

17/15-14/03

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

**Celdas Solares para Uso Espacial:
Optimización de Procesos y Caracterización^o**

por Lic. Mariana J. L. Tamasi

Director

Dr. Julio C. Durán

^o **Tesis para optar al título de Doctora en Ciencia y Tecnología - Mención Física**

República Argentina

2003

*¿Vale acaso la pena?... ¿vale la pena acaso?
Ir cruzando la vida, sin un rayo de Sol
Y no tener adentro la virtud del crisol
Para purificar el alma paso a paso...?*

Alfonsina Storni

RESUMEN

Las celdas solares son la principal fuente de alimentación de los satélites artificiales. Dado que la Argentina cuenta con un Plan Espacial Nacional, actualmente en ejecución, resulta de sumo interés desarrollar la tecnología de fabricación de dispositivos fotovoltaicos y paneles solares para futuras misiones satelitales, así como conocer el desempeño de estos dispositivos en ambiente espacial para predecir correctamente el comportamiento de los mismos durante la misión. Los trabajos presentados en esta Tesis Doctoral se encuentran en el marco de un acuerdo de colaboración entre la Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA) y la Comisión Nacional de Actividades Espaciales (CONAE), cuyo objetivo principal es la puesta a punto en el país de las técnicas de diseño, fabricación, caracterización y ensayo de paneles solares para usos espaciales.

Las actividades realizadas se centraron en el desarrollo de diversas técnicas de elaboración de celdas solares, la optimización de los procesos asociados y el análisis de experiencias de daño por radiación en dispositivos fotovoltaicos de distintos materiales.

En los dos primeros capítulos se presenta una reseña histórica y una breve introducción teórica a fin de definir los parámetros eléctricos y electrónicos característicos de las celdas solares que se utilizarán en el resto del trabajo.

Se realizaron distintos procesos de difusión a partir de una fuente líquida de POCl_3 para la formación de la juntura frontal n^+p de las celdas solares de silicio. Estas tareas se orientaron a lograr homogeneidad y repetitividad en la formación de la juntura, e implementar métodos sencillos para la elaboración de celdas con homojuntura de silicio cristalino. Esto posibilitó la realización de la primera experiencia de celdas solares argentinas en el espacio, llevado a cabo en el Satélite de Aplicaciones Científicas SAC-A de la CONAE. El diseño, caracterización y ensayo en Tierra de los dispositivos fotovoltaicos integrados al satélite forman parte de la presente Tesis. También se presenta el análisis del funcionamiento de las celdas en órbita a partir de las mediciones recibidas por telemetría desde el SAC-A entre

enero y julio de 1999, las cuales demostraron el éxito del experimento realizado.

Como actividad complementaria, parte de las celdas elaboradas fueron utilizadas para la fabricación de un primer panel para uso terrestre, el cual fue utilizado como fuente de alimentación de un sistema de seguimiento de una cocina solar desarrollada en el Instituto de Investigaciones en Energías no Convencionales (INENCO-CONICET) de la Universidad Nacional de Salta.

Se presenta, en un capítulo aparte, la elaboración de distintos tipos de dispositivos con heterojuntura de silicio. Estas celdas fueron elaboradas en el Grupo Amorfo del Instituto de Química y Tecnología de Materiales y Componentes para Electrónica (LAMEL) del Consiglio Nazionale delle Ricerche (CNR), Italia.

Los ensayos de daño por radiación realizados en Tierra, bajo condiciones controladas y normalizadas, se utilizan para estudiar la resistencia de los dispositivos fotovoltaicos al ambiente espacial, predecir el comportamiento de los mismos al final de su vida útil y diseñar los paneles solares de un satélite. La posibilidad de realizar estos ensayos en el país permite, por un lado, evaluar la resistencia a la radiación de las celdas de silicio desarrolladas y, por otro, verificar los datos suministrados por el fabricante, en el caso de celdas comerciales.

Se estudió la degradación de los parámetros eléctricos y electrónicos de celdas solares de silicio cristalino elaboradas en el Grupo Energía Solar de la CNEA, como consecuencia de la irradiación con protones y electrones. Las irradiaciones con protones, de 8 y 10 MeV y fluencias entre 10^8 y 10^{13} p/cm², se realizó utilizando un haz externo del acelerador TANDAR del Centro Atómico Constituyentes de la CNEA. La irradiación con electrones, de 2,6 MeV y fluencias entre 10^{11} y 10^{15} p/cm², se realizó en un acelerador LINAC del Centro Atómico Bariloche de la CNEA. Asimismo, se realizaron simulaciones teóricas con el fin de verificar la relación entre las características eléctricas de las celdas de silicio y la vida media de los portadores minoritarios de la base, la cual se ve afectada directamente en experiencias de daño por radiación. Dichas simulaciones, en combinación con los datos experimentales, permitieron encontrar el coeficiente de daño de este tipo de celdas.

En el último capítulo se desarrollan las experiencias de irradiaciones con protones y con electrones sobre celdas de heterojuntura. En cuanto a los dispositivos de doble juntura basadas en GaAs, se presenta el análisis de la degradación de los parámetros característicos y el cálculo del coeficiente de daño equivalente entre protones de 10 MeV y electrones de 2,6

MeV. Posteriormente se analizó el daño por radiación producido por protones de 10 MeV en algunos dispositivos con heterojunturas de silicio y algunas simulaciones numéricas que muestran la degradación de los parámetros eléctricos y de la respuesta espectral de las celdas como consecuencia de la introducción de defectos en la estructura cristalina.

ABSTRACT

Solar cells are the principal power supply of artificial satellites. Since Argentina is currently implementing a National Space Plan, it is extremely interesting to develop the technology to produce photovoltaic devices and solar panels for future satellite missions, as well as to know the performance of these devices in the space environment in order to correctly predict their behavior during the mission. Papers presented under this Doctoral Thesis fall within the framework of a cooperation agreement between the National Atomic Energy Commission (CNEA) and the National Space Activities Commission Comisión (CONAE). The main purpose of this agreement is to develop in the country the design, production, characterization and testing techniques of solar panels for space use.

The activities performed focused in the development of various techniques for the production of solar cells, the optimization of related processes and the analysis of experiences of radiation damage in photovoltaic devices of different materials.

The two first chapters contain a historical overview and a brief theoretical introduction in order to define the electric and electronic parameters of solar cells to be used in the remaining paper.

Different diffusion processes were carried out from a liquid source of POCl_3 to form the front junction n^+p of silicon solar cells. The purpose of these tasks was to obtain homogeneity and repetitiveness in the junction formation and to implement simple methods to produce cells with crystalline silicon homojunction. This permitted to conduct the first experience of Argentine solar cells in the space, carried out in the CONAE's Scientific Application Satellite SAC-A. The design, characterization and testing in the Earth of the photovoltaic devices integrated to the satellite are a part of this Thesis. Also presented is the analysis of the operation of cells in orbit from measurements received by telemetry from SAC-A between January and July 1999,

which demonstrated the success of the experiment conducted.

As a complementary activity, part of the cells produced was used to manufacture a first terrestrial panel, which was used as a power supply of a solar cooker tracking system developed in the Unconventional Energy Research Institute (INENCO-CONICET) of the Salta National University.

Under a separate chapter, the production of different types of silicon heterojunction devices is presented. These cells were produced in the Amorphous Group of the Laboratory of Chemistry and Technology of Materials and Components for Electronics (LAMEL) is an Institute of the Italian National Research Council (CNR), Italy.

Tests of radiation damage carried out in the Earth, under controlled and normalized conditions, are used to study the resistance of photovoltaic devices to the space environment, to predict their behavior at the end of their lifetime and to design the solar panels of a satellite. The possibility to perform these tests in the country allows, on the one hand, to assess the radiation resistance of silicon cells developed and, on the other hand, to verify the data furnished by the manufacturer in the case of commercial cells.

A study was carried out on the degradation of electrical and electronic parameters of crystalline silicon solar cells produced in the CNEA's Solar Energy Group, as a consequence of proton and electron irradiation. 8 and 10 MeV proton irradiation and fluences between 10^8 and 10^{13} p/cm², was performed using an external beam of the TANDAR accelerator of CNEA's Constituyentes Atomic Center. 2.6 MeV electron irradiation and fluences between 10^{11} and 10^{15} e/cm², was performed in a LINAC accelerator of CNEA's Bariloche Atomic Center. Also, theoretical simulations were carried out with the purpose of verifying the relationship between electric characteristics of silicon cells and bulk minority carriers lifetime, which is directly affected in radiation damage experiences. Such simulations, together with experimental data, made it possible to find the damage coefficient of this type of cells.

The last chapter presents the experiences of proton and electron irradiation on heterojunction cells. As to the double junction devices based on GaAs, the analysis of the degradation of characteristic parameters is presented, as well as the calculation of

the equivalent damage coefficient between 10 MeV protons and 2.6 MeV electrons. A further analysis was carried out on the radiation damage produced by 10 MeV protons in some silicon heterojunction devices and some numeric simulations that show the degradation of electric parameters and the spectral response of cells as a consequence of the introduction of defects in the crystalline structure.

ÍNDICE

Capítulo 1

CELIDAS Y PANELES SOLARES PARA USO ESPACIAL

1.1 CELDAS SOLARES PARA USO ESPACIAL.....	2
1.1.1 Requerimientos	2
1.1.2 Evolución histórica de las celdas solares para uso espacial.....	3
1.2 MISIONES SATELITALES ARGENTINAS	13
1.2.1 La misión SAC-A	14
1.2.2 Las misiones SAC-C y SAC-D	15
1.2.3 La misión SAOCOM	16
1.3 CELDAS Y PANELES SOLARES ARGENTINOS PARA USO ESPACIAL.....	17
1.3.1 Primera experiencia de celdas solares argentinas en el espacio.....	18
1.3.2 Paneles solares para el satélite SAOCOM	19
1.3.2.1 Generalidades.....	19
1.3.2.2 Tareas desarrolladas.....	20
Referencias Capítulo 1	26

Capítulo 2

PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS MATERIALES Y DISPOSITIVOS FOTOVOLTAICOS

2.1 PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS MATERIALES FOTOVOLTAICOS.....	31
2.1.1 Introducción	31
2.1.2 Espectro de fonones en sólidos	32
2.1.3 Niveles de energía.....	33

2.1.4 Propiedades ópticas y eléctricas.....	35
2.2 CARACTERÍSTICAS DE LAS JUNTURAS.....	37
2.2.1 Homojunturas y heterojunturas.....	37
2.2.2 Fenómenos de Transporte.....	41
2.2.2.1 Transporte en homojunturas - Desplazamiento y difusión.....	41
2.2.2.2 Transporte en heterojunturas - Modelo de difusión de Anderson.....	43
2.2.2.3 Recombinación.....	45
2.3 DISPOSITIVOS FOTOVOLTAICOS.....	47
2.3.1 Generalidades.....	47
2.3.2 Curva IV.....	50
2.3.3 Tiempo de vida media efectivo de los portadores minoritarios.....	53
2.3.4 Respuesta espectral.....	54
Referencias Capítulo 2.....	56

Capítulo 3

PROCESOS DE ELABORACIÓN DE CELDAS SOLARES DE SILICIO

3.1 PROCESO DE ELABORACIÓN DE CELDAS DE SILICIO.....	59
3.1.1 Limpieza.....	60
3.1.2 Elaboración de emisores.....	61
3.1.3 Contactos metálicos.....	62
3.2 OPTIMIZACIÓN DE LOS PROCESOS DE DIFUSIÓN.....	65
3.1.1 Difusión en dos pasos con drive-in en N_2	67
3.1.2 Difusión en un paso con drive-in en O_2	71
3.1.3 Difusión en un paso con drive-in en N_2	72
3.1.4 Difusión en dos pasos mixta.....	74
3.1.5 Resultados.....	75
3.3 MECANISMOS DE COMPENSACIÓN.....	76
3.3.1 Experiencias desarrolladas.....	77
3.3.2 Resultados.....	77
3.4 OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO DE ELABORACIÓN.....	78

