiere de la realización distintos procesos [15 - 17]:

#### *Elaboración de la celda CIC*

A partir de las celdas solares comerciales de la empresa Emcore, se elabora el dispositivo encapsulado con diodo de paso. Este proceso involucra la soldadura de interconectores, los cuales permiten en un paso posterior conectar eléctricamente las celdas entre sí, la soldadura del diodo de paso y el pegado del vidrio a la cara frontal.

#### *Medición de la curva I-V de las celdas CIC*

Para la medición de dicha curva se cuenta con un simulador solar *TS-Space close match* AM0, que cuenta con dos lámpara de xenón y cuatro lámparas de tungsteno para un óptimo ajuste espectral; la irradiancia sobre el plano de trabajo es ajustada a  $1367 \text{ W/m}^2$ .

#### *Clasificación de las celdas CIC e integración de las subcadenas*

Se seleccionan las celdas con los parámetros eléctricos adecuados para su conexión en serie, posteriormente se sueldan para formar las subcadenas.

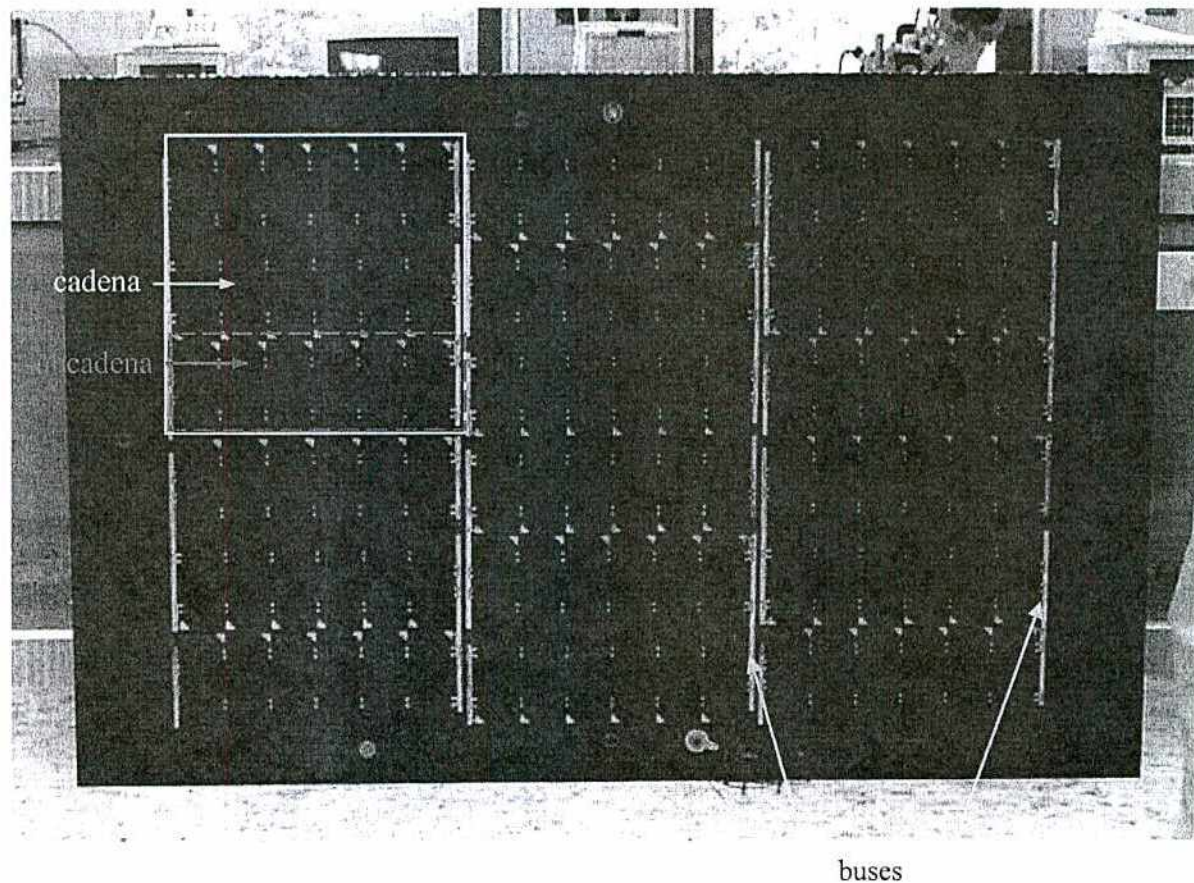
#### *Integración de las cadenas al sustrato*

Esta etapa incluye el pegado de las subcadenas al sustrato de aluminio tipo "panal de abejas" (*honeycomb*), soldadura de interconectores terminales a buses, cableado y pegado de otros componentes como los sensores de posición y diodos de bloqueo.

Debe realizarse también la inspección visual tanto de celdas, componentes y el panel terminado. Posteriormente se realiza la verificación eléctrica del panel y los ensayos de calificación, los que incluyen ensayo de vibraciones, de ciclado térmico, etc..

En el Grupo se diseñaron y elaboraron distintos modelos de ingeniería de los paneles los que permiten, conjuntamente con los ensayos realizados en Tierra, la calificación de componentes y procesos previa al comienzo de la integración de los paneles de vuelo. Asimismo permiten predecir su comportamiento al final de su vida útil.

En la Figura 7 puede observarse uno de los paneles de calificación, el modelo de ingeniería #3 (EM#3), y se señalan algunos de sus componentes. En particular, en la Figura 8 se muestra el detalle de una celda CIC.



*Figura 7: Modelo de ingeniería #3 (EM#3).*

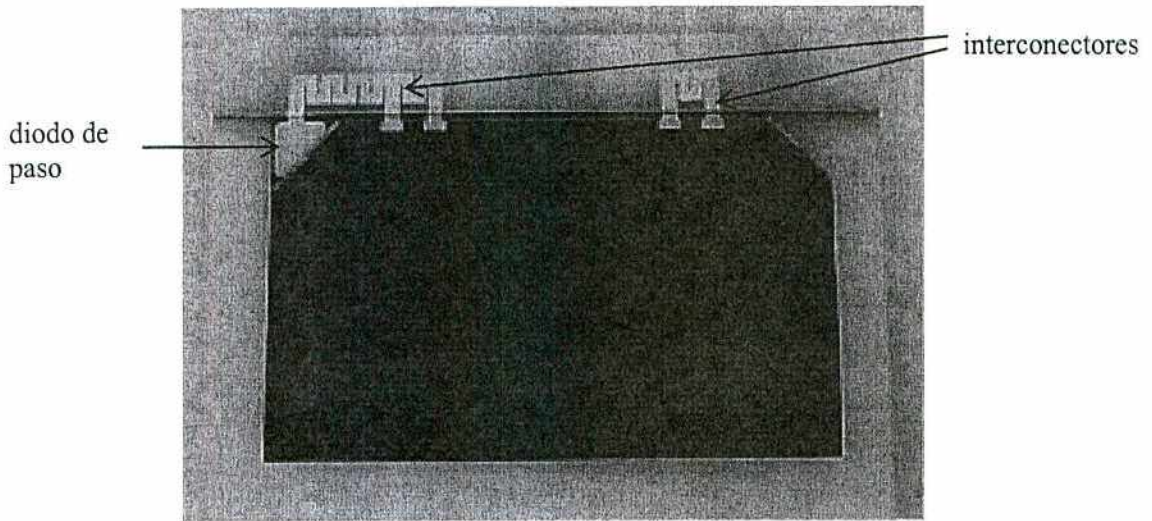


Figura 8: Detalle de una celda CIC.

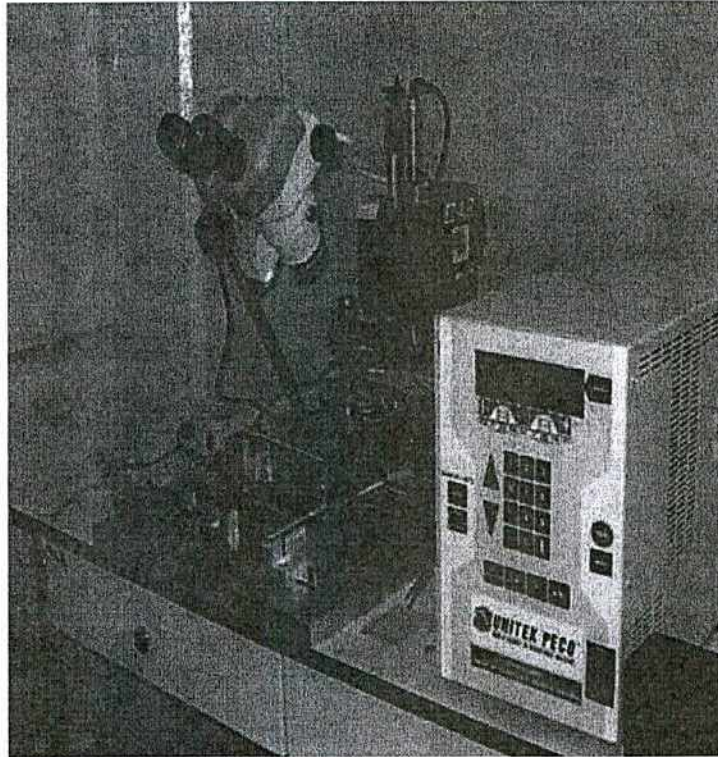
Cabe aclarar que la principal actividad realizada para esta Tesis, respecto a la integración de paneles para usos espaciales, se centró en la soldadura de las celdas CIC y de subcadenas, y caracterización estructural de celdas y algunos componentes [18-23].

### 5.3.1 Proceso de integración de paneles solares: soldadura y caracterización

Los procesos de soldadura empleados para la interconexión de celdas solares para paneles espaciales deben producir soldaduras que aseguren un óptimo contacto eléctrico junto con una resistencia mecánica adecuada para las severas condiciones que se producen durante el despegue y la operación en órbita.

Teniendo en cuenta que los fabricantes de celdas solares para aplicaciones espaciales recomiendan el uso de soldadura por resistencia con electrodos paralelos ("*resistance parallel gap welding*"), se trabajó principalmente en la puesta a punto de esta técnica (Figura 9) [15, 24].





*Figura 9: Sistema de soldadura mediante electrodos paralelos.*

Se realizaron numerosas pruebas de soldadura por resistencia de interconectores de Kovar y de molibdeno plateados sobre celdas solares de triple juntura provistas por Emcore Corp.. A cada celda se le integra un diodo de paso en una de sus esquinas (Figura 8), el cual se conecta en paralelo con la celda a través de un interconector frontal de 3 patas y de un interconector posterior. En consecuencia, las experiencias realizadas incluyen cuatro tipos de uniones:

- interconector - cara frontal celda,
- interconector - cara frontal diodo,
- interconector del diodo - cara posterior celda,
- interconector - cara posterior celda.