3.5 CONCLUSIONES 83

Referencias Capítulo 3 86

Capítulo 4

PRIMERA EXPERIENCIA DE CELDAS SOLARES ARGENTINAS EN EL ESPACIO

4.1 DISEÑO DE LA EXPERIENCIA 88

4.2 ELABORACIÓN DE LAS CELDAS SOLARES 91

 4.2.1 Celdas para los paneles de ingeniería 91

 4.2.2 Celdas para los sensores y paneles de vuelo 92

4.3 ELABORACIÓN DE LOS PANELES 93

4.4 CARACTERIZACIÓN ELÉCTRICA Y ENSAYOS 94

4.5 DETERMINACIÓN EN TIERRA DE PARÁMETROS CARACTERÍSTICOS 96

4.6 ANÁLISIS DE MEDICIONES EN EL SAC-A 98

4.7 CONCLUSIONES 102

Referencias Capítulo 4 103

Capítulo 5

CELDA SOLAR CON HETEROJUNTA DE SILICIO

5.1 GENERALIDADES 105

5.2 TÉCNICAS DE ELABORACIÓN 107

 5.1.1 PECVD 108

 5.1.2 PECVD a alta frecuencia (VHF-PECVD) 111

 5.1.3 Deposición por transporte químico - CTD 111

5.3 ELABORACIÓN DE CELDAS CON HETEROJUNTA 112

 5.3.1 Proceso de deposición 112

 5.3.2 Procedimiento Experimental 113

5.3.2.1 Formación de la capa intrínseca.....	114
5.3.2.2 Formación del emisor	114
5.3.2.3 Elaboración de las celdas solares	115
5.3.3 Caracterización de las celdas elaboradas	116
5.3.3.1 Caracterización estructural.....	118
5.3.3.2 Caracterización eléctrica	118
5.3.4 Resultados	119
5.4 SIMULACIÓN DEL DISPOSITIVO.....	120
5.4.1 Parámetros iniciales	120
5.4.2 Resultados	122
5.5 CONCLUSIONES	123
Referencias Capítulo 5	125

Capítulo 6

ESTUDIO DE DAÑO POR RADIACIÓN EN CELDAS SOLARES DE SILICIO

6.1 INTRODUCCIÓN	128
6.2 SIMULACIONES TEÓRICAS PARA CELDAS DE Si.....	131
6.3 DISEÑO DE LA EXPERIENCIA	134
6.4 IRRADIACIÓN DE CELDAS DE Si CON PROTONES.....	136
6.4.1 Primera experiencia	136
6.4.1.1 Desarrollo.....	136
6.4.1.2 Resultados experimentales.....	137
6.4.2 Segunda experiencia	139
6.4.2.1 Desarrollo.....	139
6.4.2.2 Resultados experimentales.....	139
6.4.3 Tercera experiencia	140
6.4.3.1 Desarrollo.....	140
6.4.3.2 Resultados experimentales.....	141

6.5	IRRADIACIÓN CON ELECTRONES	142
6.5.1	Montaje experimental y método de medición.....	142
6.5.2	Resultados	143
6.6	DAÑO EQUIVALENTE	145
6.7	CÁLCULO DEL COEFICIENTE DE DAÑO.....	147
6.8	CONCLUSIONES	151
	Referencias Capítulo 6	154

Capítulo 7

EVALUACIÓN DEL DAÑO POR RADIACIÓN EN CELDAS SOLARES CON HETEROJUNTURA

7.1	IRRADIACIÓN DE CELDAS BASADAS en GaAs	156
7.1.1	Introducción	156
7.1.2	Irradiación con protones.....	158
7.1.3	Irradiación con electrones	160
7.1.4	Daño equivalente	161
7.1.5	Conclusiones	163
7.2	IRRADIACIÓN DE CELDAS CON HETEROJUNTURA DE SILICIO	164
7.2.1	Introducción	164
7.2.2	Desarrollo experimental.....	164
7.2.3	Resultados	165
7.2.4	Simulación del dispositivo dañado	167
7.2.5	Conclusiones	170
	Referencias Capítulo 7	171

	CONCLUSIONES GENERALES	174
--	------------------------------	-----

	Agradecimientos.....	177
--	----------------------	-----

Capítulo 1

CELIDAS Y PANELES SOLARES PARA USO ESPACIAL

Las aplicaciones fotovoltaicas para usos espaciales tienen características técnicas y perfiles productivos claramente diferenciados de las terrestres. La elevada confiabilidad requerida junto con la necesidad de diseñar y construir a medida los paneles fotovoltaicos en función de las características de las misiones y de la geometría de los satélites, hacen que los precios se eleven dos órdenes de magnitud por encima de los terrestres (típicamente, entre 300 y 1000 U\$S el Watt pico, dependiendo de la complejidad del sistema).

La potencia eléctrica es uno de los recursos claves de los sistemas espaciales. Los generadores fotovoltaicos han sido y continuarán siendo la mejor opción como fuente de potencia para satélites de órbita baja (LEO) y geoestacionaria (GEO), y también para misiones interplanetarias. Su utilización se remonta a los primeros tiempos de la carrera espacial (Vanguard I, marzo 1958) [1]. En la actualidad, el mercado espacial se encuentra en expansión como consecuencia de numerosos proyectos de satélites de observación y comunicaciones.

Se han estudiado y desarrollado otras fuentes de energía alternativas para el espacio, aunque su uso se ha limitado a un conjunto de aplicaciones muy específicas. Para misiones interplanetarias (por ej.: Voyager, Galileo), se utilizan generadores térmicos con radioisótopos, mientras que para sondas planetarias con tiempos de duración cortos se prefieren baterías. Se han desarrollado y ensayado también en vuelo reactores nucleares, dentro de programas espaciales militares [1].

Las celdas solares en el espacio están sometidas a condiciones ambientales mucho más severas que en la superficie terrestre (bombardeo con partículas cargadas, UV, variaciones

bruscas de temperatura, etc.). Ello hace que sus características eléctricas se deterioren durante la misión, sufriendo pérdidas significativas (mayores al 20 % en misiones de varios años) en la potencia entregada. Los principales materiales utilizados en dispositivos fotovoltaicos espaciales son el Si y el GaAs. Se ha experimentado también con otros materiales, en especial InP, por su mejor resistencia a la radiación [2].

En la Comisión Nacional de Energía Atómica se está trabajando en investigación y desarrollo de celdas solares de Si cristalino para uso espacial, desde el año 1995. Ello posibilitó que en el año 1998 se realizara con éxito el primer experimento de celdas solares argentinas en el espacio a bordo del satélite SAC-A [3].

1.1 CELDAS SOLARES PARA USO ESPACIAL

El material utilizado para la fabricación de las celdas solares tienen una incidencia fundamental sobre las propiedades eléctricas de las mismas y, en especial, sobre la eficiencia de conversión de energía electromagnética en eléctrica (η). A lo largo de la historia se han utilizado distintos materiales y estudiado sus propiedades y resistencia al ambiente para ser utilizados en el espacio. A modo de introducción se presentan los requerimientos y una breve evolución histórica de la tecnología de dispositivos fotovoltaicos para uso espacial.

1.1.1 Requerimientos

Las celdas solares en general, y en particular las de uso espacial, deben operar en un intervalo amplio de intensidad luminosa y de temperatura. En el caso espacial, las celdas solares son generalmente la única fuente de potencia del satélite y, en consecuencia, deben tener las mejores características ya que el éxito depende críticamente de la potencia suministrada por estos dispositivos. Dada la característica de las misiones espaciales toda reparación o reemplazo es dificultoso o imposible y debe hacerse, en el caso en que se pueda, en forma remota. Por esta razón los costos en estas celdas son poco importantes de ya que se debe asegurar el éxito de misiones que cuestan decenas de millones de dólares.

Las propiedades más importantes para el funcionamiento en el espacio de estas celdas

son:

- Alta eficiencia, debido a que el área disponible para el montaje es restringida.
- Resistencia a los daños por radiaciones causados por partículas cargadas provenientes del espacio, debido a la radiación proveniente directamente del Sol o la natural de los cinturones magnéticos de la Tierra que producen degradación de las propiedades del material semiconductor.
- Tolerancia a la intensa radiación UV o a la degradación por átomos de oxígeno.
- El peso debe ser el mínimo posible.
- La temperatura de la celda debe reducirse al máximo posible por la emisión de longitudes de onda infrarrojas, más allá de la absorción del material de la celda, debido a que la única pérdida de calor del satélite es por radiación. Esto debe producirse debido a que la eficiencia de las celdas disminuye con el aumento de temperatura.

Combinadas con estas condiciones de funcionamiento, es esencial que las celdas sean robustas y altamente confiables, resistentes a los esfuerzos durante el lanzamiento, así como a ciclos térmicos a los cuales se ve expuesto el satélite provocados por el paso del mismo a través de la sombra terrestre.

1.1.2 Evolución histórica de las celdas solares para uso espacial

Las celdas solares han evolucionado a través del tiempo y de acuerdo con las distintas necesidades. A continuación se detalla una breve reseña histórica en cuanto a los distintos avances en la tecnología de las celdas solares para uso espacial.

Década del 50

Las celdas solares se reconocen como la fuente de potencia más efectiva para las naves en el espacio desde que en 1954 Laboratorios Bell anuncia un significativo aumento en las características eléctricas de salida de las celdas solares [4]. Cuando El Vanguard I fue lanzado en 1958, llevaba algunas celdas de Si (que entregaban entre 50 y 100mW), demostrando su efectividad en el espacio [1]. Desde entonces y hasta la fecha su uso se expandió rápidamente

a numerosas misiones satelitales.

Las celdas fueron inicialmente de Si y junturas simples p-n (emisor p y base n), elaboradas sobre obleas de Si cristalino (c-Si tipo n) con difusión de B para el emisor p. Los contactos en un principio fueron de Ni y se utilizó como capa antirreflectante el óxido (SiO_2) producido durante la difusión de B. En estas condiciones se obtuvieron celdas con una eficiencia entre 7 y 8 % [5].

A fines de esta década Van Allen identificó los cinturones de radiación alrededor de la Tierra que consistían en partículas cargadas atrapadas por el campo magnético terrestre [6]. Se realizaron algunas experiencias para determinar la velocidad de degradación de las celdas de Si y se observó que las celdas n-p (difusión de P sobre oblea de c-Si tipo p) fueron más resistentes que las p-n, así la industria de celdas espaciales fue migrando principalmente hacia este tipo de estructura [7].

Década del 60

Las celdas de Si predominaron durante los años 60 y los avances apuntaron a estudiar el material y los parámetros de la celda, así como su resistencia a la radiación. Las eficiencias obtenidas fueron aumentando hasta el 12 % [8]. Se comenzaron a estudiar celdas de película delgada de CdS, pero a pesar de su bajo peso y su flexibilidad las eficiencias obtenidas eran aún bajas y presentaban serias inestabilidades en cuanto a sus características eléctricas [9].

En cuanto al diseño de los dispositivos fotovoltaicos, los estudios enfocaron a la mejora del tiempo de vida media de portadores minoritarios (τ) en la oblea de Si y en el dispositivo final [10]. A fines de esta década se incorpora en las celdas de Si el campo reflector en la superficie posterior (*BSF-back surface fields*), posteriormente desarrollado en los años 70 [11].

Se comenzaron estudios de los efectos de la exposición de las celdas al bombardeo con partículas cargadas. Para aumentar la tolerancia a la radiación natural, AT&T Telstar usó celdas de Si n-p pero sufrieron un aumento de la degradación cuando fueron expuestas a la radiación causada por experimentos de bombardeos atómicos en atmósfera alta [12]. El Si tipo p, con electrones como portadores minoritarios, mostró menor degradación en la longitud de difusión de portadores minoritarios (L_D) que el Si tipo n (con huecos como portadores

minoritarios). Además se observó que las que contienen mayor dopaje de B, o sea baja resistividad (ρ), se degradan más rápido por el aumento de generación de defectos involucrando complejos entre el B y el Si [7]. Las obleas de Si tipo p dopadas con Ga en lugar de B degradaban menos, pero el coeficiente de segregación del Ga en Si, al ser mayor, daba mayores gradientes en la resistividad de los cristales durante el crecimiento de los mismos y así un menor rendimiento en la obtención de Si con una resistividad específica.

Se había observado que el daño producido por la radiación en el Si se podía reducir mediante un recocido de alrededor de 400 °C [13], pero esta temperatura es mucho más alta que las temperaturas a las cuales operan los paneles de los satélites (típicamente entre -60 y 80 °C) como para considerar que dicha recuperación se pueda producir por un recocido en operación [14].

Se investigó la posibilidad de recuperación de los defectos producida por la radiación a temperaturas de órbita mediante la incorporación por difusión de átomos de litio (Li) en el cristal de Si [15]. Los átomos de Li tienen una movilidad alta y constituyen impurezas donoras (formando Si tipo n) y pueden mover los defectos generados por radiación reduciendo los centros de recombinación de portadores minoritarios. Así se introdujo Li en el Si de la base para celdas tipo p-n, se realizaron varios estudios con distintas concentraciones de este dopante y ensayos de daño por radiación por partículas cargadas. A pesar de que el recocido a temperatura de funcionamiento resultaba, estos estudios se abandonaron pues las celdas con Li tenían un bajo rendimiento aún antes de llevarse a cabo los ensayos de daño por radiación. Por otro lado, la incorporación de Li, debido a su alta movilidad, dio como resultado condiciones de operación inestables en el espacio.

Aunque la mayoría de los cambios en las celdas de Si ocurrían en el volumen, se encontró que con emisores poco profundos se lograba mayor resistencia a la radiación [16]. Asimismo, al utilizar celdas delgadas (espesores menores a 100 μ m) resultaron menores las consecuencias sobre las características eléctricas producido por el daño en los dispositivos.

En cuanto a los contactos metálicos se mejoraron mediante la evaporación de Ti y Ag, los cuales fueron rápidamente adoptados debido a la buena adhesión al Si, especialmente cuando se utilizaban obleas con pulido espejo. A fines de los 60 se introdujo una mejora que consistía en intercalar una delgada capa de Pd entre el Ti y la Ag, dando un significativo aumento en la resistencia a la corrosión y al desprendimiento durante los ensayos de

temperatura y humedad [17]. Se utilizaron grillas de contacto facilitando celdas de mayores áreas, y permitiendo la elaboración de emisores poco profundos. Las grillas se elaboraron mediante máscaras y serigrafía de compuestos orgánicos o tintas, pero prevaleció por último el uso de fotorresinas con máscaras ópticas (fotolitografía). Para mejorar la reflexión sobre el Si se utilizaron capas antirreflectantes (AR) de SiO o TiO_x (x entre 1 y 2) [18, 19].

La cubierta de estas celdas para uso espacial debían cumplir la función de resguardar a la celda de bombardeo de micrometeoritos, reducir la temperatura de la celda en órbita (por aumento de la emitancia) y protegerlas del daño por radiación causado por protones de baja energía. Se utilizaron cubiertas de vidrio, típicamente entre 0,1 y 0,3 mm de espesor, con capas AR en la superficie. Los vidrios de borosilicato puro servían para reducir la formación de los centros de color que se producen al impactar las partículas cargadas. Como adhesivos se utilizaron distintos cementos orgánicos en la cubierta de las celdas, pero los elastómeros de silicona de alta pureza se oscurecían menos ante la intensa radiación UV presente en el espectro solar en el espacio [1].

Todas estas mejoras realizadas, en la tecnología de las celdas de Si se hicieron para mejorar la estabilidad, confiabilidad y tiempo de operación de los dispositivos.

Década del 70

Las celdas para uso terrestre comenzaron a desarrollarse en los años 70, lo que llevó al crecimiento de distintas formas de Si cristalino, incluyendo el crecimiento de monocristales, policristales y distintas formas de cintas de Si. Debido a que el mercado de celdas de uso terrestre demanda bajo costo, el énfasis fue puesto en lograr Si más barato, llegando a realizarse celdas a partir de lo que se denominó Si grado "solar", con el cual se lograba menor eficiencia pero bajos costos en los procesos involucrados, no siendo apropiadas para el uso espacial. En paralelo se logró un avance significativo en el crecimiento del Si mediante la técnica Czochralski (Cz), algunos con suspensión magnética, o por la técnica denominada Zona Flotante (*Float-zone* Fz) con la cual se lograron muy altos τ . Estos materiales llevaron a mejoras en la eficiencia de celdas de Si. El Si Fz daba mejores resultados, pero ensayos en celdas espaciales realizadas en este material mostraban una inesperada degradación adicional en operación después de la exposición a la radiación. La causa de esto fue que el bajo contenido de oxígeno en el Si Fz, reduce la interacción del oxígeno con los defectos

provocados por la radiación, predominantemente vacancias de Si [20].

El Si Cz se utilizó frecuentemente en celdas de uso espacial. En celdas de Si Cz con suspensión magnética se lograron altos τ , y el contenido de oxígeno podía controlarse sin inconvenientes durante el crecimiento ya que esta técnica se utiliza para la producción de circuitos integrados. La concentración de oxígeno se controló para obtener altas eficiencias con mejoras en la resistencia al daño por radiación y el Si Cz por suspensión magnética se usó en celdas espaciales de alta eficiencia hasta comienzos de los 80. También se incorporaron avances que contribuyeron a la eficiencia de celdas de Si, tales como el control de la difusión de la juntura, texturado de la superficie y mejoras en los métodos de pasivación superficial [21].

Se desarrollaron en esta década celdas de Si amorfo (a-Si), representando una celda de película delgada de gran potencial [22]. Las eficiencias obtenidas no eran suficientes para ser usadas en el espacio, y aunque más tarde se desarrollaron celdas de triple juntura de a-Si con eficiencias entre 9 y 10 % [23], aún hoy su uso en el espacio está en discusión.

En lo que respecta al uso de otros materiales, en este período hubo un gran desarrollo de celdas elaboradas a partir de semiconductores de los grupos III y V. Las eficiencias más altas logradas estuvieron entre 16 y 18 % para celdas de GaAs elaboradas mediante la técnica de deposición epitaxial de fase líquida (*Liquid-Phase Epitaxy-LPE*) o por deposición química de fase vapor de compuestos organometálicos (*MetalOrganic Chemical Vapor Deposition-MOCVD*) [24, 25].

Se desarrollaron técnicas que permitieron elaborar junturas p-n en monocristales de InP, encontrándose que posteriormente al bombardeo con partículas se producía un autorecocado a la temperatura de funcionamiento debido a la corriente inyectada por la luz solar. Esta propiedad fue de sumo interés para la utilización en el espacio, aunque con eficiencia relativamente baja para este material (alrededor del 15 %). Utilizando técnicas como el MOCVD se lograron eficiencias entre 17 y 18 %, pero el cambio en el comportamiento esperado después del recocido no fue relevante. Sin embargo, se encontró que el InP era muy resistente al daño por radiación y esto abrió una línea de trabajo tratando de combinar alta eficiencia con resistencia al daño por radiación [24].

A pesar de esta alta competencia con los otros materiales, las celdas de Si continuaron siendo la única fuente de potencia en el espacio debido a su probada confiabilidad,

predecibilidad en sus características y sus factibles mejoras en los procesos tecnológicos de elaboración.

En cuanto al diseño de las celdas, la eficiencia en las celdas de Si fue aumentando debido principalmente a la formación del BSF. Se utilizaron aleaciones de Al en un principio y luego difusión de B en la cara posterior [26]. También se mejoró el diseño de la grilla de contacto utilizando patrones con líneas más finas y la técnica de *lift-off* después de la evaporación de metales, obteniendo un aumento del área activa y reduciendo la resistencia serie aún en emisores poco profundos.

En cuanto a las técnicas AR, se utilizaron depósitos de Ta_2O_5 y se encontraron mejoras al realizar evaporaciones de una doble capa AR compuestas de TiO_x y Al_2O_3 . En particular el Al_2O_3 tiene un índice de refracción apropiado para ser acoplado con el adhesivo de la cubierta [2].

Se realizaron estudios de la reflexión en la superficie posterior (*Back Surface Reflector*- BSR) cuya finalidad es expulsar las longitudes de onda mayores a $1,15 \mu m$, las cuales no son aprovechadas por las celdas de Si, de esta forma éstas al reflejarse se vuelven a irradiar al espacio reduciendo así la temperatura de la celda. Dentro de los principales factores que afectan al BSR está la terminación de la superficie posterior en las celdas de Si, especialmente después del depósito de metales y su sinterización. Además, la reflectancia del metal que se encuentra directamente en contacto con la superficie del Si tiene que ser alta debiendo pulirse químicamente la superficie frontal y posterior como primera etapa del proceso de elaboración. El metal que más se adecuaba a este uso en contacto con el Si fue el Al debido a su alta reflectividad en la zona del infrarrojo cercano, a no ser absorbente de las longitudes de onda del espectro solar en el espacio y además por servir como dopante tipo p dando lugar a la formación de un campo reflector en la superficie posterior (*Back Surface Field* - BSF). Con la utilización de Al se lograba muy buena adhesión del depósito de Ti-Pd-Ag para su posterior soldado por la técnica de soldadura blanda (*soldering*) o soldadura por resistencia (*welding*) [27].

Más tarde se obtuvieron mejores resultados en la formación del BSF utilizando B en lugar de Al como dopante. Así luego se utilizó para el contacto posterior Al-Ti-Pd-Ag de forma localizada abriendo surcos sobre regiones altamente dopadas tipo p sobre la capa de SiO_2 crecida en la difusión, reduciendo además, después del sinterizado, la resistencia de

contacto posterior sin perder la buena reflectividad que proporciona el Al [28]. Esta técnica fue desarrollada en varios grupos de investigación para la realización de celdas de alta eficiencia y se adoptó para uso espacial en los años 80.

En este período comenzaron los desarrollos de celdas elaboradas a partir de obleas texturadas mediante pirámides de tamaño aleatorio, realizadas mediante un ataque químico anisótropo, o sea que ataca direcciones preferenciales más rápidamente que otras. Esto dio lugar a un aumento de la colección de portadores debido a la disminución de la reflectividad. Sin embargo, esta ventaja, que consistía en un aumento de la corriente por atrapamiento de la luz, dio lugar a un aumento de la temperatura en órbita ya que aumenta la energía absorbida en longitudes de onda que no generan portadores. Como el aumento de temperatura provoca una disminución en la potencia, las celdas texturadas no fueron utilizadas con frecuencia en el espacio. En celdas de alta eficiencia terrestre se diseñaron luego texturas con un patrón de pirámides invertidas y no al azar y surcos en forma de V, dando temperaturas de operación ligeramente menores [29].

Se investigaron nuevos diseños de multijunturas verticales, pero el aumento en la potencia final no justificaba la complejidad de la fabricación de estas celdas. Experimentos de daño por radiación mostraron que las celdas con BSF dan una mayor eficiencia inicial pero la degradación es más rápida y que a mayor resistividad de la base, la degradación es menor. La mejor eficiencia sin degradación se obtenía con obleas de $2 \Omega\text{cm}$. Esto llevó a la adopción de celdas con resistividad $2 \Omega\text{cm}$ y con BSR, y de $10 \Omega\text{cm}$ con BSR y BSRF. En todos los casos se utilizaba el BSR para disminuir la temperatura en operación [2].

En cuanto a la capa AR utilizada, se adoptó una bicapa de $\text{TiO}_x / \text{Al}_2\text{O}_3$ y se usaron distintos tipos de vidrios de protección que incluían mejoras en la reflexión del UV mediante filtros o el dopaje en pequeñas cantidades con óxido de cerio en el material de la cubierta [2].

Década del 80

Los diseños descriptos anteriormente todavía se siguen utilizando en una gran cantidad de satélites en operación. La obtención de celdas de Si de alta eficiencia (típicamente 18 %) requiere partir de obleas con altos τ (mayores que $100 \mu\text{s}$), el cual se degrada drásticamente al ser sometidos a la radiación. Sin embargo, para misiones con bajos niveles de exposición a la

radiación, las celdas de Si son las más adecuadas, si bien su uso fue siendo reemplazado por el advenimiento de las celdas denominadas III-V con eficiencias considerablemente superior y muy alta resistencia a la radiación [2].