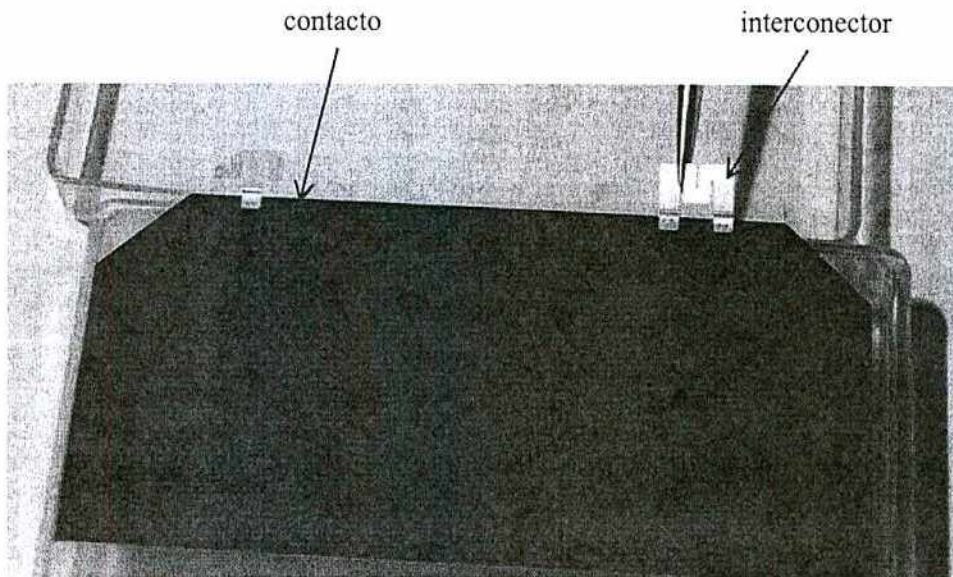
El sistema de “*welding*” utilizado permite controlar la presión de los electrodos sobre la pieza a soldar y programar el ciclo de soldado (rampas de calentamiento/enfriamiento, duración de los pulsos, número de pulsos, tensión de trabajo, etc.).

Por otra parte, en el GES se completó el diseño y construyó un dispositivo motorizado para la realización de ensayos de tracción en las soldaduras de los interconectores a las celdas solares. Con este equipo se realizaron ensayos de tracción a 45° y posteriormente a 0° sobre interconectores de Kovar plateados soldados por “*welding*” a la cara frontal de las celdas de triple juntura y a los diodos de paso. Ello permitió seleccionar las características de los ciclos

de soldadura como también la presión requerida. En la Figura 10 puede observarse una celda que es preparada para el ensayo de tracción, los interconectores se cortan para que puedan tomarse con una mordaza y así ensayar cada soldadura individualmente.

Al momento de la escritura de esta Tesis, se encuentra en curso la integración de los modelos de vuelo FM (*Flight Model* del satélite SAC-D). Los resultados de los ensayos de tracción realizados sobre más de 600 testigos intercalados durante la soldadura de 2500 celdas se muestran en la Figura 11. Los mismos fueron realizados sobre interconectores soldados a la cara frontal de la celdas (exceptuando la soldadura sobre el diodo). Existen casos para los cuales el ensayo superó los 1500 g, pero estos no fueron registrados por superar la carga máxima de la máquina de tracción, lo cual hace que la distribución de la Figura 11 no sea del todo simétrica. Cabe aclarar que el histograma construido al considerar el ensayo de tracción sobre el diodo es similar al de la Figura 11.

Puede observarse también que la máxima frecuencia se encuentra en los 1000 g, mientras que el mínimo valor registrado es de alrededor 400 g, cumpliendo con los valores mínimos requeridos para la misión [18].



*Figura 10: Celda solar en preparación para el ensayo de tracción de las soldaduras.*



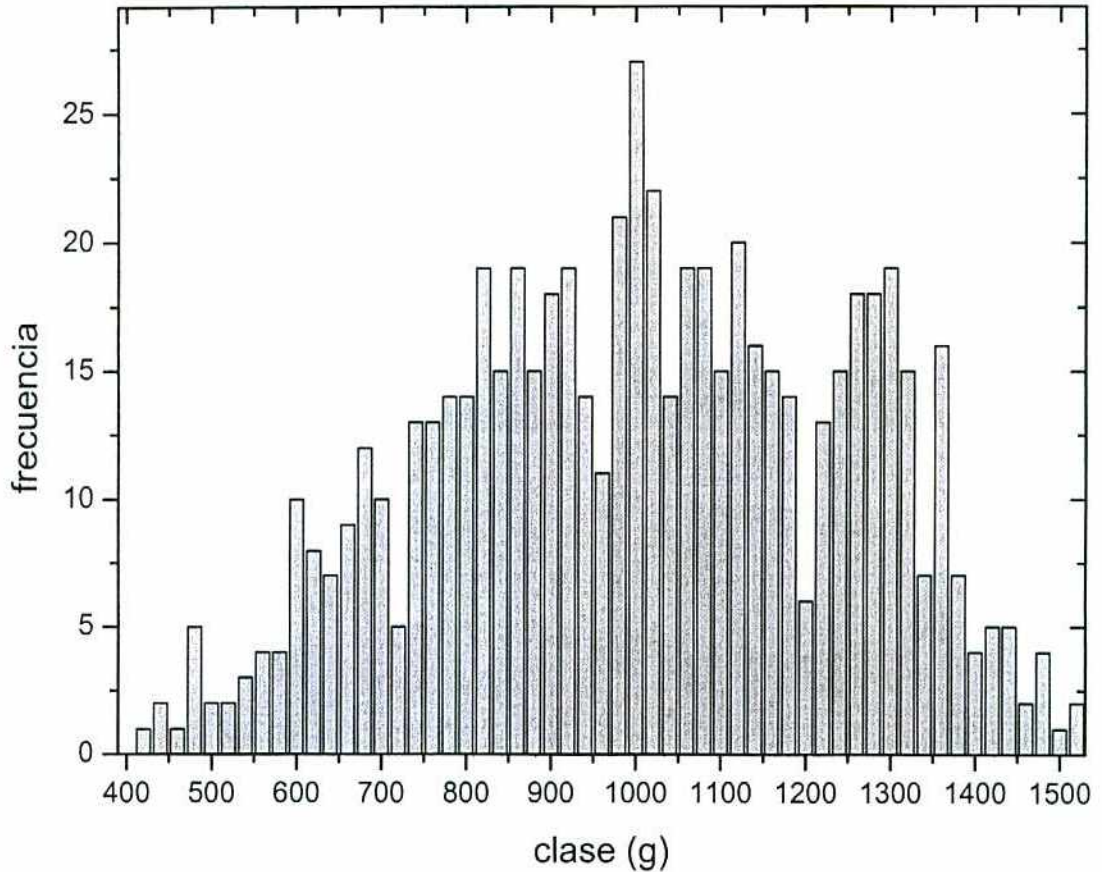


Figura 11: Frecuencia de los ensayos de tracción realizados sobre los interconectores soldados a la cara frontal de las celdas.

En cuanto a la soldadura del interconector a la cara posterior de la celda solar, se decidió utilizar soldadura blanda, con aporte de material, debido a que no fue posible encontrar un procedimiento que permitiera alcanzar resultados confiables y repetitivos en cuanto a su resistencia mecánica a la tracción..

Los ensayos de tracción realizados sobre interconectores soldados a la cara posterior registraron valores entre 1700 y 3800 gramos, superando el requerimiento mínimo de 300 g citado en el informe interno.

## 5.4 CARACTERIZACIÓN ESTRUCTURAL DE LA CELDA SOLAR

### 5.4.1 Contactos y grilla frontal

Los parámetros referidos a la soldadura, como temperatura, presión y tiempos involucrados durante el ciclo dependen, entre otras variables, del espesor de los contactos.

Dichos parámetros podrían variar de una partida a otra de celdas si es que el espesor de los contactos cambia, y de ahí el interés por caracterizarlos. Por otra parte, la observación de la impronta que queda en el contacto luego del proceso de soldadura permite evaluar si los parámetros del proceso fueron adecuadamente elegidos y también permite obtener información sobre las características del mencionado contacto.

Se midió el espesor de los contactos y los dedos de la grilla frontal con un rugosímetro del sector Investigación Aplicada en Métodos de Ensayos no Destructivos (ENDE-CAC-CNEA). En el perfil obtenido (Figura 12) se puede apreciar que el espesor de los contactos y los dedos es de alrededor de 6  $\mu\text{m}$ . Los picos que se observan sobre el contacto y al costado de los dedos corresponden a un artefacto del sistema de medición.

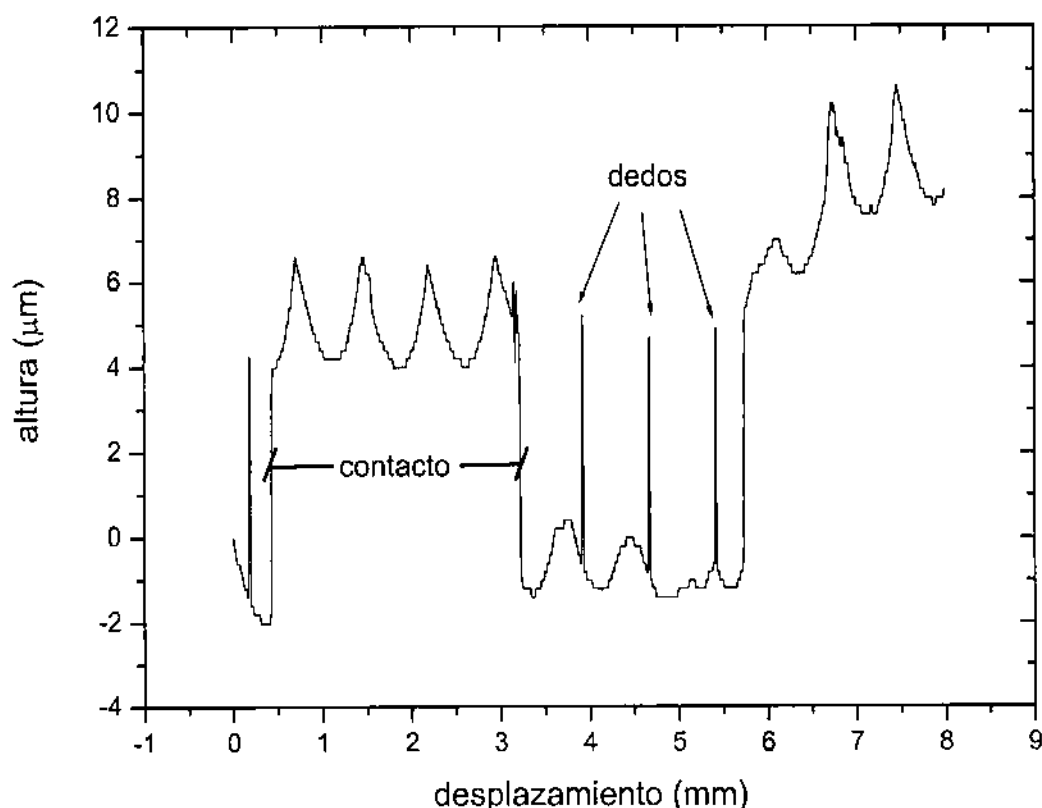
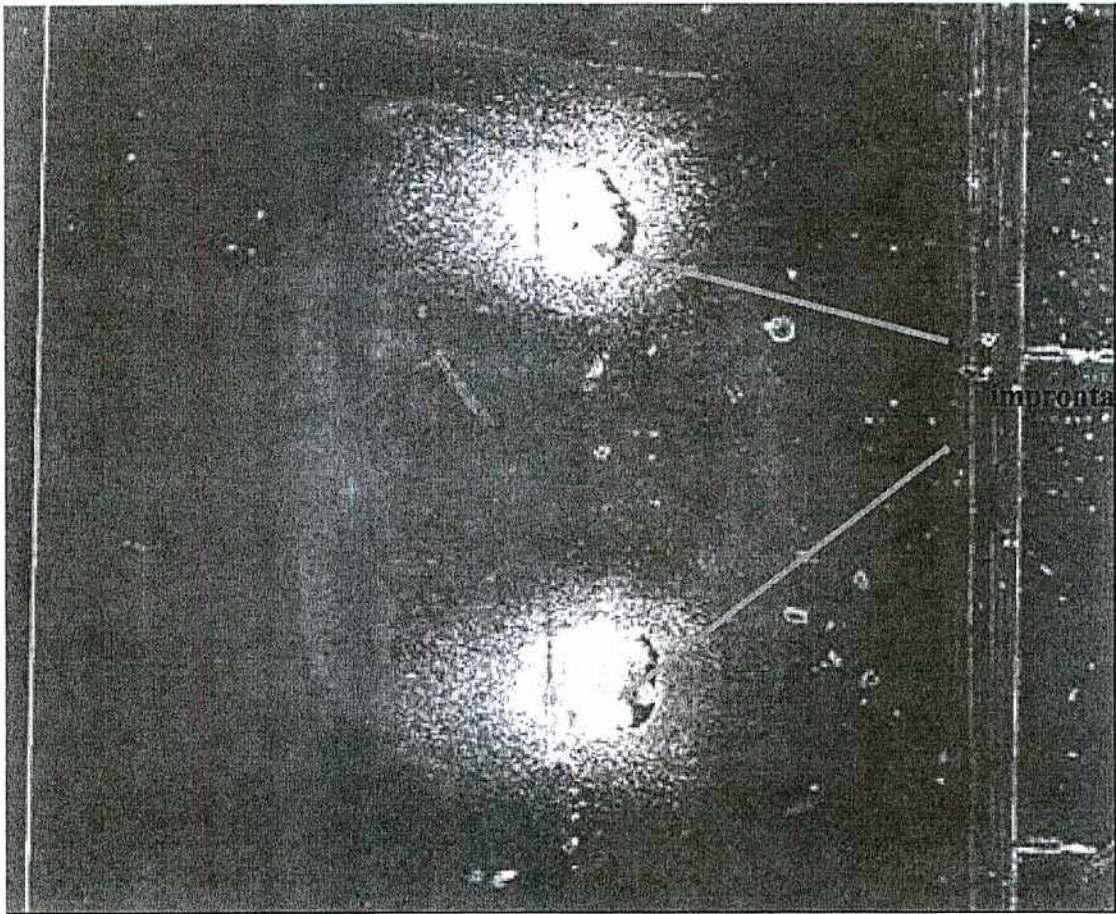


Figura 12: Espesor de los contactos y dedos de la grilla medidos con rugosímetro.

También se observó la impronta sobre los contactos que queda luego del proceso de soldadura de los interconectores mediante microscopía electrónica de barrido (SEM). En la Figura 13 se pueden observar las dos marcas circulares debidas a los electrodos y la zona de calor generada por los mismos. Se realizó también un análisis de rayos X dispersivo en energía (*Energy Dispersive X-ray Spectroscopy*, EDS) sobre los contactos observándose la

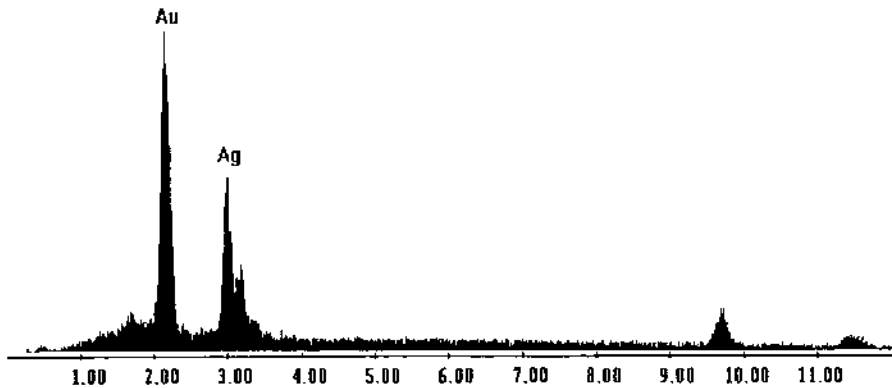


presencia de oro y plata (Figura 14). Esto se debe a que los contactos son fundamentalmente de plata pero están recubiertos por una fina capa de oro para evitar la oxidación.



*Figura 13: Micrografía de la impronta sobre los contactos luego de la soldadura.*

Label A:



*Figura 14: Análisis de rayos X dispersivo en energía de los contactos de la celda Emcore.*

Los datos de la relación de intensidades de rayos X dispersados (*k-ratios*) fueron procesados con el programa GMRFilm (General Motors Research, desarrollado por R. Waldo en el Grupo Transformaciones de Fase – CAC - CNEA). Dicho programa considera la absorción de los rayos X que se produce en cada capa, de modo tal que sabiendo de antemano la composición (en este caso Au sobre Ag) es posible determinar el espesor de oro. Cabe aclarar que los datos obtenidos por EDS no fueron referidos a estándares de los materiales analizados y que además las muestras estaban recubiertas por una delgada capa de Ag para permitir su observación con SEM. Los resultados obtenidos muestran valores distintos dependiendo del lote al que pertenece la celda. En este caso se midieron celdas de dos lotes distintos dando 110 y 160 nm de Au en cada caso.

Por otra parte se efectuaron observaciones con un el microscopio de fuerza atómica (en el Grupo Materia Condensada-CAC-CNEA) para determinar la rugosidad de los contactos. Los resultados pueden verse en la Figura 15; para la celda analizada puede identificarse que la altura de los picos que conforman la rugosidad es de alrededor de 50 nm.



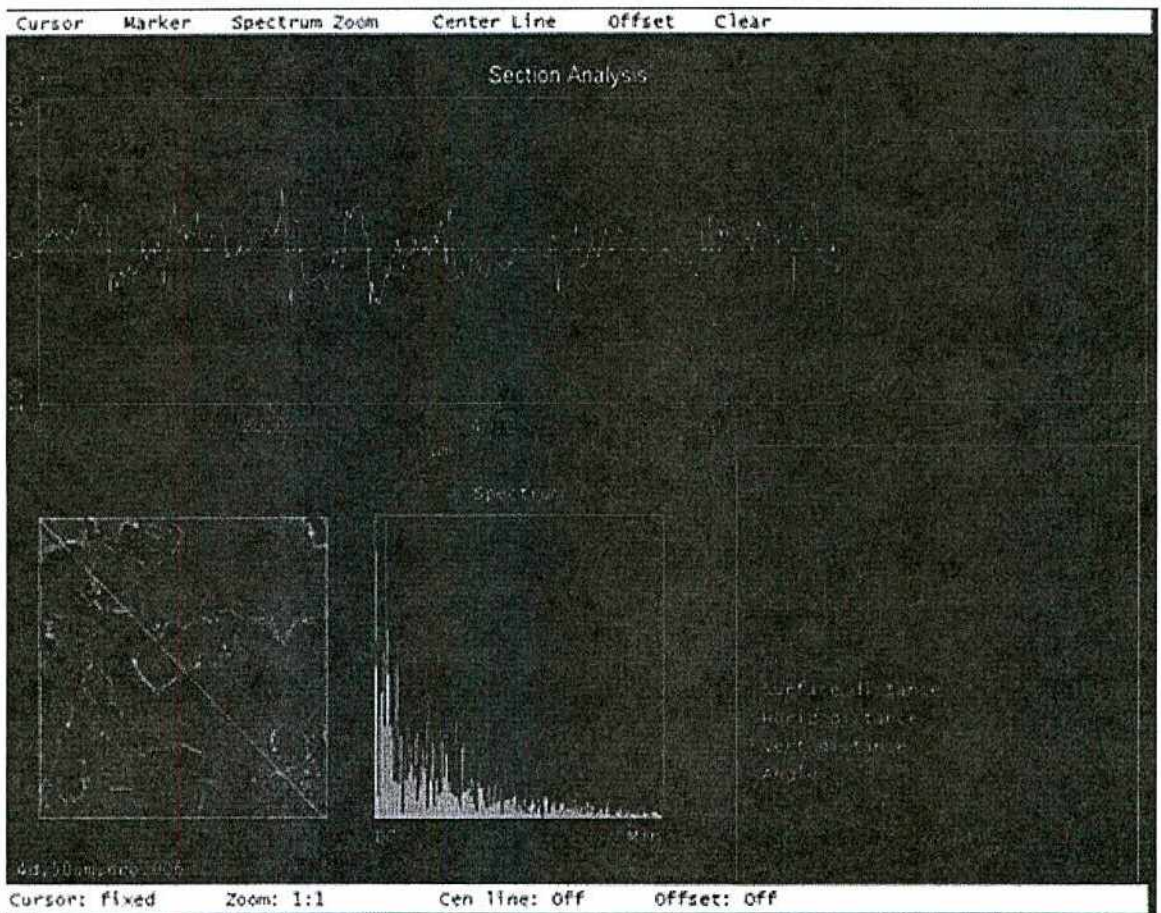
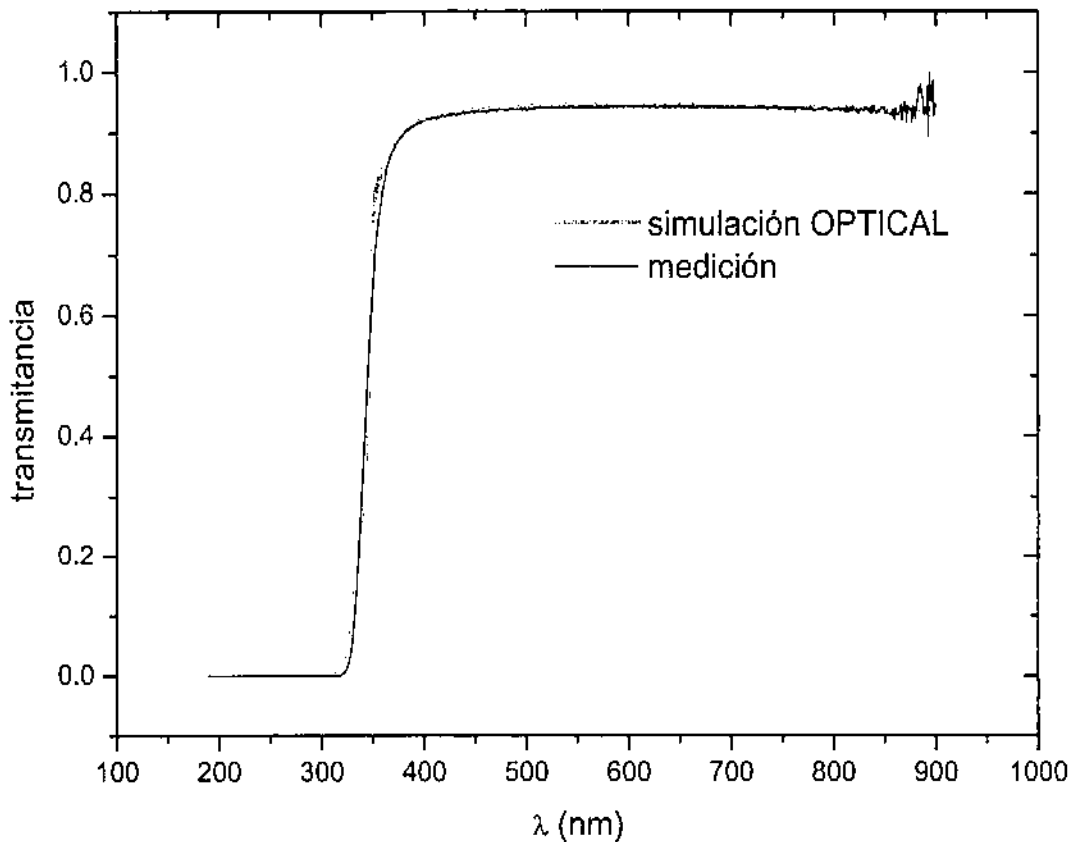


Figura 15: Análisis con microscopio de fuerza atómica (AFM).