La eficiencia de las celdas de InP fue en aumento hasta alcanzar 18 %. Su alta resistencia al daño por radiación hacía que estas celdas fueran apropiadas para su utilización en el espacio [30]. Sin embargo, los estudios se centralizaron en las celdas de GaAs, aunque las de InP fueron utilizadas en misiones sometidas a una dosis muy alta de radiación [2]. Las celdas de GaAs también presentaban buena resistencia a la radiación y altas eficiencias y además se podían producir en serie mediante la técnica MOCVD sobre sustratos de GaAs, dando eficiencias entre 16 y 18 % con otras ventajas de operación. Los sustratos de GaAs son más frágiles que el Si y por lo tanto tienen una mayor probabilidad de rotura cuando son sometidos a esfuerzos mecánicos. La menor resistencia reduce la posibilidad de minimizar el espesor de la celda para reducir su peso [2].

En este período se hizo más frecuente el uso de la tecnología MOCVD para el crecimiento de celdas de alta eficiencia de GaAs en sustratos de GaAs. Estos últimos fueron luego reemplazaron por sustratos de Ge por su mayor resistencia mecánica.

Debido a que el GaAs difunde en el sustrato de Ge, se debió diseñar estas celdas con sustratos tipo n para evitar una juntura p-n adicional la cual se forma si se deposita GaAs en sustratos de Ge tipo p. Para celdas p-n sobre sustratos de Ge tipo n, se encontró que algunas condiciones de crecimiento producían una heterojuntura n-GaAs/n-Ge la cual también se comporta como una juntura p-n de Ge. Las longitudes de onda que no son absorbidas por el GaAs producen generación de portadores en la juntura de Ge que da una corriente menor que la de la celda de GaAs. Como estas junturas están en serie, la corriente de la estructura de Ge es la que limita la corriente en la celda.

Debido a que los parámetros de red del GaAs y Ge son levemente distintos, no se produce una buena coincidencia entre las dos estructuras, lo que produce una leve disminución en la tensión de la celda [31]. Para mejorar el parámetro de red se propuso la introducción de In o Al en el GaAs teniendo los compuestos AlGaAs o GaInP un parámetro de red más cercano al del Ge. En esta nueva estructura (Figura 1.1) la corriente generada en el Ge era entonces mayor que la generada en las celdas superiores (Figura 1.2). La juntura de la interfaz se controló para poder obtener celdas de doble o triple juntura a fin de optimizar el uso de las

longitudes de onda de distintas zonas del espectro.

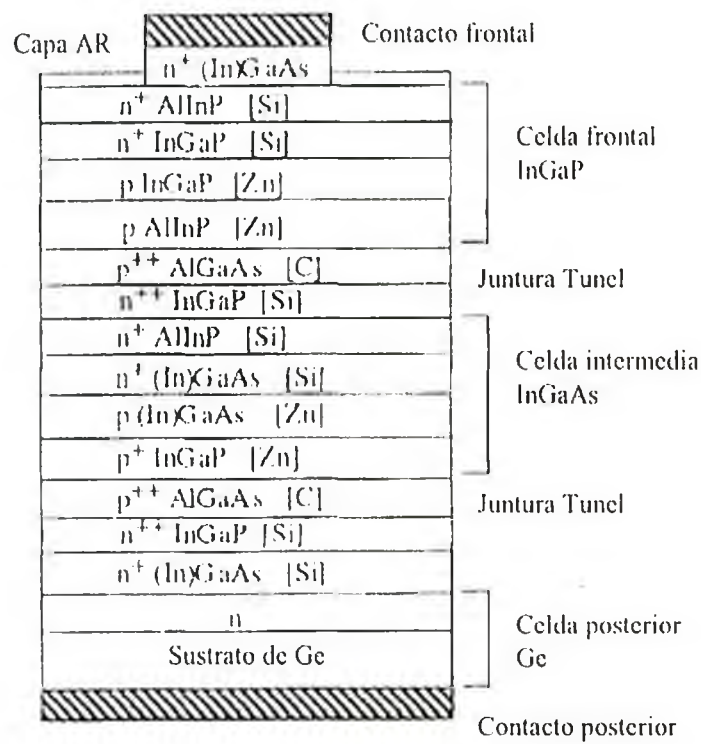


Figura 1.1. Esquema de una celda triple juntura sobre sustrato de Ge [32].

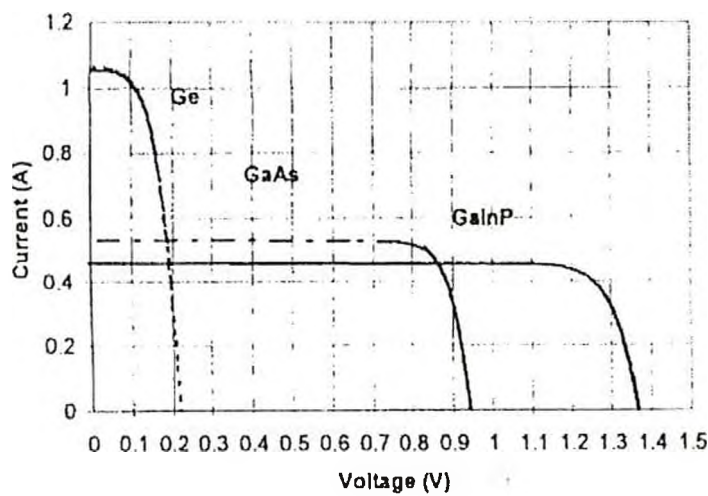


Figura 1.2. Curvas IV de las celdas individuales de la celda MJ[33].

Se logró la producción de estas celdas en áreas grandes (típicamente 32 cm²) y la reducción del espesor del sustrato de Ge a 100 μm sin que se produjeran roturas

considerables. La eficiencia de las celdas de GaAs/Ge fue creciendo al 18 o 19 % en producción, llegándose a obtener 21 % en celdas con doble juntura [33].

Década del 90

En este período comenzó el interés por desarrollar constelaciones de satélites de comunicaciones. Algunos de estos sistemas como los GPS (*Global Position Satellite*) usaban celdas de Si convencionales con mucho éxito. Más aún, para constelaciones como la Iridium que consistía en 66 satélites, se requirieron celdas con alta eficiencia para facilitar el lanzamiento múltiple y para proveer mayor potencia a cada satélite [18].

El costo de fabricación de las celdas de multijuntura se encontraba alrededor de 6 a 9 veces por encima del costo de las celdas de Si, pero la mayor eficiencia llevaba a la reducción significativa del área del panel y así la disminución del peso y volumen de almacenamiento para el lanzamiento. Las celdas multijuntura se volvieron competitivas respecto de las de Si.

La última generación de celdas espaciales son las de multijuntura o también llamadas tandem. Estos dispositivos consisten en celdas de doble juntura GaInP₂/GaAs y más tarde se desarrollaron de triple juntura GaInP₂/GaAs/Ge, contando con las ventajas económicas y mecánicas de contar con un sustrato de Ge.

La eficiencia típica de estos dispositivos es de 21 a 22 % para doble juntura y 24 a 26 % para las de triple juntura habiéndose llegado al 29 % [34]. A final de la década y comienzos de la nueva continuaron mejorando inclusive en lo referente a su resistencia al daño por radiación [35].

Las celdas espaciales requirieron un diodo de paso para evitar la pérdida de toda la cadena en serie en caso de falla de una celda. Estos diodos son usados rutinariamente, integrados a la celda mediante soldadura o crecidos en la estructura de la celda. Se continúa trabajando para lograr eficiencias superiores al 30 %, por adición de una capa de material adecuado que puede ser usado para la formación de una cuarta juntura entre las subceldas basadas en materiales de GaAs y el Ge.

1.2 MISIONES SATELITALES ARGENTINAS

Los sistemas espaciales para usos no militares pueden clasificarse en dos categorías: científicos y de aplicaciones comerciales. Los satélites científicos presentan una gran diversidad y sus misiones incluyen a todo el campo de la física (astronomía, astrofísica, estudio del medio ambiente terrestre, etc.). Sus características orbitales son también muy variadas: polares muy excéntricas, geoestacionarias, etc. Los satélites comerciales, por su parte, pueden clasificarse en dos grupos: de comunicaciones y de observación de la Tierra.

En el país, la demanda de sistemas solares para satélites está esencialmente asociada con el Plan Espacial Nacional, cuyo organismo ejecutor es la Comisión Nacional de Actividades Espaciales (CONAE). Dicho Plan define el marco que orienta las inversiones y actividades para que la Argentina acceda al espacio ultraterrestre con medios e instrumentos propios [36].

La Argentina puede ser catalogada como un “país espacial” ya que por sus características hace y hará uso intensivo de los productos de la ciencia y la tecnología espaciales. Entre otras cosas, esto se debe a que:

- a) Posee una gran extensión geográfica, desde los trópicos hasta el polo.
- b) La actividad económica de la Argentina está fuertemente influida por explotaciones primarias extensivas (agropecuarias, pesqueras, forestales, mineras y de hidrocarburos).
- c) Su sociedad posee un nivel de desarrollo que requiere del uso e intercambio cotidiano de información detallada y cuantitativa sobre su estructura y economía.
- d) La particular distribución de su población impone el uso intenso de las telecomunicaciones.
- e) Grandes zonas productivas son vulnerables a catástrofes naturales y antropogénicas.
- f) Los vínculos y compromisos regionales e internacionales asumidos por la nación la obligarán a generar y utilizar bienes y servicios derivados de la ciencia y la tecnología espaciales.

A fin de alcanzar los objetivos propuestos, el Plan Espacial prevé actividades de investigación y desarrollo en temas tales como: infraestructura terrestre (estaciones terrenas,

telemetría, etc.), sistemas satelitales y sistemas de información (recepción, recolección y procesamiento de información). El Plan Espacial Nacional 1995-2006 dio lugar al comienzo de un programa de satélites livianos, de hasta media tonelada, con fines tanto científicos como de teledetección, comunicaciones y otros. Las primeras misiones satelitales programadas comprendieron una serie de satélites de aplicaciones científicas (SAC), y continúan con satélites de observación con microondas y comunicaciones (SAOCOM).

El trabajo realizado para esta Tesis, en cuanto a la elaboración y caracterización de celdas solares, se enmarca dentro de estas misiones, en particular las del satélite SAC-A y SAOCOM 1-A. A continuación se describen esas misiones para dar el marco de referencia a los temas específicos desarrollados en este trabajo.

1.2.1 La misión SAC-A

El satélite SAC-A, desarrollado por la CONAE y fabricado en el país por INVAP S.E., fue puesto en órbita a 410 km de altura el 14 de diciembre de 1998. La misión de este satélite, con un peso de 68 kg, fue poner a prueba el funcionamiento en el espacio de una serie de instrumentos y desarrollos tecnológicos que serán aplicados en futuras misiones. Los paneles fotovoltaicos de alimentación de potencia del SAC-A eran de origen italiano y utilizaban celdas de GaAs. Entre otras experiencias, su carga incluyó un conjunto de celdas solares de Si cristalino, fabricadas en la CNEA, para su ensayo en ambiente espacial. Este primer experimento de celdas solares argentinas en el espacio se encuadra dentro de un acuerdo de colaboración entre la CNEA y la CONAE, cuyo objetivo principal es la puesta a punto en el país de la tecnología de fabricación de paneles solares para usos espaciales [37].

La misión SAC-A tuvo un éxito completo. Desde el punto de vista tecnológico fue la expresión más acabada de la capacidad de los técnicos argentinos de encarar desarrollos tecnológicos con éxito. Otro aspecto fundamental fue la demostración de la factibilidad de encarar misiones de bajo costo con tiempos de desarrollo brevísimos.

Se puede observar en la Figura 1.3 la foto del satélite en el momento de su puesta en órbita. Para mayores detalles técnicos puede consultarse por ejemplo la referencia 37.