#### 5.4.2 Vidrios cobertores

Los vidrios que se emplean en el encapsulado de las celdas solares presentan características que los hacen aptos para aplicaciones espaciales. Por ejemplo los vidrios adquiridos a la empresa Thales (CMG 100) tienen expansión térmica cercana a la del GaAs lo que minimiza las tensiones en la interfaz entre el vidrio y la celda, es estable a la radiación, etc [25].

Se midió la transmitancia de los vidrios mediante un espectrofotómetro GBC UV-Vis y posteriormente se realizó el ajuste numérico de la transmitancia medida mediante el programa de simulación OPTICAL (Figura 16) mencionado anteriormente. Para ello se utilizó el índice de refracción complejo de un vidrio borosilicato, donde se debieron modificar los datos correspondientes al coeficiente de extinción ( $k$ ) para lograr un buen ajuste entre las curvas medida y simulada en la zona de absorción del vidrio [21].



*Figura 16: Medición y simulación numérica de la transmittancia de un vidrio Thales.*

Dichas simulaciones permitieron estimar el espesor de la capa AR de  $MgF_2$ , el que resultó de alrededor de 105 nm. Este valor es compatible con la función AR de  $MgF_2$  sobre el vidrio en el intervalo de longitudes de onda de interés.

Otras de las actividades relacionadas con el ensayo de recepción de los vidrios incluyeron la verificación de las dimensiones de los mismos, la verificación de la cara del vidrio que posee antirreflectante y pruebas de adherencia y resistencia a los químicos de dicha capa, y comparación de los valores de transmittancia medidos con los valores de transmittancia mínimos especificados por el fabricante [22, 23].

## 5.5 ABSORBANCIA DE ALGUNOS COMPONENTES DE INTEGRACIÓN

Durante el tiempo de operación en órbita el panel solar funciona en condiciones extremas de temperatura. La cara activa del panel (donde están las celdas solares) se orienta siempre en dirección al Sol, quedando expuesta al amplio espectro de radiación electromagnética (AM0), además de la radiación electromagnética reflejada por la Tierra y a

parte de la radiación emitida por nuestro planeta en el rango infrarrojo del espectro denominada “de onda larga”, mientras que la cara pasiva del panel (en la dirección opuesta) se expone a parte de la radiación de “onda larga” y al fondo de radiación cósmica (típicamente de 3 °K). Dependiendo de la órbita del satélite pueden ocurrir eclipses ocasionando el ocultamiento total de los paneles. En esta circunstancia habrá una rápida excursión de temperaturas desde el valor de equilibrio térmico (en general cercano a 100 °C) descendiendo a valores debajo de cero (dependiendo del tiempo de eclipse puede ser alrededor de -100 °C).

La transferencia de energía entre el panel solar y el medio que lo rodea (sin incluir la masa del satélite, por tratarse de paneles desplegables) es mayoritariamente radiativa dado el alto vacío que domina el ambiente espacial en órbita (del orden de  $10^{-9}$  mbar en órbitas de baja altura). En situación de equilibrio térmico ambas caras del panel tendrán temperatura constante, existiendo una diferencia de temperatura entre la cara activa y la pasiva dada por el balance térmico entre la radiación incidente, la radiación emitida y la conducida a través de la estructura del panel (según el diseño los espesores varían, puede ser de algunos centímetros). Cuando el panel solar está generando energía debe considerarse la potencia disipada eléctricamente, que se transfiere a las baterías (en la masa del satélite). Cuando se produce un eclipse del panel, la temperatura de ambas caras desciende abruptamente hasta recuperar la iluminación solar, generando un ciclado térmico de las celdas y los materiales del mismo. Como estos procesos están dominados por la transferencia radiativa de energía, es necesario conocer los valores de emisividad y de absorbanza para poder estimar el balance energético que permitirá establecer los límites de temperatura a los que estarán sometidos los componentes del panel solar.

En el caso de las superficies relevantes para los procesos radiativos del panel solar, se desconocían los valores de emisividad y absorbanza de la superficie compuesta por una placa delgada (0,7 mm) de fibra de carbono (FC) y de la misma superficie recubierta con Kapton semitransparente (FCK). Además, si bien se contaba con datos del fabricante de la emisividad normal y absorbanza de la celda ATJ CIC (*Advanced Triple Junction - Covered Integrated Cell*) [26], resultaba de interés al grupo contar con mediciones propias de estos valores. Tampoco se contaba con valores de conductividad térmica de la estructura tipo “panel de abejas” (*honeycomb*) del soporte estructural para el panel solar.

Por lo tanto se midieron los valores de emisividad y de absorbanza de las siguientes superficies:

- a) Celda ATJ CIC
- b) Placa de fibra de carbono (FC)
- c) Placa de fibra de carbono recubierta de Kapton (FCK)

y la conductividad térmica de la estructura FC – *honeycomb* de Al – FCK del panel solar (ver Figura 17).

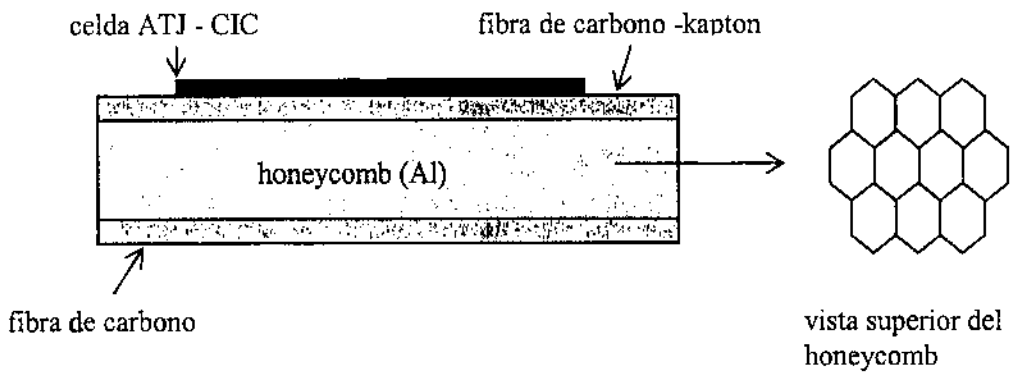


Figura 17: Vista de perfil del componente estructural del panel solar con la Celda ATJ CIC pegada, compuesto por placas de FC, honeycomb de Al y FCK.

Se midió la reflectancia hemisférica de celdas Emcore sin vidrio, con vidrio (CIC) y pegadas sobre un sustrato *honeycomb* de Al. El equipo utilizado fue un espectrofotómetro HPC-3100 Shimadzu UV-3101PC UV-VIS-NIR con esfera integradora.

A partir de estas mediciones y teniendo en cuenta que las muestras son opacas se puede obtener la absorbancia normal hemisférica ( $\alpha$ ) a partir de la expresión [27]:

$$\alpha(\theta, \lambda) = 1 - \rho(\theta, \lambda) \tag{5.1}$$

donde  $\rho$  es la reflectividad,  $\theta$  es el ángulo de incidencia de la luz (en el caso del espectrofotómetro utilizado se puede considerar incidencia normal) y  $\lambda$  es la longitud de onda. Mientras que la absorbancia total solar puede obtenerse integrando en longitudes de onda [28]:

$$\alpha(\theta) = 1 - \frac{\int_{\lambda_1}^{\lambda_2} \rho(\lambda, \theta) S(\lambda) d\lambda}{\int_{\lambda_1}^{\lambda_2} S(\lambda) d\lambda} \quad (5.2)$$

donde  $S(\lambda)$  es el espectro AMO obtenido de la ref. [29] (Fig. 7).

La Figura 18 corresponde a la absorbancia hemisférica de una celda CIC sobre un sustrato con kapton y fibra de carbono. Se midieron también la cara posterior del sustrato, que posee carbono en su superficie; un sustrato con *kapton* sobre fibra de carbono y kapton aluminizado; este último se muestra en la Figura 19.

Los valores de la absorbancia total solar calculados a partir de las mediciones de reflectividad hemisférica se muestran en la Tabla III:

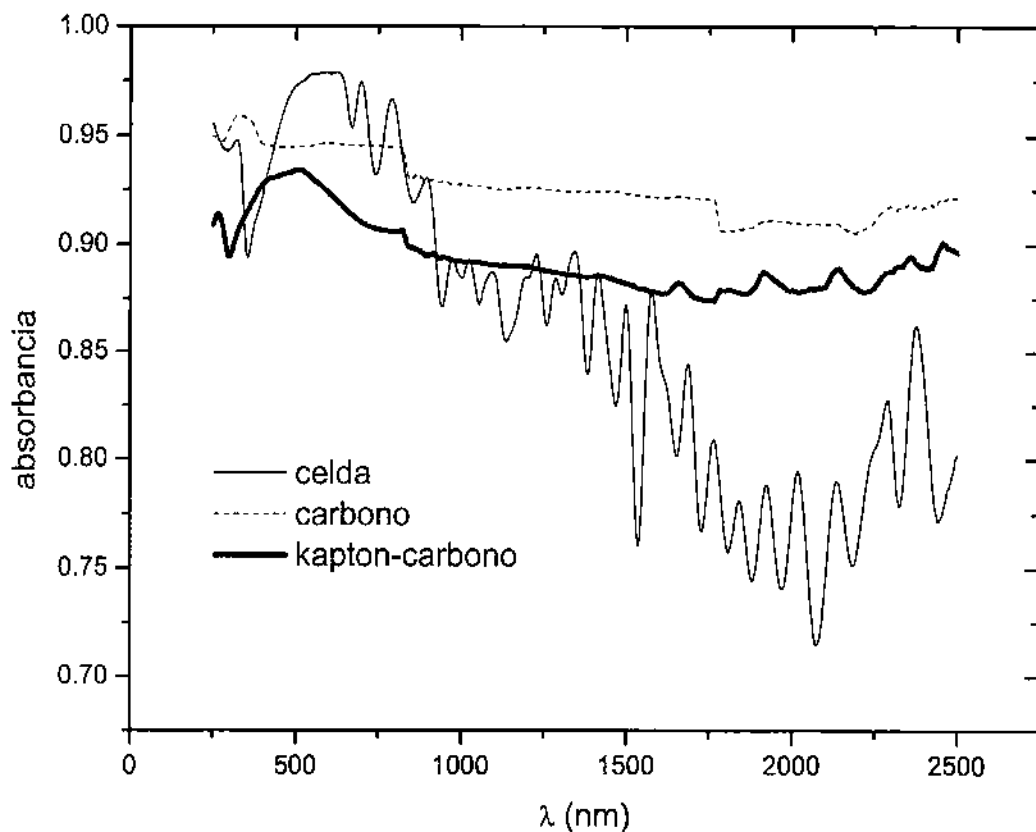


Figura 18: absorbancia normal hemisférica para la celda CIC, carbono-sustrato y kapton-carbono-sustrato.

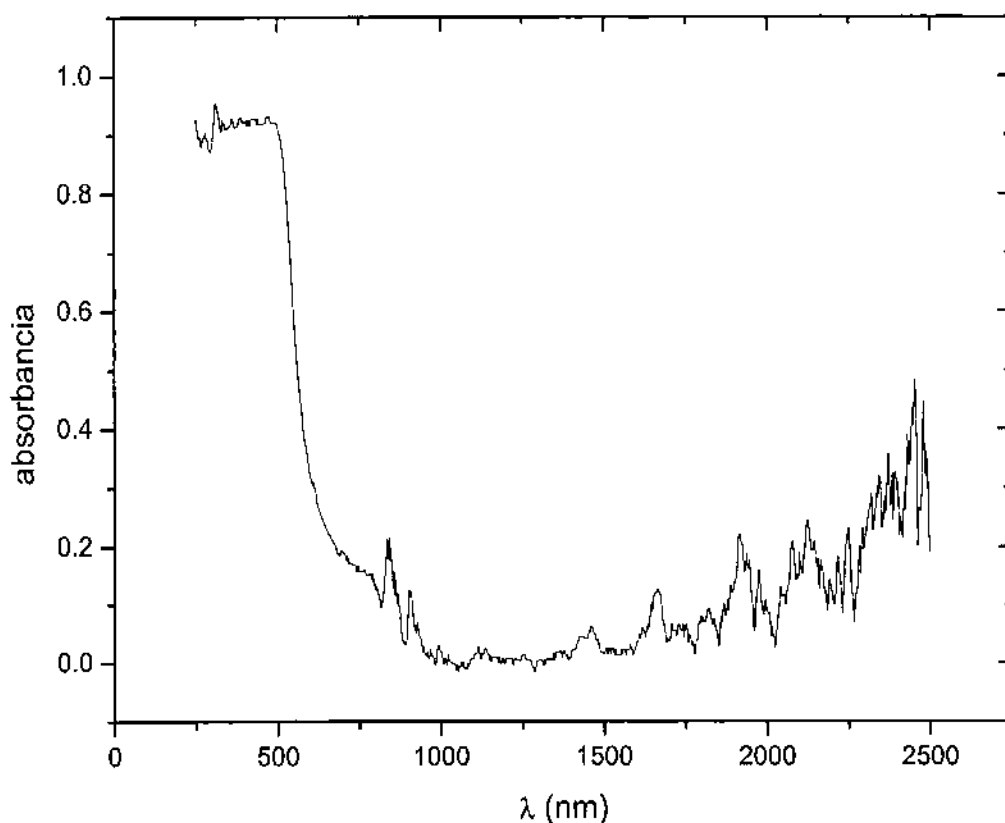


Figura 19: Absorbancia hemisférica del kapton aluminizado.

muestra medida	absorbancia total
celda CIC	0,92
celda sin vidrio	0,92
carbono sobre panal de abejas	0,94
kapton-carbono sobre panal de abejas	0,91
kapton aluminizado	0,36

Tabla III: Absorbancia de varios materiales utilizados en el panel solar del satélite.

Dado que el error típico para  $\alpha$  según la norma ASTM E903 es del 2 %, se obtuvo un valor de absorción igual a 0,92 (celdas 34792221A225-3P-LE, 34626215B235-3P-LE, 34626215B235-3P-LE, 34626219A240-3P-LE). Es importante destacar que los valores obtenidos están de acuerdo a los suministrados por un reporte de calificación para las celdas Emcore ATJ CIC [26].

Cabe aclarar que las absorciones obtenidas fueron utilizadas para la estimación de las temperaturas máximas del panel solar en órbita [30].



## 5.6 MODELOS DE INGENIERÍA PARA LAS MISIONES SAOCOM Y SAC-D

Los procedimientos acerca de la fabricación y ensayo de los modelos de ingeniería fueron presentados en publicaciones previas [31-33]. Es importante remarcar que en las pautas de diseño, fabricación y ensayo de los paneles solares se tomaron como referencia documentos de la NASA [34] y la ESA (*European Space Agency*) [35].

Los componentes y diferentes subconjuntos de los paneles solares fueron inspeccionados visualmente y probados funcionalmente en diferentes niveles de integración. En particular, se midieron e inspeccionaron el 100% de las celdas solares CIC (celdas con interconectores soldados y cubierta de vidrio pegada) fabricadas. Las Figuras 7 y 20 muestran los paneles solares EM#3 y EQM (*Engineering Qualification Model*), respectivamente.

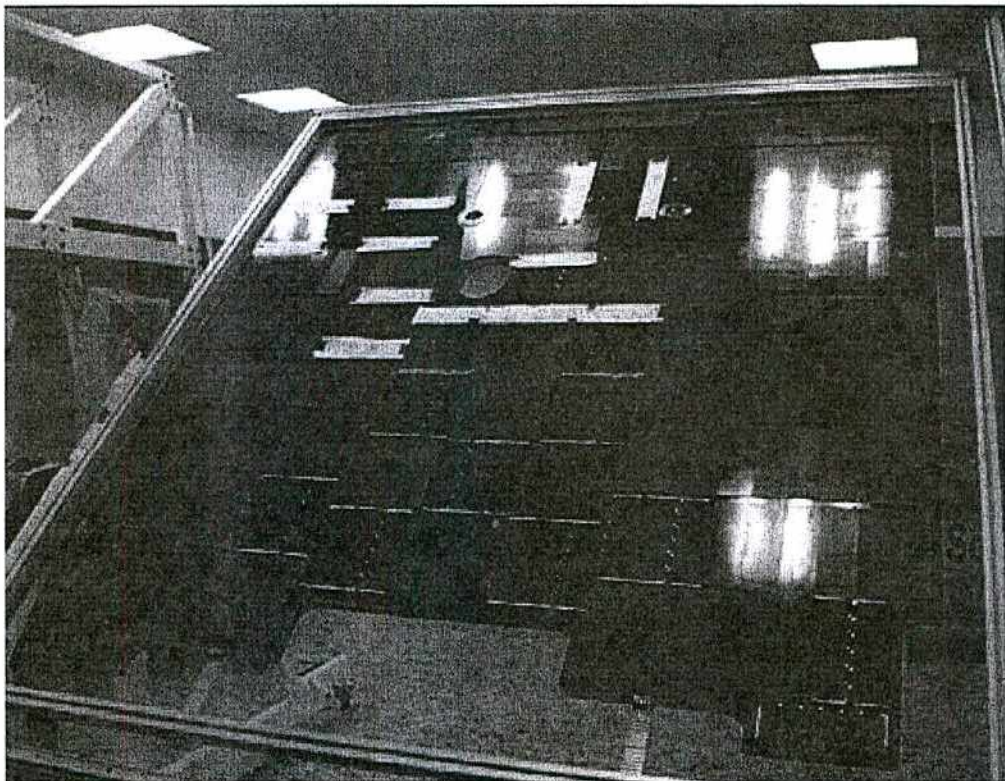


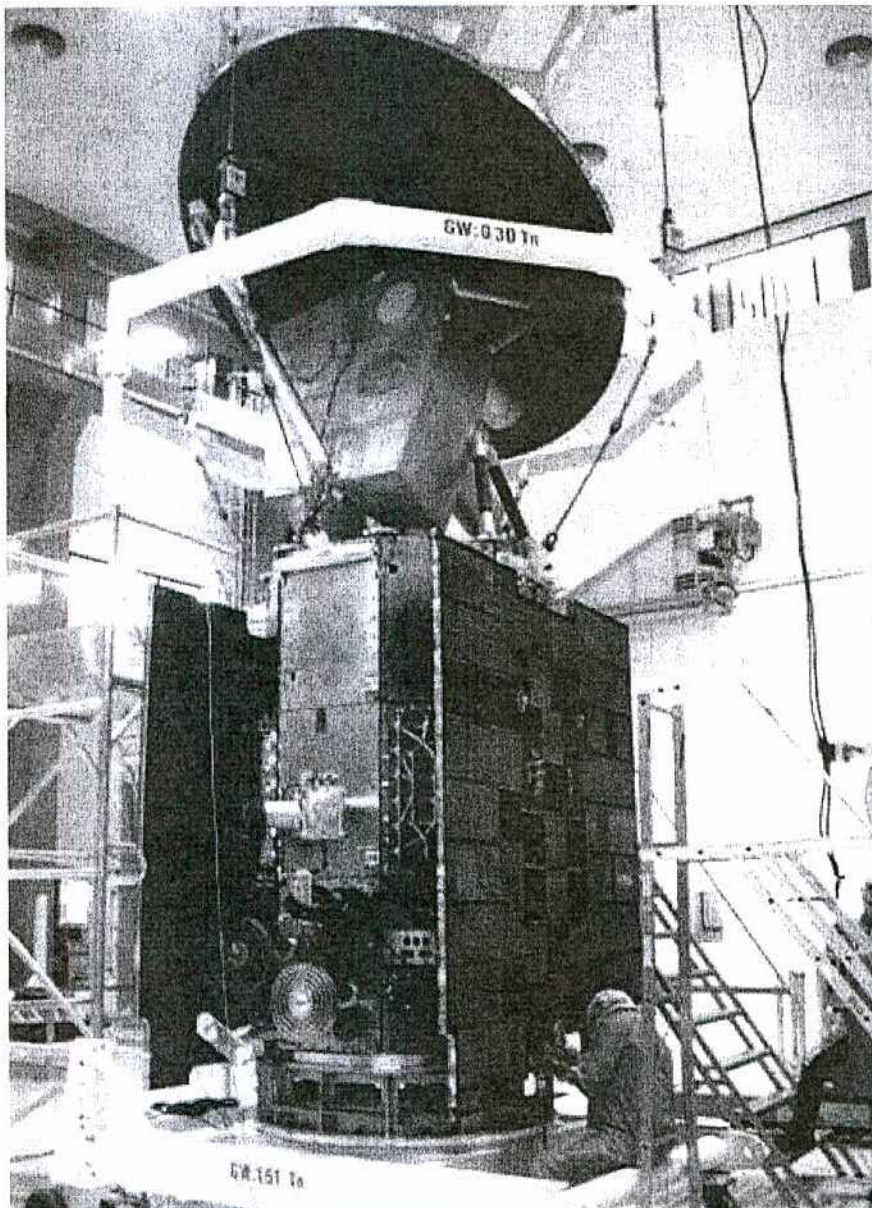
Figura 20: Modelo de ingeniería y calificación (EQM).

Los modelos EM#3 y EQM fueron sometidos a ensayos de calificación en el *Laboratório de Integração e Testes (LIT)* del *Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais (INPE)*, en Brasil. Los ensayos realizados sobre ambos modelos incluyeron ciclado térmico en vacío (10 ciclos térmicos entre  $-100^{\circ}\text{C}$  y  $100^{\circ}\text{C}$ , a una presión media de  $1 \times 10^{-5}$  torr) y ensayos de vibraciones: vibraciones sinusoidales en el eje Z con aceleraciones de 25, 50 y 100 veces la aceleración de la gravedad (g) en las frecuencias naturales, y ensayos de vibraciones de



amplitud baja y aleatoria por debajo de las frecuencias naturales. Complementariamente, se realizó un ensayo dinámico para evaluar deformaciones elásticas sobre el panel EM#3 y ensayos de vibraciones acústicas sobre el EQM. La Figura 21 muestra el panel EQM montado sobre el modelo estructural del satélite SAC-D, en el laboratorio del INPE en Brasil, durante la campaña de calificación.