Figura 1.3. Imagen del SAC-A en el momento del lanzamiento.

1.2.2 Las misiones SAC-C y SAC-D

El SAC-C es el primer satélite argentino para observación de la Tierra, diseñado para el estudio de la atmósfera, el campo magnético terrestre y diversos ecosistemas terrestres y marinos. En la Figura 1.4 se puede ver una imagen generada por computadora del satélite.

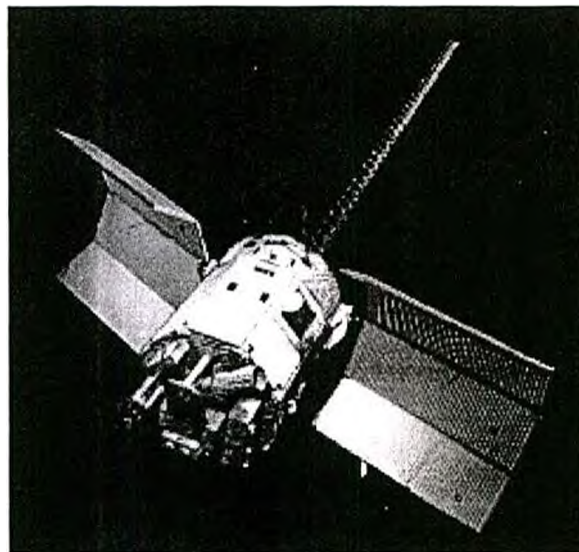


Figura 1.4. Imagen gráfica del SAC-C.

Este satélite, de 485 kg de peso, fue puesto en órbita circular a 705 km de altura por el lanzador Delta de la NASA a fines del año 2000. El SAC-C constituye, junto con los satélites Landsat 7, EO-1 y TERRA de los EEUU, una constelación internacional para la observación de la Tierra. Los paneles fotovoltaicos de alimentación del SAC-C, provistos por la empresa italiana Alenia Difesa, utilizan también celdas de GaAs de simple juntura, poseen una potencia nominal algo inferior a los 6 kW [38].

El Centro Goddard y el Jet Propulsion Laboratory (JPL) de la NASA y CONAE son los responsables del nuevo satélite argentino de observación de la Tierra SAC-D. Esta misión de avanzada llevará el instrumento norteamericano Aquarius, con el cual se medirá por primera vez la salinidad del mar. La construcción e integración del satélite se hará totalmente en la Argentina y participan diversos organismos científicos y técnicos argentinos. Se prevé colocar en órbita al SAC-D en el año 2006, mediante un lanzador provisto por la NASA [39].

1.2.3 La misión SAOCOM

La siguiente etapa del Plan Espacial incluye dos satélites de la serie SAOCOM, el primero de los cuales sería puesto en órbita a fines de 2004. Estos satélites requerirán potencias fotovoltaicas instaladas de 5-10 kW, lo que requiere superficies de módulos cercanas a los 9 m².

El SAOCOM 1-A tendrá a bordo un radar de microondas de banda L y una cámara de infrarrojo térmico. Este satélite formará parte del Sistema Italo Argentino de Satélites para la Gestión de Emergencias, llamado SIASGE, que se desarrolla en cooperación con la Agencia Espacial Italiana (ASI), formado por nueve satélites (entre ellos, dos SAOCOM) que se pondrán en órbita a partir de 2004.

El satélite pesará una tonelada y media. Poseerá una antena radar de 10 m por 2,5 m, que pesará más de 200 kg y será construida en la CNEA.

Por primera vez, los paneles solares de potencia se construirán en el país. Parte del trabajo realizado en esta Tesis, como elaboración de celdas de Si para distintos ensayos, caracterización y estudio de daño por radiación en celdas de Si y heterojunturas, está orientado a contribuir en el diseño, caracterización y elaboración de estos paneles.

Con el SAOCOM 1-A se avanza en la construcción de subsistemas satelitales en la Argentina, para aprovechamiento propio a mucho menor costo, y a su vez para generar la capacidad tecnológica que brindará al país nuevas oportunidades de negocios en el exterior [40]. En la Figura 1.5 se muestra un esquema del satélite con la ubicación y dimensiones de los paneles solares y de la antena.

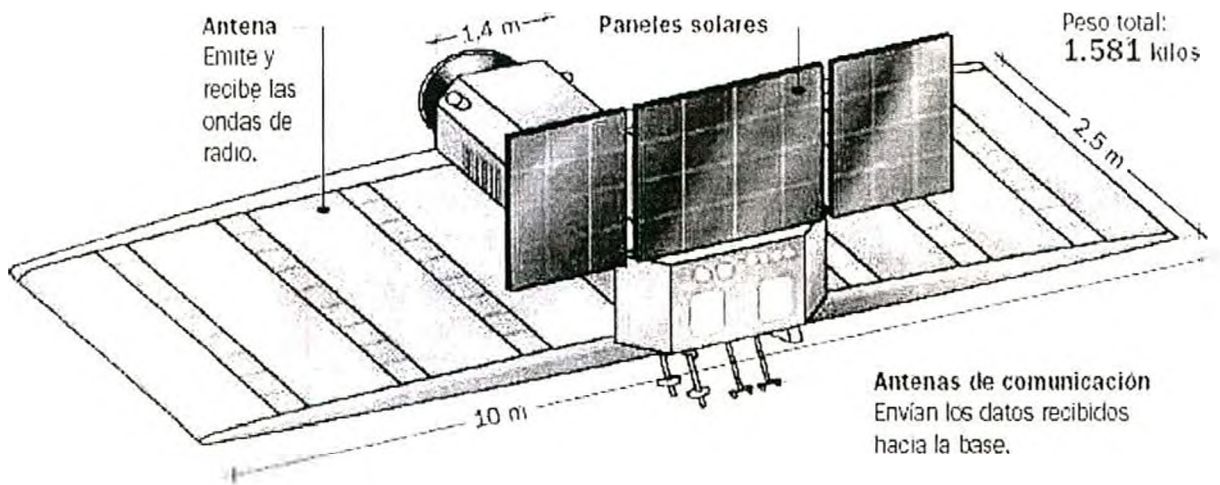


Figura 1.5. Esquema del SAOCOM.

1.3 CELDAS Y PANELES SOLARES ARGENTINOS PARA USO ESPACIAL

El Grupo Energía Solar (GES) del Departamento de Física del Centro Atómico Constituyentes, lugar en donde se llevó a cabo esta Tesis, realiza tareas de investigación y desarrollo en el campo de la conversión fotovoltaica desde el año 1986. Las primeras actividades estuvieron orientadas al desarrollo de materiales para uso fotovoltaico, mientras que a partir de 1992 el trabajo se centró principalmente en el diseño, elaboración y caracterización de celdas solares de Si cristalino para usos terrestres y espaciales.

A fines de 1995, la CNEA y la CONAE firmaron un Acuerdo Específico, dentro del marco del Convenio de Cooperación entre ambas Instituciones, con el objeto de diseñar y poner en práctica conjuntamente un experimento de celdas solares argentinas en un satélite espacial. Como consecuencia de ello, se construyó un conjunto de dispositivos que fueron

integrados y ensayados exitosamente en el satélite de aplicaciones científicas argentino SAC-A [41, 3, 42], el cual estuvo en órbita durante aproximadamente diez meses a partir de diciembre de 1998.

Con el fin de proveer total o parcialmente los módulos fotovoltaicos para las futuras misiones satelitales previstas en el Plan Espacial Nacional, la Comisión Nacional de Actividades Espaciales (CONAE) y la Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA) suscribieron, en marzo de 2001, un Convenio Específico de colaboración cuyos objetivos son:

- i) Montaje de un laboratorio para la integración de paneles solares
- ii) Diseño y elaboración de celdas solares de Si cristalino
- iii) Desarrollo de los procesos de interconexión de las celdas y su integración al panel solar
- iv) Identificación y/o montaje de laboratorios para ensayos.

El Convenio Específico mencionado se encuadra en el marco de la Ley N° 23.877, actuando como Unidad de Vinculación Tecnológica la Asociación Cooperadora del Departamento de Física de la CNEA. Este Convenio dio lugar a la iniciación, en abril de 2001, del Subproyecto Paneles Solares, el cual forma parte del Proyecto SAOCOM de la CONAE.

1.3.1 Primera experiencia de celdas solares argentinas en el espacio

El Transbordador Espacial “Endeavour” puso en órbita el satélite de aplicaciones científicas argentino SAC-A, el cual estuvo operativo durante aproximadamente 10 meses.

El SAC-A llevó al espacio dos conjuntos de celdas solares nacionales con los siguientes objetivos:

- 2 paneles de 160 mm × 70 mm con 7 celdas solares cada uno (4 interconectadas en serie y 3 individuales), para estudiar su comportamiento en el ambiente espacial;
- 4 celdas individuales y 1 en cada panel, distribuidas en diferentes caras del satélite, como sensores de posición angular, formando parte fundamental del sistema de orientación del satélite con respecto al Sol.

Estos dispositivos fueron íntegramente elaborados en el laboratorio fotovoltaico del

Grupo Energía Solar de la CNEA [43]. En el caso de los paneles, se fabricaron en una primera etapa dos prototipos de ingeniería para la realización de los ensayos de calificación y, posteriormente, se elaboraron los paneles de vuelo.

Debido a que la elaboración de las celdas, tanto de ingeniería como de vuelo, formó parte de esta Tesis, el tema se discutirá en detalle en el Capítulo 4.

1.3.2 Paneles solares para el satélite SAOCOM

1.3.2.1 Generalidades

El satélite SAOCOM se desplazará sobre una órbita polar, situada a 659 km de altura, con una inclinación de 98° y un período orbital de 98 minutos, con períodos de eclipse de duración variable durante aproximadamente 4 meses por año, con una duración máxima de 19 minutos el 21 de diciembre.

El requerimiento de potencia media del satélite será algo superior a los 900 W, con picos de consumo que superan los 4 kW, y la tensión requerida para la carga de las baterías será de aproximadamente 50 V [44]. Estos requerimientos de energía deberán ser provistos utilizando un área total de aproximadamente 8,7 m², distribuidos en 3 paneles que se desplegarán luego de la puesta en órbita del satélite (1 panel central de 1,96 m × 2,24 m y 2 laterales de 0,96 m × 2,24 m cada uno).

El consumo de energía del satélite combinados con el área disponible, determinaron la necesidad de utilizar las celdas solares de mayor eficiencia disponibles en el mercado espacial internacional: celdas solares de triple juntura InGaP₂/InGaAs/Ge, de 27,5 cm² de área activa y eficiencia media mínima de 27,5 % (28 °C, AM0). Teniendo en cuenta, además, las características de la órbita ya mencionadas, la geometría y la orientación del satélite y los requerimientos de alta confiabilidad, se realizó un diseño preliminar de los paneles solares con las siguientes características principales:

- 80 cadenas de 32 celdas en serie cada una, o sea un total de 2560 celdas.
- 1 diodo de paso integrado en cada celda.
- 1 diodo de bloqueo por cadena.

- 2 interconectores de Mo plateado por celda.
- 1 cubierta de vidrio resistente a la radiación, de 100-150 μm de espesor, en cada celda.
- Cableado y conexiones redundantes.
- Configuración del circuito de celdas y cableado compatible con una minimización del momento dipolar magnético.

A fin de minimizar el peso de los paneles, los sustratos tendrán una estructura de tipo compuesto formada por una base tipo panel de abeja de Al, recubierta por fibra de carbono y con una capa de aislante eléctrico a definir (kapton, tedlar o fibra de vidrio).

1.3.2.2 Tareas desarrolladas

Para la ejecución de este Subproyecto Paneles Solares para uso espacial, se constituyó en el Centro Atómico Constituyentes un grupo de trabajo interdepartamental, contándose también con la participación de profesionales externos a la CNEA [45]. Por completitud, se incluye a continuación el detalle de las tareas desarrolladas en este proyecto. En los capítulos siguientes se mencionarán específicamente los trabajos que formaron parte de esta Tesis.