Antes y después de los ensayos ambientales se realizó una inspección visual completa y una verificación funcional eléctrica, no observándose diferencias significativas luego de completados los ensayos [33]. En consecuencia, se ha completado el proceso de calificación de los paneles solares para la misión Aquarius/SAC-D, lo que habilita para iniciar la integración de los paneles solares de vuelo.



*Figura 21: EQM montado sobre el modelo estructural del SAC-D.*

En la Figura 22 pueden observarse, la simulación y el ensayo eléctrico de 3 módulos del EQM: el módulo 20 compuesto por 1 cadena, el módulo 14 con 2 cadenas en paralelo y el módulo 18 con 3 cadenas [36].

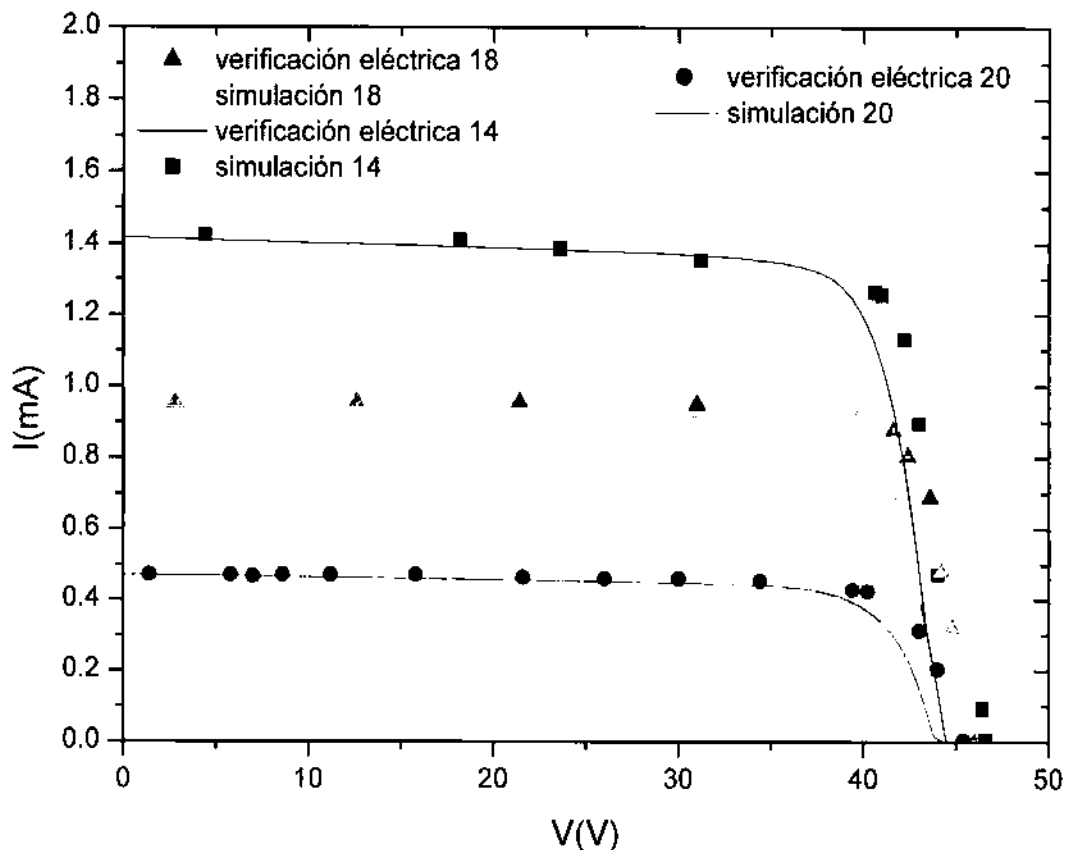


Figura 22: Ensayo eléctrico funcional y simulación de los módulos 20 (1 cadena), 14 (2 cadenas) y 18 (3 cadenas) del EQM.

## 5.7 CONCLUSIONES

Se inició el estudio de técnicas de deposición de materiales para la fabricación de celdas solares basadas en compuestos III-V a través de un proyecto de colaboración científica entre el Instituto IMEM-CNR de Italia y el GES de la CNEA. Entre dichas actividades, se realizó la deposición de estructuras monolíticas de GaAs aptas para la fabricación de celdas solares. Las estimaciones de los espesores de la ventana de AlGaAs realizadas mediante simulaciones numéricas de mediciones con XRD son acordes a las obtenidas mediante el ajuste de la reflectividad óptica.

En cuanto a las actividades referidas al Subproyecto Paneles Solares de las misiones SAOCOM y SAC-D, se colaboró principalmente en el proceso de soldadura y caracterización del mismo mediante los ensayos de tracción. Estos últimos cumplieron con los objetivos requeridos por la NASA. Se realizó la caracterización de los contactos a partir de los espesores de las capas que lo constituyen y la observación de la impronta. Este procedimiento servirá como base para la caracterización de los contactos de las celdas

El estudio de la absorbancia de algunos componentes de los paneles, tales como la celda y el sustrato, resultaron acordes con los suministrados por Emcore. Los valores obtenidos permitieron estimar la temperatura de los dispositivos en órbita.

Los ensayos de calificación sobre los modelos de ingeniería EM#3 y EQM se realizaron en el *Laboratório de Integração e Testes (LIT)* del *Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais (INPE)*, en Brasil. Dichos ensayos (ciclado térmico en vacío, ensayos vibracionales, ensayos dinámicos, etc.), permitieron calificar los desarrollos realizados en el GES para la elaboración de los paneles de vuelo del SAC-D.

Al momento de la escritura de esta Tesis, se encuentra en curso la integración de los modelos de vuelo (FM, *Flight Model*) del SAC-D.

## REFERENCIAS

1. G. Stringfellow, "Organometallic Vapour-Phase Epitaxy: Theory and Practice", Academic Press, (1989).
2. C. Pelosi, G. Attolini, M. Bosi, C. Frigeri, M. Bersani, D. Giubertoni, L. Vanzetti, N. Musayeva, "Thermodynamical analysis of abrupt interfaces of InGaP/GaAs and GaAs/InGaP heterostructures", *Crystal Research and Technology* **40**, 982 (2005).
3. D. Moscatelli, A. Veneroni, C. Cavallotti, M. Masi, M. Bosi, G. Attolini, C. Pelosi, "Designing a large scale CVD reactor for GaAs growth on Ge substrates by multi-hierarchy modeling", *Crystal Research and Technology* **40**, 987 (2005).
4. M. Bosi, R. Fornari, "A study of Indium incorporation efficiency in InGaN grown by MOVPE", *Journal of Crystal Growth* **265**, 434 (2004).
5. C. Pelosi, G. Attolini, M. Bosi, M. Avella, M. Calicchio, N. Musayeva, J. Jimenez, "Characterisation of GaAsN layers grown by MOVPE", *Journal of Crystal Growth* **287**, 625 (2006).
6. T. Prutskij, C. Pelosi, R. Brito-Orta, "Comparative study of the photoluminescence of InGaP layers grown on GaAs substrates by LPE and MOVPE techniques", *Microelectronics Journal* **36**, 374 (2005).

7. G. Attolini, S. Scardova, F. Germini, C. Pelosi, O. Martínez, L.F. Sanz, M.A. González, J. Jiménez, "Optical and structural characterization of LP MOVPE grown lattice matched InGaP/GaAs heterostructures", *Materials Science and Engineering B* **91–92**, 123 (2002).
8. M. Bosi, C. Pelosi, "The Potential of III-V Semiconductors as Terrestrial Photovoltaic Devices", *Progress in Photovoltaics: Research and Applications* **15**, 51 (2006).
9. G. Attolini, M. Bosi, C. Ferrari, M. Barrera, J. Plá, C. Pelosi, "Growth and characterisation of  $Al_{1-x}Ga_xAs$  layers", *Extended Abstracts of the 12<sup>th</sup> European Workshop on Metalorganic Vapour Phase Epitaxy*, Bratislava, Eslovaquia, 17 (2007).
10. A.W. Bett, F. Dimroth, G. Stollwerck, O.V. Sulima. III-V compounds for solar cell applications", *Applied Physics A* **69**, 119 (1999).
11. E. Centurioni, "Generalized matrix method for calculation of internal light energy flux in mixed coherent and incoherent multilayer", *Applied Optics* **44**, 7532 (2005).
12. M. Born, E. Wolf, "Principles of optics", Pergamon Press, (1959).
13. E. Palik, "Gallium arsenide (GaAs)", en "Handbook of optical constants of solids", editado por E. Palik, Academic Press, (1985).
14. O.J. Glembocki, Kemichi Takarabe, "Aluminum gallium arsenide ( $Al_xGa_{1-x}As$ )", en "Handbook of optical constants of solids II", editado por E. Palik, Academic Press, (1991).
15. C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, M.G. Martínez Bogado, A. Moglioni, J. Plá, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, M. Alurralde, F. Antonuccio, M. Barrera, A. Filevich, C.D. Franciulli, A. Iglesias, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, I. Prario, A. Vertanessian, "Desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para misiones satelitales argentinas", publicado como artículo completo en las Actas del Primer Congreso de Innovación Tecnológica en Energía Petroquímica, Bs. As., Argentina, artículo en formato electrónico nº 40 (2004).
16. M. Alurralde, F. Antonuccio, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, "Fabricación y ensayo de paneles solares para uso espacial – Módulo de ingeniería para la misión Aquarius/SAC-D", *Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente* **9**, 04.07 (2005).
17. CAC-PSE-PAN-01700B-PR, "Integración del modelo de calificación", procedimiento técnico interno del Subproyecto Paneles Solares (misiones SAOCOM y SAC-D), generado por J. Durán, fecha de aprobación 29/01/08.
18. CAC-PSE-SOL-01000C-PR, M. Barrera, A. Moglioni, "Soldadura de interconectores de kovar plateados a contactos frontales del conjunto celda ATJ – diodo EMCORE", procedimiento técnico interno del Subproyecto Paneles Solares (misiones SAOCOM y SAC-D), fecha de aprobación 10/4/08.
19. CAC-PSE-SOL-01110A-PR, M. Barrera, A. Moglioni, "Soldadura de interconectores de kovar plateados a contactos posteriores de celda ATJ emcore ("reflow")", procedimiento técnico interno del Subproyecto Paneles Solares (misión SAC-D), fecha de aprobación 11/4/08.
20. CAC-PSE-SOL-00910A-PR, M. Barrera, A. Moglioni, "Soldadura de Interconector de cara Posterior del diodo de paso a cara posterior de celda ATJ EMCORE ("reflow")",

procedimiento técnico interno del Subproyecto Paneles Solares (misiones SAOCOM y SAC-D), fecha de aprobación 10/4/08.