Las actividades de investigación y desarrollo que se realizan están relacionadas esencialmente con tres etapas del proceso de fabricación de paneles solares para satélites:

- (i) Elaboración y ensayo de celdas solares de Si monocristalino
- (ii) Interconexión de las celdas y su integración al panel
- (iii) Ensayos en celdas de doble y triple juntura.

Si bien al presente está claramente definido que las celdas de Si no son apropiadas para el satélite SAOCOM, se continuó y continuará trabajando en su desarrollo con dos objetivos principales: proveer dispositivos de bajo costo para la puesta a punto de los procesos de soldadura y pegado, y alcanzar la repetibilidad y confiabilidad que permitan calificar celdas de Si nacionales para futuros satélites con menores requerimientos de potencia.

Las tareas que conducen a la integración de los prototipos de ensayo y de vuelo para el SAOCOM son las siguientes [46]:

- Montaje del laboratorio de desarrollo, integración y ensayo.

- Análisis teórico y ensayos en Tierra del daño por radiación sobre las celdas solares.
- Fabricación y ensayo de interconectores.
- Puesta a punto de los procesos de soldadura y de las técnicas de ensayo correspondientes.
- Desarrollo de técnicas de alineación y pegado de los vidrios sobre las celdas y de las celdas sobre el sustrato.
- Diseño del circuito eléctrico de los paneles y su interconexión al satélite, con las interfaces correspondientes.
- Estudio y desarrollo de modelos para la estimación de la energía generada por los paneles solares durante la misión espacial, al principio de la misma (*Beginning of Life, BOL*) y al final de su vida útil (*End of Life, EOL*).
- Elaboración de sensores de radiación solar, paneles de ingeniería y prototipo de panel de vuelo para la realización de ensayos de calificación en Tierra y en el espacio.
- Integración de paneles de vuelo.
- Realización de ensayos eléctricos, mecánicos y de termovaciación sobre los diferentes componentes y sobre los paneles de ingeniería y de vuelo.

Laboratorio de integración

La integración o armado de los paneles solares para usos espaciales puede resumirse en los siguientes procesos: clasificación de celdas solares, formación de cadenas de celdas en serie, pegado de vidrios a la cara frontal de las celdas, cableado eléctrico del panel, pegado de las cadenas de celdas al sustrato e interconexión al cableado, ensayos eléctricos.

Estos procesos se realizarán en un laboratorio montado específicamente a tal fin, ubicado en la planta baja del denominado Sector "C" del edificio TANDAR, en el Centro Atómico Constituyentes. El laboratorio propiamente dicho tiene una superficie de aproximadamente 180 m² y cuenta con dos áreas de ingreso/egreso de personal y de insumos/productos, sumando un total de alrededor de 220 m² [47]. Todo el sector está acondicionado de manera de disponer de un área limpia Clase 10.000 [48], con temperatura y humedad controladas [49].

Elaboración y caracterización de celdas solares y ensayos de daño por radiación

En cuanto a la elaboración y caracterización de celdas y el estudio de daño por radiación formó parte de la Tesis en cuanto a la optimización y caracterización de las celdas solares, por lo tanto los detalles se darán en los capítulos subsiguientes.

Interconectores

Las celdas solares que componen los paneles solares espaciales se conectan eléctricamente entre sí mediante interconectores metálicos de unos pocos milímetros de ancho y con espesores comprendidos entre 10 y 40 μm . Dado que los cambios dimensionales producidos por el ciclado térmico dan lugar a la modificación de la separación entre celdas contiguas, los interconectores serán los elementos que, además de cumplir la función de conductores eléctricos, deberán absorber dicha modificación. A tal fin, su geometría incluye un lazo de deformación destinado a servir de aliviador de tensiones generadas por el ciclado térmico.

Se ha seleccionado el Mo como material de base para los interconectores a ser utilizados para los paneles solares del satélite SAOCOM, por su elevada resistencia a la fatiga y su carácter no magnético, requisito impuesto por otros subsistemas del satélite. Se realizaron ensayos de depósito de recubrimiento de 3 capas (Cu-Ni-Ag), similar al observado en interconectores de Mo utilizados comercialmente para paneles espaciales [50, 51].

Soldadura

Los procesos de soldadura empleados para la interconexión de celdas solares para paneles fotovoltaicos de uso espacial deben producir soldaduras que aseguren un óptimo contacto eléctrico junto con una resistencia mecánica adecuada a las severas condiciones que se producen durante el despegue y la operación en órbita. Si bien en numerosas oportunidades se continúa usando la soldadura blanda (*soldering*), los fabricantes de celdas solares de alta eficiencia recomiendan fuertemente el uso de soldadura por resistencia con electrodos paralelos (*resistance parallel gap welding*), especialmente para la unión del interconector al contacto frontal de la celda. Se ha trabajado con ambas soldaduras.

A fin de controlar con precisión el aporte de metal, en el caso de soldadura blanda, se

desarrollaron matrices de corte tipo "sacabocados" para la preparación de preformas de aleación de diferentes espesores y diámetros. Asimismo, se diseñaron y construyeron un conjunto de matrices para posicionamiento y alineación de interconectores y celdas requeridos durante los procesos de soldadura (ver Figura 1.6).

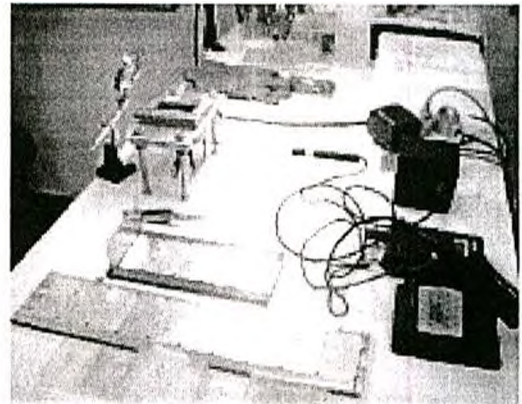
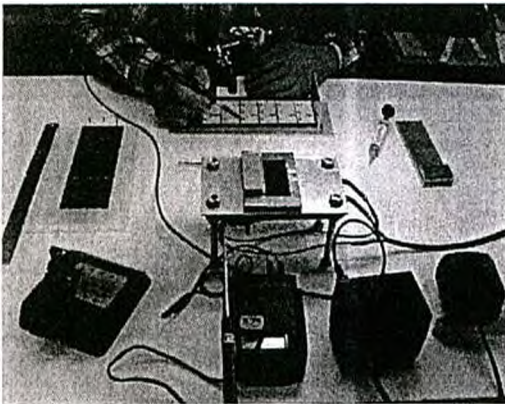


Figura 1.6. Dispositivos de alineación para soldadura de cadenas de celdas en serie.

Además se diseñó y construyó un dispositivo para la realización de ensayos de tracción, tendientes a determinar la resistencia mecánica de la soldadura de los interconectores con la cara frontal de las celdas solares. Se realizaron pruebas con interconectores planos y con interconectores conformados con lazo aliviador de tensión. Estas primeras experiencias muestran en general una buena resistencia a la tracción, hasta cargas superiores a 300 g.

Pegado

Las actividades relacionadas con técnicas de pegado pueden dividirse esencialmente en dos: pegado de la cobertura de vidrio (de 80-150 μm de espesor) en forma individual sobre cada celda y pegado de celdas sobre el sustrato. Los métodos, dispositivos y equipamiento desarrollados tienen por objetivo definir procesos que permitan una alta confiabilidad, minimizando a su vez la introducción de contaminantes en las uniones. Para ello, se trabajó en el diseño de dispositivos de alineación y de dosificación y distribución del adhesivo. Asimismo, se diseñaron y construyeron pinzas neumáticas para la manipulación de celdas, vidrios e interconectores, y para la manipulación de conjuntos de celdas ya interconectadas.

Se desarrollaron procedimientos para el pegado de los vidrios a las celdas y de éstas al

substrato. Se realizaron ensayos de tracción para la calificación de los procedimientos y de los adhesivos utilizados. Se prevé también la ejecución de ensayos de vibraciones. En las Figuras 1.7 y 1.8 se muestran las estaciones de trabajo y “retrabajo” (acciones correctivas) para el pegado de vidrios, el aplicador de adhesivos y el diseño de las máscaras para la aplicación del adhesivo con diferentes patrones [52].

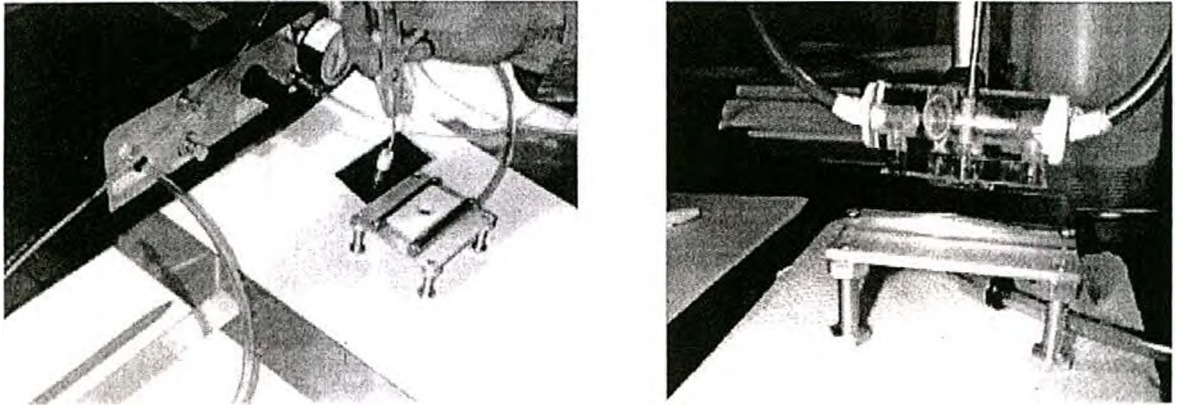


Figura 1.7. Dispositivo de alineación para pegado de vidrio (izquierda) y primeras pruebas de aplicación del adhesivo (derecha).

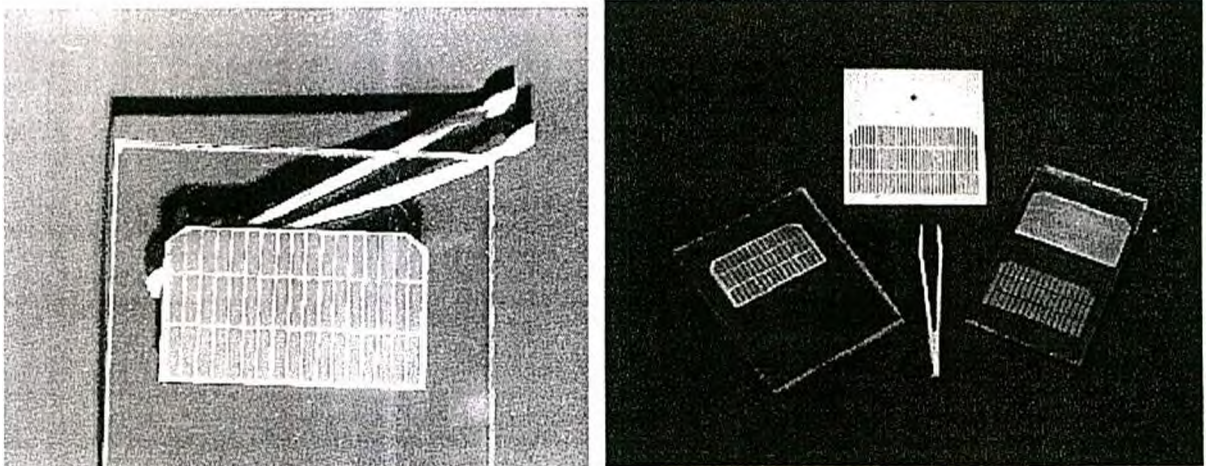


Figura 1.8. Patrones de aplicación del adhesivo para el pegado de las celdas sobre el sustrato.