21. CAC-PSE-CEL-02900A-IN, "Simulación de la transmitancia de vidrios cobertores Thales", generado por M. Barrera y J. Plá, informe técnico interno del Subproyecto Paneles Solares (misiones SAOCOM y SAC-D), fecha de aprobación 11/06/07.
22. CAC-PSE-CEL-02700A-PR, "Determinación de la cara con depósito antirreflectante en vidrios cobertores", generado por M. Barrera y J. Plá, procedimiento técnico interno del Subproyecto Paneles Solares, fecha de aprobación 11/06/07.
23. CAC-PSE-CEL-02800A-IN, "Ensayo de recepción de vidrios cobertores Thales", generado por M. Barrera y J. Plá, informe técnico interno del Subproyecto Paneles Solares (misiones SAOCOM y SAC-D), fecha de aprobación 24/05/07.
24. M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, F. Antonuccio, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, C.D. Franciulli, A. Moglioni, G. Berbeglia, D. Fernández Slezack, "Development of photovoltaic modules for space applications in Argentina", Proceedings of the 20<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 538 (2005).
25. Thales Optics, "CMG solar cell coverglasses", hoja técnica.
26. Emcore Photovoltaics, "EWRP037 - Report on the Space Qualification Tests for the InGaP/InGaAs/Ge Advanced Triple Junction CIGed Solar Cell", (2002).
27. T.Boström, "Solution-Chemically Derived Spectrally Selective Solar Absorbers", Digital Comprehensive Summaries of Uppsala Dissertations from the Faculty of Science and Technology 225, (2006).
28. L. Kauder, "Spacecraft Thermal Control Coatings References", NASA Technical Publication, NASA/TP-2005-212792 (2005).
29. AM0 E490 00a disponible en: <http://rredc.nrel.gov/solar/spectra/am0/>
30. CAC-PSE-ENV-02400A-IN, "Estimación de temperaturas máximas en órbita del panel solar del SAC-D", informe técnico interno del Subproyecto Paneles Solares (misiones SAOCOM y SAC-D), generado por Igor Prario, fecha de aprobación 30/06/08.
31. M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, F. Antonuccio, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, C.D. Franciulli, A. Moglioni, G. Berbeglia, D. Fernández Slezack, "Development of photovoltaic modules for space applications in Argentina", Proceedings of the 20<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 538 (2005).
32. M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, C. Nigri, S.L. Nigro, F. Palumbo, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, H. Socolovski, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, "Advances in The Development of Photovoltaics for Space Applications in Argentina", Proceedings of the 22<sup>nd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 687 (2007).

33. M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, L. González, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, S. Muñoz, C. Nigri, S.L. Nigro J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, C. Rinaldi, S.E. Rodríguez, Socolovsky, M.J.L. Tamasi, "Solar array qualification models for Aquarius/SAC-D satellite mission", Proceedings of the 23<sup>rd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, 785 (2008).
34. NASA, "Solar array design, development, and evaluation for in house spacecraft", Directive N° 563-PG-8700.2.2A, Procedures and Guidelines (2004).
35. ESA, "Space engineering - photovoltaic assemblies and components", document ECSS-E-20-08A, (2004).
36. M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, L. González, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, S. Muñoz, C. Nigri, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, D. Raggio, C. Rinaldi, S.E. Rodríguez, H. Socolovsky, M.J.L. Tamasi, "Modelos de ingeniería y calificación de los paneles solares para la misión satelital Aquarius/SAC-D", Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 12, 04.15 (2008).

## CONCLUSIONES GENERALES

La provisión de energía eléctrica en los satélites está dada casi en la totalidad de los casos por sistemas fotovoltaicos, siendo las celdas solares el principal componente de dicho sistema. Estos dispositivos, entre otros requisitos, tienen la necesidad de poseer una alta eficiencia y confiabilidad, dadas las limitaciones en cuanto al volumen y superficie de almacenamiento disponibles.

En el caso de las celdas solares de Si cristalino y de materiales III-V, una forma de incrementar la eficiencia es mediante el empleo de técnicas antirreflectantes (AR). En particular se estudiaron sistemas de multicapas dieléctricas de características AR-pasivantes apropiadas para celdas de Si cristalino encapsuladas es decir, con el vidrio protector sobre la cara frontal, para aplicaciones espaciales.

Primeramente se realizó la optimización numérica, utilizando el espectro solar extraterrestre AM0, de la estructura  $MgF_2$ -vidrio-adhesivo- $TiO_2$ - $SiO_2$ -Si, donde el  $MgF_2$  es el AR del vidrio, la bicapa  $TiO_2/SiO_2$  actúa como AR-pasivante del Si y se consideraron también las propiedades ópticas del vidrio y el adhesivo. Dicha estructura es una representación realista de una celda de Si cristalino encapsulada para aplicaciones espaciales. Se evaluó la influencia del  $SiO_2$  pasivante en el proceso de optimización de los espesores, concluyéndose que el mismo debía ser lo más delgado posible mientras mantenga sus propiedades pasivantes. El espesor seleccionado de acuerdo a este criterio fue de 10 nm.

Por otra parte, se definió un criterio para el apartamiento de los espesores óptimos de las películas de  $TiO_2$  y  $MgF_2$ , resultando que el primero puede encontrarse en el intervalo [27, 45] nm con una pérdida de a lo sumo el 1% de la máxima corriente de cortocircuito obtenible, mientras que el segundo admite una tolerancia mucho mayor: para limitar la pérdida de corriente con el mismo criterio, el espesor de  $MgF_2$  tendría un límite inferior de 62 nm, en tanto que el límite superior corresponde a 175 nm.

Con posterioridad, se elaboraron muestras con estructura  $TiO_2$ - $SiO_2$ -Si. Para ello, primeramente se optimizó un procedimiento experimental para la obtención de la bicapa  $TiO_2$ - $SiO_2$  con espesores acordes con la optimización teórica realizada, a partir de la evaporación térmica de Ti y un posterior proceso térmico de oxidación a alta temperatura. La caracterización óptica de las muestras elaboradas a partir de la medición de reflectividad espectral en el intervalo UV-visible, permitió determinar los espesores de las capas de  $TiO_2$  y  $SiO_2$  realizando el ajuste de la curva experimental con la simulación teórica.



Se realizó la caracterización estructural de muestras mencionadas en el párrafo anterior, mediante reflectividad de rayos X (XRR) y microscopía electrónica de transmisión (TEM) en sección transversal (*cross section*). La figura de difracción confirmó la presencia de la fase rutilo para el  $\text{TiO}_2$ . Por otra parte, se obtuvieron los espesores de las capas a partir de mediciones de reflectividad óptica, considerándose la presencia de la rugosidad de las superficies. Los espesores encontrados mediante las distintas técnicas resultaron consistentes entre sí.

Es importante destacar que el proceso propuesto permite la obtención de la bicapa en un sólo proceso térmico. Dicho proceso permite asegurar el índice de refracción requerido para el  $\text{TiO}_2$  y de este modo obtener, consistentemente, una baja reflectividad.

Con el fin de estudiar muestras representativas de la celda solar encapsulada, se prepararon muestras con estructura  $\text{MgF}_2$ -vidrio-adhesivo- $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ -Si con espesores optimizados. Se obtuvo una buena correspondencia entre los valores de reflectividad medidos y el ajuste teórico, en el cual se utilizaron los espesores de las películas determinados anteriormente a la integración de la muestra.

Se estudió mediante simulaciones numéricas la influencia de la estructura AR en celdas con  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  encapsuladas. Se pudo observar que la estructura AR produce una mejora del 23,5 % en la potencia máxima con respecto al caso sin AR.

Se elaboraron celdas de Si monocristalino  $n^+p-p^+$  convencionales y también con el empleo de distintas técnicas antirreflectantes (AR). Para ello, se partió de obleas comerciales tipo  $p$ , y posteriormente se realizó el proceso de difusión para la formación del emisor y de la junta posterior. En particular se propusieron procesos para la elaboración de celdas solares, por un lado con bicapa AR pasivante de  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$ , y por otro lado con una monocapa de ZnS. En ambos casos se tuvo en cuenta que el proceso de elaboración de dispositivos exige lograr una compatibilidad entre el proceso de elaboración de la capa AR y el proceso de elaboración de dispositivos convencionales, en particular de la grilla de contacto frontal.

El proceso propuesto para la elaboración de celdas con bicapa  $\text{TiO}_2$ - $\text{SiO}_2$  consiste en el depósito de Ti con posterioridad a la elaboración de la unión  $p-n$ , y oxidación a altas temperaturas para la formación de los óxidos incluyendo técnicas fotolitográficas para permitir que la grilla frontal haga contacto óhmico con el Si. Todo este proceso requiere dos pasos de fotolitografía y una buena alineación, por lo que en el futuro se espera implementarlo con el uso de un alineador de máscaras no disponible por el momento.

Con el fin de asegurarse de que no queden impurezas que puedan difundir en el proceso térmico de oxidación se prepararon muestras para evaluar la presencia de residuos resultantes del proceso de elaboración, para lo cual se efectuó un análisis mediante la técnica XPS (*X-ray Photoelectron Spectroscopy*). Los resultados obtenidos muestran una baja contaminación, por lo que el proceso de elaboración propuesto, incluyendo la limpieza, puede considerarse adecuado.

Se observó que los dispositivos fabricados con bicapa  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$  tienen baja corriente y en general bajo  $FF$ , existiendo dos causas que podrían explicar este hecho. Una es la falta alineación de los contactos, lo que provoca un aumento de la resistencia serie. La otra es que los dedos de la grilla resultaron más gruesos de lo esperado, tapando parte de la zona activa de la celda y disminuyendo de este modo la generación de corriente. Para solucionar el segundo problema la propuesta es elaborar máscaras con dedos más finos, mientras que la falta de alineación hace necesario utilizar un alineador de máscaras.

La caracterización eléctrica de las celdas de Si con AR optimizado de ZnS muestra un incremento de alrededor del 35 % en la corriente de cortocircuito respecto de los mismos dispositivos sin encapsular. Dado que el espesor  $\text{SiO}_2$  formado en la superficie frontal en el proceso de difusión no posee el espesor apropiado para celdas con ZnS encapsuladas, el mismo fue removido. Cabe aclarar que el ZnS no provee pasivación; mediante simulaciones numéricas se verificó que por este motivo se pierde cerca de un 8 % de la corriente de cortocircuito.

Es importante destacar que los procesos propuestos para la elaboración de celdas solares con AR, tanto con bicapa de  $\text{TiO}_2\text{-SiO}_2$  como con ZnS, permitieron obtener por primera vez celdas con estas características en el país. La propuesta a futuro es, para el caso de la bicapa, lograr su correcta instrumentación en la fabricación de dispositivos y hacer un estudio de la pasivación; y para el caso del ZnS, desarrollar la técnica para obtener pasivación con  $\text{SiO}_2$  de espesor  $a$ .

En las misiones satelitales argentinas SAC-D y SAOCOM se definió el uso de celdas solares de triple juntura comerciales InGaP/GaAs/Ge para integrar los módulos fotovoltaicos que generan la potencia eléctrica necesaria. La elaboración de los paneles solares de dichos satélites está a cargo de un grupo de trabajo creado especialmente en torno al Grupo Energía Solar (GES) de la Gerencia de Investigación y Aplicaciones (CAC-CNEA).

Considerando el consecuente interés que despiertan este tipo de dispositivos se iniciaron actividades conducentes a la optimización y a la simulación numérica de celdas solares

basadas en materiales III-V mediante el código no comercial D-AMPS-1D (*New Developments - Analysis of Microelectronic and Photonic Devices – One Dimensional*).

Primeramente se realizó un estudio sobre los efectos de la pasivación de la ventana de InGaP sobre celdas solares de GaAs *p-n*. A tal efecto se realizó una búsqueda exhaustiva en la bibliografía de los parámetros característicos de los materiales III-V que forman parte de la celda solar, como la movilidad de los portadores, índices de refracción ( $n$ ,  $k$ ) espectrales, parámetros relativos a la recombinación, alineamiento de bandas, etc..

Se optimizaron los espesores de la capa antirreflectante (AR) utilizando un tratamiento puramente óptico. Los valores obtenidos para los espesores fueron verificados a posteriori al efectuar la combinación con el modelo eléctrico utilizado en D-AMPS-1D. En las simulaciones numéricas se puso en evidencia el rol pasivante de la capa de InGaP. Se estudiaron dos casos, baja y alta velocidad de recombinación superficial en cara frontal asumiendo bandas planas en los contactos. En el caso de alta recombinación mencionado, más cercano a la situación real, se encontró un espesor óptimo para la ventana por debajo de 30 nm, siendo este último valor el propuesto habitualmente en la literatura.