Simulación

La optimización del armado de un panel solar, tanto para usos terrestres cuanto espaciales, requiere una clasificación previa de las celdas solares según sus características

eléctricas. La clasificación de celdas para paneles espaciales resulta más crítica y compleja debido a que los mismos constan de circuitos más complicados (múltiples interconexiones serie/paralelo, numerosos diodos de paso y de bloqueo, etc.). Por tal motivo, se desarrolló un programa de cálculo que permite obtener, a partir de las curvas I-V de las celdas, la curva I-V del panel resultante de interconectar las celdas en serie y paralelo según un circuito especificado [53]. Se obtienen, en consecuencia, los parámetros eléctricos característicos del panel (corrientes de cortocircuito y de máxima potencia, tensiones a circuito abierto y de máxima potencia, potencia del panel, factor de forma). La clasificación genera un ordenamiento de las celdas que define la conformación de las diferentes cadenas que constituyen el panel.

Referencias Capítulo 1

- 1 P. Iles. *Evolution of space solar cells*. Solar Energy Materials & Solar Cells, **68** pág. 1 (2001).
- 2 Tada, H.Y., Carter, J.R., Anspaugh, B.E. y Downing, R.G. *Solar Cell Radiation Handbook*. JPL publication 82-69. (1982).
- 3 C.G.Bolzi, C.J.Bruno, J.C.Durán, E.M.Godfrin, M.G.Martínez Bogado, L.M.Merino, J.C.Plá, M.J.L.Tamasi y M.Barrera. *SAC-A satellite: first experiment of argentine solar cells in space*. Proceedings of the 28th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pág. 1344 (2000).
- 4 D.M. Chapin, S.S. Fuller, G.J. Pearson. Journal of Applied Physics **25**, pág 676 (1954).
- 5 D.A. Kleinman. *Considerations on the solar cell*. Bell System Technical Journal, **40**, pág. 81 (1961).
- 6 V. A. Bailey. *A unified theory of terrestrial and solar magnetization, the outer Van Allen belt and high energy primary cosmic rays*. Journal of Atmospheric and Terrestrial Physics **18** (2-3), pág. 256 (1960).
- 7 H. Flicker, J.J. Loferski, J. Scott-Monck. *Radiation defect introduction rates in n- and p-type silicon in the vicinity of the radiation damage threshold*. Physical Review **128** 6, pág. 2557 (1962).
- 8 H. Fischer. *Some innovations in silicon solar cell technology*. Solar Cells, Gordon and Breach Sci. Publications. London (1971).
- 9 A. S. Grove. *Physics and technology of semiconductor devices*. John Wiley, (1967).
- 10 J.W. Ovliver. *Minority carrier diffusion analysis in photovoltaic devices*. TRW Report 8987-001-RU-001. 19 Febrero 1962.
- 11 O. von Ross. *A simple theory of back-surface-field (BSF)*. Journal of Applied Physics **50**, pág. 5371 (1979).
- 12 W.L. Brown, J.D. Gabbe, W. Rosenzweig. *Results of the Telstar radiation experiments*. Bell

- System Technical J. **42**, (4) 2, pág. 1505 (1963).
- 13 M. Hirata. *Effects of impurities on the annealing behavior of irradiated silicon*. Journal of Applied Physics **30**, 6, pág. 2433 (1967).
 - 14 L.J. Goldhammer. *Solar cell radiation flight report*. Hughes Aircraft. Co., Report SSd-90329R, 30 de mayo de 1969.
 - 15 J.J. Wysocki. *Lithium-doped radiation resistant silicon solar cells*. IEEE Transaction on Nuclear Science, **NS-13**, (6), pág 168 (1966).
 - 16 J.H. Martin, R.L. Statler, E. Ralph. *Radiation damage to thin silicon solar cells*. Advances in Energy conversion Engineering, ASME (1967).
 - 17 Renewable Energy World: *The power of light. A chapter in the story of solar electricity*. John Perlin, pág. 62, september 1999.
 - 18 R.L. Crabb, A. Arzei. *Environmental study of european silicon solar cells whit improved antireflection coatings*. Proceedings of the 8th IEEE Photovoltaic Specialist Conference pág. 78 (1970).
 - 19 J. Roger, P. Colardelle. *Antireflection silicon solar cell with titanium dioxide*. Proceedings of the 8th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, pág. 84 (1970).
 - 20 V. Magee, H. Webb, A. Haigh, R. Freestone. *Design and practical aspects of maximum efficiency solar cells for satellite applications*. Proceedings of the 9th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, pág. 6 (1972).
 - 21 R. A. Arndt, J. Allison, J. Haynos, A. Meulenberg. *Optical properties of the COMSAT non reflective cell*. Proceedings of the 9th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, pág. 40 (1972).
 - 22 D. L. Staebler, C. R. Wronski. *Reversible conductivity changes in discharge-produced amorphous Si*. Applied Physics Letters **31**, pág. 292 (1977).
 - 23 S. Guha. *Material and device consideration for high efficiency a-Si alloy-based multijunction cells*. Journal of Non-Crystalline Solids, **198-200** (2), pág. 1076 (1996).
 - 24 C.F. Gay. *Development of High Efficiency Radiation Tolerant thin Solar Cell*. JPL

- Contract N° 954600, final Report, (1977).
- 25 W.W. Lloyd. *Fabrication of an improved vertical multijunction solar cell*. Proceedings of the 11th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, pág. 349 (1975).
 - 26 J. Mandelkorn, J.H. Lamneck. *Advances in the theory and application of BSF cells*. Proceedings of the 10th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, pág. 207 (1973).
 - 27 J. Mandelkorn, J.H. Lamneck. *Simplified fabrication of back surface electric field silicon cells and novel characteristics of such cells*. Proceedings of the 9th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, pág. 66 (1972).
 - 28 H.B.Serreze. *Optimization of multi-layer front-contact grid patterns for solar cells*. Solar Energy **23**, pág. 289 (1979).
 - 29 D.L. Kendall. *On etching very narrow grooves in silicon*. Applied Physics Letters, **26** (4), pág. 195 (1975).
 - 30 B.E. Anspaugh, J. R. Carter. *Proton irradiation of conventional and lithium solar cells*. Proceedings of the 10th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pág. 366 (1973).
 - 31 B.E. Anspaugh, R.G. Downing. *Damage coefficients and thermal anneal of irradiated silicon and GaAs solar cells*. Proceedings of the 15th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pág. 499 (1981).
 - 32 T.Takamoto, T.Agui, E.Ikeda, H.Kurita. *High efficiency InGaP/InGaAs tandem solar cells on Ge substrates*. Proceedings of the 28th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pág. 976 (2000).
 - 33 J. Granata, J. Ermer, P. Hebert, M. Haddad, R.R. King, D.D. Krut, L. Lovelady, M. Gillanders, N.H. Karam, B. Cavicchi. *Triple junction GaInP/GaAs/Ge solar cells- production status, qualification results and operational benefits*. Proceedings of the 28th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pág. 1181 (2000).
 - 34 <http://www.spectrolab.com/DstaSheets>. Hoja técnica celdas de doble y triple juntura de compuestos de GaAs.
 - 35 A.W. Bett, R. Adelhem, C Agert, R. Bckert, F. Dimrth, U. Schubert. *Advanced III-W solar cell structures grown by MOVPE*. Solar Energy Materials & Solar Cells **66**, pág. 541

(2001).

- 36 Plan Espacial Nacional *Argentina en el Espacio, 1995-2006*. Comisión Nacional de Actividades Espaciales. Decreto 2076/94.
- 37 <http://www.conae.gov.ar/lossac/sac-a/sac-a.html>
- 38 <http://www.conae.gov.ar/sac-c/misionsacc.html>
- 39 <http://www.conae.gov.ar/sac-d/Misi%F3nSAC-Dnov02.htm>
- 40 http://www.conae.gov.ar/saocom/SAOCOM_infogral.htm
- 41 C.G.Bolzi, L. M.Merino, M.J.L.Tamasi, J.C.Plá, J.C.Durán, C.J.Bruno, E.M.Godfrin, A.Lamagna, M.P.Barrera, L.B.Quintero. *Elaboración y caracterización de celdas y paneles solares de silicio cristalino para su ensayo en el satélite SAC-A*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 1 (2) pág. 1 (1997).
- 42 E.M.Godfrin, M.G.Martínez Bogado, M.J.L.Tamasi y J.C.Durán. *Determinación de parámetros característicos de celdas solares en el espacio a partir de mediciones recibidas por telemetría*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 4 (1), pág. 04.17 (2000).
- 43 C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, E.M. Godfrin, M.G.Martínez Bogado, L.M. Merino, J.C. Plá, M.J.L. Tamasi, M. Barrera. *First experiment of Argentine solar cells in space: modules fabrication, characterisation, and telemetry data analysis from SAC-A satellite*. Solar Energy Materials & Solar Cells 73, pág. 269 (2002).
- 44 E.M. Godfrin y J.C. Durán. *Paneles solares para la misión satelital SAOCOM: Primeras etapas de diseño*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 6, pág 04.19 (2002).
- 45 J.C. Durán C.J. Bruno, M. Alurralde, F. Antonuccio, C.G. Bolzi, P. Cabot, E. Carella, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, J. Plá, S.E. Rodríguez y M.J.L. Tamasi. *Convenio de cooperación CONAE-CNEA: desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para misiones satelitales argentinas - Actividades desarrolladas en el último año*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 6, pág 04.13 (2002).
- 46 C.G. Bolzi, C.J. Bruno, E.M. Godfrin, M.G. Martínez Bogado, J. Plá, S.E. Rodríguez,

M.J.L. Tamasi, M. Alurralde, P. Cabot, E. Carella, J. Fernández Vázquez, C.D. Franciulli, V. Goldbeck, E. Mezzabolta, F. Antonuccio, S.L. Nigro, J.C. Durán. *Convenio de cooperación CONAE-CNEA: desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para misiones satelitales argentinas*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 5, pág 04.5 (2001).

- 47 Informe técnico interno Subproyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Instalación del laboratorio de integración-Obra civil: descripciones técnicas y especificaciones*. CAC-PSE-OCEM-0030A-IN.
- 48 Informe técnico interno Subproyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Clasificación de Áreas Limpias* FED-STD-209D.
- 49 Informe técnico interno Subproyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Instalación del laboratorio de integración – Sistema de acondicionamiento, presurización y filtrado de aire: descripciones técnicas y especificaciones*. CAC-PSE-OCEM-0050A-IN.
- 50 Informe técnico interno Subproyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Interconectores, propuesta preliminar*. CAC-PSE-INTER-0010A-IN.
- 51 Informe técnico interno Subproyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Interconectores: actividades realizadas en el período abril-junio 2001*. CAC-PSE-INTER-0020A-IN.
- 52 Informe técnico interno Subproyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Pegado de Vidrio. Procedimiento Preliminar*. CAC-PSE-PEGAD-0010A-PR.
- 53 Informe técnico interno Subproyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Clasificación de celdas solares de Si*. CAC-PSE-SIMUL-0010A-IN.

Capítulo 2

PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS MATERIALES Y DISPOSITIVOS FOTOVOLTAICOS

Se presenta una breve introducción teórica de los procesos físicos que ocurren en los dispositivos fotovoltaicos tanto de homojuntura como de heterojuntura, tales como los mecanismos de transporte, recombinación, etc.. Además se definen los parámetros eléctricos y electrónicos característicos de las celdas solares que se utilizarán en los capítulos siguientes.

2.1 PROPIEDADES FÍSICAS DE LOS MATERIALES FOTOVOLTAICOS

2.1.1 Introducción

Las celdas fotovoltaicas están fabricadas de un material semiconductor. Los semiconductores intrínsecos son materiales cuyas bandas de valencia y conducción se encuentran separadas por un "gap" de energía del orden del eV. Teniendo en cuenta su estructura cristalina se puede realizar una primera clasificación de los materiales, según sean:

- cristalinos,
- policristalinos,
- amorfos.