Posteriormente se consideró la posibilidad de que las bandas no sean planas sino que estén curvadas en la cara frontal debido a la presencia de una alta densidad de defectos en dicha cara. A tal efecto se consideraron distintos valores para la barrera frontal de huecos considerándose también la presencia del mecanismo de *tunnelling* directo para huecos. Los resultados muestran que la curva  $J-V$  permanece inalterada para barreras de huecos por debajo de un valor de barrera crítico. Por otro lado, el espesor óptimo de la capa de InGaP, cuando se considera corriente túnel directa en la superficie, es levemente dependiente de la barrera de huecos.

Se simuló una celda multijuntura InGaP/GaAs/Ge, similar a las provistas por la empresa Emcore Photovoltaics y utilizadas en las misiones SAC-D y SAOCOM, para lo cual se estudiaron homojunturas *n-p* basadas en InGaP, GaAs y Ge con estructura y caracterización eléctrica publicadas en la literatura. Los resultados obtenidos se encuentran en buen acuerdo con los valores experimentales presentados en la bibliografía consultada para los tres tipos de dispositivos simulados. Posteriormente se adaptó la estructura de estos dispositivos para corresponderse con la de las subceldas de la celda triple InGaP/GaAs/Ge. Por último se obtuvieron resultados preliminares para la característica  $I-V$  de dicha celda que surgen de la interconexión virtual en serie de estas tres subceldas, los que resultaron consistentes con los de una celda Emcore promedio y con mediciones de características  $I-V$  realizadas en el Grupo sobre estas celdas.

Los resultados obtenidos en las distintas actividades encaradas permitieron ampliar el conocimiento en el país, y en algunos casos a nivel global, acerca de estos dispositivos fotovoltaicos de última generación. Por otra parte, se abren nuevas posibilidades para el diseño, predicción del funcionamiento y optimización de celdas solares multijuntura basadas en materiales III-V. Se espera asimismo que la herramienta de simulación numérica desarrollada pueda ser probada en el futuro próximo sobre dispositivos experimentales de estructura conocida. Otra posible aplicación de este trabajo será la interpretación y cuantificación del daño introducido en cada subcelda en ensayos de irradiación por partículas cargadas.

Se inició el estudio de técnicas de deposición de materiales para la fabricación de celdas solares basadas en compuestos III-V a través de un proyecto de colaboración científica entre el Instituto IMEM-CNR de Italia y el GES de la CNEA. Entre dichas actividades, se realizó la deposición de estructuras monolíticas de GaAs aptas para la fabricación de celdas solares. Las estimaciones de los espesores de la ventana de AlGaAs realizadas mediante simulaciones numéricas de mediciones con difracción de rayos X (XRD) son acordes a las obtenidas mediante el ajuste de la reflectividad óptica.

En cuanto a las actividades referidas a la elaboración de paneles solares para las misiones satelitales, en particular la misión SAC-D, se colaboró principalmente en el proceso de soldadura de interconectores y caracterización de la misma mediante ensayos de tracción. Se realizó también la caracterización de los contactos de las celdas partir de los espesores de las capas que lo constituyen y la observación de la impronta dejada por la soldadura.

Por otra parte, el estudio de la absorbancia de algunos componentes de los paneles, tales como la celda y el sustrato, resultaron acordes con los suministrados por Emcore.

Los ensayos de calificación sobre los modelos de ingeniería EM#3 (*Enginnering Model #3*) y EQM (*Enginnering Qualification Model*), se realizaron en el *Laboratório de Integração e Testes* (LIT) del *Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais* (INPE), en Brasil. Dichos ensayos (ciclado térmico en vacío, ensayos vibracionales, ensayos dinámicos, etc.), permitieron calificar los desarrollos realizados en el GES para la elaboración de los paneles de vuelo del SAC-D.

Al momento de la escritura de esta Tesis, se encuentra en curso la integración de los modelos de vuelo (FM, *Flight Model*) del SAC-D con fecha de lanzamiento en mayo de 2010.

## LISTA DE PUBLICACIONES

- M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, F. Antonuccio, P. Cabot, E. Carella, C.D. Franciulli, A. Moglioni, “Últimos desarrollos relacionados con la fabricación y el ensayo de paneles solares y componentes para usos espaciales”, *Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente* 8, 04.01 (2004).
- M. Barrera, C.G. Bolzi, D. Corvalán, M.G. Martínez Bogado, J. Plá, M.J.L. Tamasi, “Últimos desarrollos en celdas solares de silicio cristalino en la CNEA”, *Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente* 8, 04.19 (2004).
- C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, M.G. Martínez Bogado, A. Moglioni, J. Plá, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, M. Alurralde, F. Antonuccio, M. Barrera, A. Filevich, C.D. Franciulli, A. Iglesias, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, I. Prario, A. Vertanessian, “Desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para misiones satelitales argentinas”, publicado como artículo completo en las Actas del Primer Congreso de Innovación Tecnológica en Energía Petroquímica, Bs. As., Argentina, artículo en formato electrónico n° 40 (2004).
- C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, M.G. Martínez Bogado, A. Moglioni, J. Plá, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, M. Alurralde, F. Antonuccio, M. Barrera, J. Di Santo, A. Filevich, C.D. Franciulli, A. Iglesias, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, A. Vertanessian, “Paneles solares para uso espacial: desarrollos, fabricación y ensayos realizados en CNEA”, *Actas del Primer Congreso Nacional de Hidrógeno y Fuentes Sustentables de Energía*, S.C. Bariloche, Argentina, 11.42 (2005).
- M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, F. Antonuccio, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, C.D. Franciulli, A. Moglioni, G. Berbeglia, D. Fernández Slezack, “Development of photovoltaic modules for space applications in Argentina”, *Proceedings of the 20<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Barcelona-España*, 538 (2005).
- 6.11- M. Alurralde, F. Antonuccio, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, “Fabricación y ensayo de paneles solares para uso espacial – Módulo de ingeniería para la misión Aquarius/SAC-D”, *Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente* 9, 04.07 (2005).

- C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, M.G. Martínez Bogado, A. Moglioni, J. Plá, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, M. Alurralde, F. Antonuccio, M. Barrera, J. Di Santo, A. Filevich, C.D. Franciulli, A. Iglesias, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, I. Prario, M.C. Raffo Calderon, A. Vertanessian; “Desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para uso espacial en la CNEA”, Actas del V Congreso Regional de Ensayos no Destructivos y Estructurales (CORENDE), Neuquén, Argentina, 187 (2005).
- J. Plá, M. Barrera, M. Bosi, C. Pelosi, G. Attolini, F. Rubinelli, S. Fortin, M.G. Martínez Bogado, “Colaboración ítalo-argentina para el estudio de celdas solares basadas en materiales III-V”, Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 10, 04-61 (2006).
- G. Attolini, M. Bosi, C. Ferrari, M. Barrera, J. Plá, C. Pelosi, “Growth and characterisation of  $Al_{1-x}Ga_xAs$  layers”, Extended Abstracts of the 12<sup>th</sup> European Workshop on Metalorganic Vapour Phase Epitaxy, Bratislava-Eslovaquia, 17 (2007).
- J. Plá, M. Barrera, F. Rubinelli, “The influence of the InGaP window layer on the optical and electrical performance of GaAs solar cells”, Semiconductor Science and Technology 22, 1122 (2007).
- M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, C. Nigri, S.L. Nigro, F. Palumbo, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, H. Socolovski, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, “Advances in The Development of Photovoltaics for Space Applications in Argentina”, Proceedings of the 22<sup>nd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Milán-Italia, 687 (2007).
- M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, Bruno C.J., P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, C. Nigri, S.L. Nigro, F. Palumbo, J. Plá J., I. Prario, M.C. Raffo Calderón, S.E. Rodríguez, H. Socolovsky, M.J.L. Tamasi, A. Vertanessian, “Desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para las misiones satelitales SAOCOM y SAC-D”, Actas de la XXXIV Reunión anual de la asociación argentina de tecnología nuclear, trabajo 046 (2007).
- M. Barrera, J. Plá, F. Rubineli, “Simulación numérica de celdas solares de GaAs”, Avances en energías Renovables y Medio Ambiente 11, 04.85 (2007).
- J. Plá, M. Barrera, F. Rubinelli, J. García, H. Socolovsky, M. Bosi, G. Attolni, C. Pelosi, “Avances en el estudio de celdas solares basadas en materiales III-V”, Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 11, 04.93 (2007).
- M. Barrera, J. Plá, C. Bocchi, A. Migliori, “Antireflecting– passivating dielectric films on crystalline silicon solar cells for space applications”, Solar Energy Materials & Solar Cells 92, 1115 (2008).

- M. Barrera, J. García, H. Socolovsky, F. Rubinelli, E. Godfrin, J. Plá, “Activities on simulation and characterization of multijunction solar cells for space applications in Argentina”, Proceedings of the 23<sup>rd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Valencia-España, 781 (2008).
- M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, L. González, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, S. Muñoz, C. Nigri, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, C. Rinaldi, S.E. Rodríguez, Socolovsky, M.J.L. Tamasi, “Solar array qualification models for Aquarius/SAC-D satellite mission”, Proceedings of the 23<sup>rd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Valencia-España, 785 (2008).
- M. Barrera, J. Plá, F. Rubinelli, “Estudio de celdas solares basadas en materiales III-V”, Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 12, 04.23 (2008).
- M. Alurralde, M. Barrera, C.G. Bolzi, C.J. Bruno, P. Cabot, E. Carella, J. Di Santo, J.C. Durán, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, L. González, A. Iglesias, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, A. Moglioni, S. Muñoz, C. Nigri, S.L. Nigro, J. Plá, I. Prario, M.C. Raffo Calderón, D. Raggio, C. Rinaldi, S.E. Rodríguez, H. Socolovsky, M.J.L. Tamasi “Modelos de ingeniería y calificación de los paneles solares para la misión satelital AQUARIUS/SAC-D”, Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 12, 04.15 (2008).

## AGRADECIMIENTOS

En primer lugar, los agradecimientos son para mi familia, pues me vieron estudiar casi desde que tengo uso de razón, pensaban que no terminaba más. Todo llega. Un muchas gracias muy especial a Marcelo, por el aguante por tantas horas sentada a una computadora, por la comprensión de mi carácter por alguna reyerta con algún aparatejo endemoniado.

Está también Juan, con su infinita paciencia. Juan: que la paciencia no se te vaya con los años y con el renegar, que otros sigan aprovechando ese interior de maestro.

Pancho, con un poquito menos de paciencia que Juan, pero él intenta todo el tiempo ser más paciente (ojo que él es el que dice que no tiene paciencia). Espero haber capturado un poquitín de su conocimiento, ese que aprendió por aquí y por allá y decirle ¡gracias!

Agradezco al multidisciplinario Grupo de Café por haberme hecho compañía todo el verano. Sobre todo por haber preparado ellos el café y después haber lavado las tazas.

Al GES, mi lugar de trabajo, por haberme dado el espacio para desarrollar mi Tesis. Espero que siga creciendo, en todo sentido (pero no a lo “ancho”).

A todos aquellos que me ayudaron con alguna medición o con algún cálculo, tengo miedo de olvidarme de alguno!.