Los sólidos amorfos son materiales desordenados que contienen un gran número de defectos estructurales y de ligaduras. Poseen una configuración estructural con orden de corto alcance por lo cual no es posible definir una celda unidad. Por ejemplo, estudios de difracción

de rayos X de algunos materiales como el Si y el Ge amorfos (a-Si y a-Ge, respectivamente), muestra que a primeros vecinos su estructura es similar a la de los materiales cristalinos. Por otro lado, se observa que más allá de los quintos vecinos la distribución atómica es totalmente aleatoria. En particular, el a-Si también tiene número de coordinación cuatro (tetraédrico), al igual que el Si cristalino (c-Si), y la distancia entre primeros vecinos difiere en un 1 a 2 % [1]. A diferencia de los materiales amorfos, los cristalinos poseen orden de largo alcance, pudiéndose definir, en este caso, una celda unidad.

Los materiales policristalinos están compuestos por varios cristales o granos cristalinos separados por una región llamada borde de grano. Esta región posee muchos defectos y zonas vacías que influyen significativamente sobre las propiedades físicas, en especial las de transporte.

En el estudio de bandas en el modelo vibracional o las bandas de energías en un cristal se necesita solamente considerar una celda unidad y aplicar apropiadamente las condiciones de contorno al borde de la celda, esta celda repite su orientación y estructura a través de todo el cristal. Esta aproximación (utilizando el Teorema de Bloch) no es posible en los materiales amorfos.

2.1.2 Espectro de fonones en sólidos

En un sólido cristalino, los modos vibracionales son propiedades de todo el cristal. Los fonones asociados con esos modos vibracionales no son localizados, así por medio de $\Delta x \Delta k = 2\pi$ queda bien definido el vector de onda $\mathbf{k}$ y se pueden graficar las energías permitidas para esos $\mathbf{k}$ en la primera zona de Brillouin. Los fonones en materiales desordenados no están caracterizados por un vector de onda $\mathbf{k}$ bien definido. En estos materiales la zona de Brillouin no se puede definir así como la celda unidad en el cristal real, también se dificulta distinguir entre fonones acústicos y ópticos. Otra de las complicaciones es que el cambio en $\hbar\mathbf{k}$ que ocurre en interacciones de fonones con otras partículas ya no puede ser predichos por la conservación del momento total; por lo tanto, la cantidad $\mathbf{k}$ ya no es un buen número cuántico. Los fonones juegan el mismo papel en el transporte de electrones, la conducción del calor, etc., tanto en los sólidos amorfos como en los cristalinos.

El concepto de densidad de estados K en el espacio recíproco no es válido para los

materiales desordenados. En cambio, el concepto de densidad de estados de energía $g(E)$ sigue siendo válida.

2.1.3 Niveles de energía

Tomando al cristal como un arreglo de átomos compuestos de iones y electrones de valencia, haciendo uso de la aproximación de Born-Oppenheimer y resolviendo la ecuación de Schrödinger se puede separar el movimiento de estos iones de sus electrones de valencia. Si se está interesado en la caracterización de los estados de los electrones de valencia, los núcleos positivos se tratan como parámetros y se puede considerar que un electrón ve un potencial efectivo resultante debido a este núcleo y a los demás electrones de valencia.

La representación de Bloch para las bandas de energía de estados delocalizados de un electrón con un k bien definido se desarrolló teniendo en cuenta el orden a largo alcance. Se ha visto que este orden de largo alcance no es tan importante físicamente para la existencia de bandas del electrón [2]. Desde el punto de vista de la teoría de enlace fuerte o *Tight Binding*, los niveles de energía electrónicos dependen principalmente de la naturaleza del átomo al cual pertenecen los electrones y de la naturaleza y posición de sus primeros vecinos. Este medio cercano puede ser similar en sólidos cristalinos y amorfos, y los efectos de la presencia o la ausencia del orden a largo alcance en cada uno de ellos puede tratarse como una perturbación. Se puede entonces adoptar este punto de vista más general de bandas de energía delocalizadas lo cual posibilita la existencia de las mismas en sólidos amorfos.

La Figura 2.1 muestra esquemáticamente la función densidad de estados para sólidos amorfos y cristalinos. Se puede observar que los materiales amorfos pueden contener un gran número de estados localizados en el *gap*. Estos estados pueden ser de dos tipos: intrínsecos y extrínsecos. Los estados intrínsecos están definidos como aquéllos que surgen de la distribución de ángulos de ligadura y distancias interatómicas tomados estadísticamente en un sólido amorfo. Los estados extrínsecos se originan a partir de los defectos e impurezas. Los estados intrínsecos contribuyen principalmente a los estados localizados cerca de los bordes de las bandas; los defectos, en cambio, son fuente de gran cantidad de estados localizados en el *gap*.

La densidad de estados localizados es muy grande en varios materiales amorfos,

entonces es posible el transporte vía estos estados en el *gap*. El transporte a través de estos estados localizados podría alcanzarse a través de movilidades pequeñas comparadas con el transporte a través de los estados delocalizados. El *gap* de movilidad es mayor que el *gap* que se define como la diferencia entre E_c a E_v y sirven de límite entre estados localizados y delocalizados.

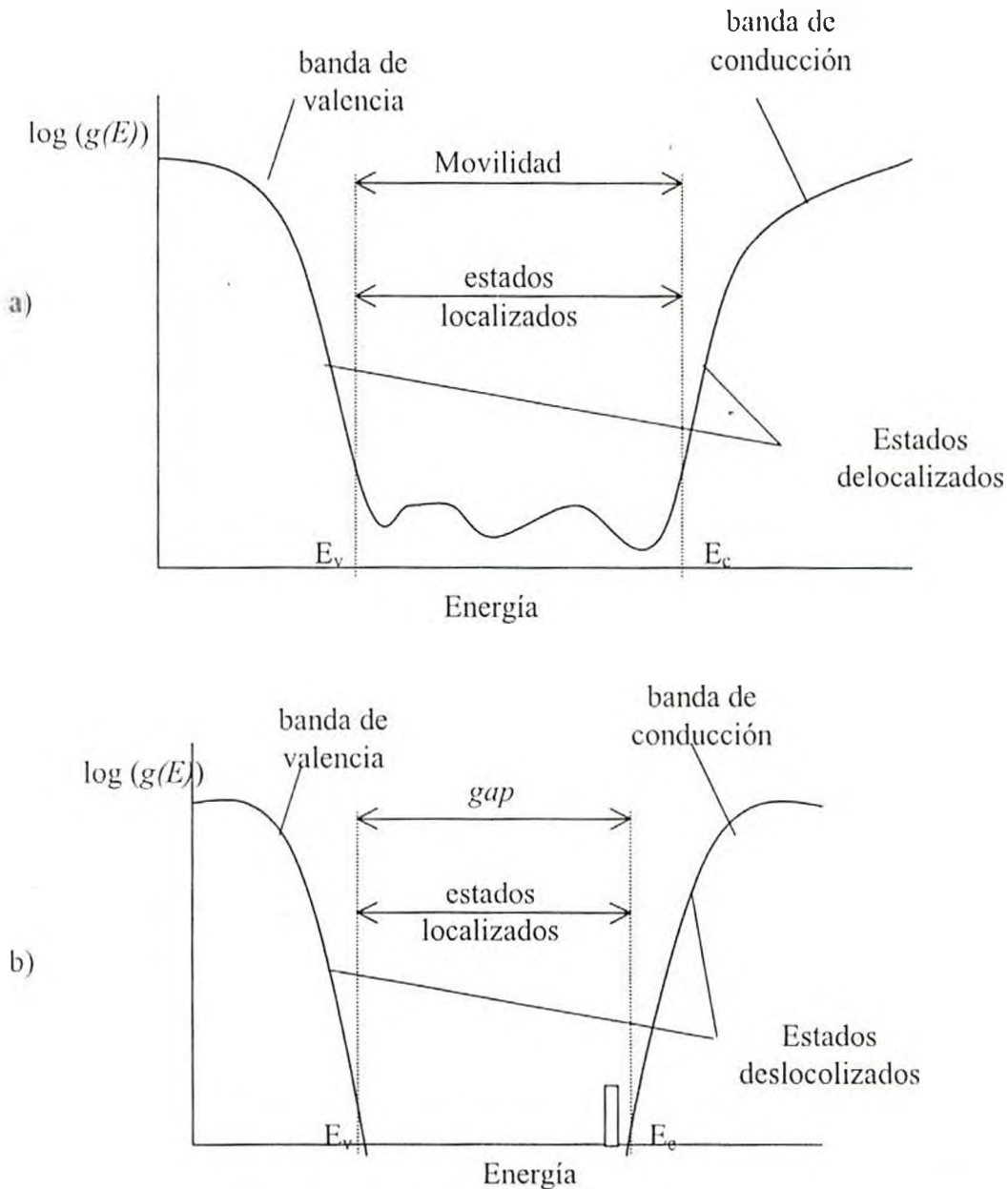


Figura 2.1. Función densidad de estados a) para sólidos amorfos y b) cristalinos.

Existen además tres tipos de estados: los estados extendidos (para $E \geq E_c$ o $E \leq E_v$), los estados de las colas (para E ligeramente menor a E_c o ligeramente mayor que E_v), y los estados dentro del *gap* (para E entre E_c y E_v). Los estados extendidos se pueden comparar con los

estados de las bandas de conducción y de valencia para un cristalino. Los portadores en estos estados extendidos pueden asociarse a portadores de carga libre. Los estados de las colas son localizados y se pueden asociar a las ligaduras fuertes entre los átomos de Si en el a-Si:H.

En los procesos de transporte eléctrico los estados de las colas actúan como centros de atrapamiento. Los estados dentro del *gap* son localizados y asociados con ligaduras no saturadas, éstos también actúan como centros de recombinación en los procesos de transporte eléctrico.

2.1.4 Propiedades ópticas y eléctricas

Existen varios procesos de absorción de la radiación electromagnética en sólidos:

1. *Absorción a través de portadores libres*: es el resultado de las transiciones intrabandas de un hueco o electrón, de un estado de partícula a otro. Está caracterizada por el coeficiente de absorción α . Estas transiciones son importante en metales y semiconductores.
2. *Absorción a través de fonones*: pueden generarse por
 - a) Acoplamiento de la radiación con momentos dipolares oscilantes en el sólido.
 - b) Cargas instantáneas inducidas en los sitios de la red debido a un modo vibracional y otro modo que simultáneamente hace vibrar estas cargas dando por resultado un momento oscilante que se acopla a la radiación (procesos multifotónicos).
 - c) Cambios en el momento dipolar si hay tres o más átomos por celda unitaria (procesos de un fonón).
 - d) Defectos o impurezas que pueden dar lugar a procesos de absorción de un fonón.
- 3) *Transiciones interbanda*: los electrones pasan de un estado de una partícula de la banda de valencia a un estado de una partícula en la banda de conducción.
- 4) *Formación de excitones*: resultan de transiciones entre un estado localizado en el *gap* y una banda, o bien entre estados localizados en el *gap*.

En semiconductores cristalinos el espectro de absorción (coeficiente de absorción $\alpha(\lambda)$) dependerá fuertemente de la estructura de bandas, en particular de si el *gap* es directo o indirecto.

Los procesos 3 y 4 en sólidos amorfos pueden ser más difíciles de diferenciar. Esto es debido a que estos materiales pueden contener una gran densidad de estados localizados dentro del *gap*. Como resultado de esto, los bordes de absorción frecuentemente se ensanchan en estos materiales amorfos.

Cada fotón genera un solo par e^-h^+ independientemente de la energía que tenga por encima del *gap*. Determinar o seleccionar un semiconductor apropiado para celdas solares implica elegir, además, el *gap* adecuado. Un *gap* demasiado grande, por ejemplo $\approx 2,2$ eV, da lugar a absorción de fotones sólo en la zona del violeta y el ultravioleta. En cambio, los *gaps* demasiado chicos absorben fotones de todo el espectro solar. Los electrones excitados con más energía decaen rápidamente al nivel más bajo de la banda de conducción, transformando la energía en exceso en vibraciones de la red cristalina. En consecuencia, para un *gap* demasiado chico, gran parte de la energía de los fotones absorbidos es desperdiciada en forma de energía térmica [2]. La consideración de la absorción incompleta y de la utilización parcial de la energía en función del ancho del *gap*, tiene como consecuencia una limitación fundamental en la eficiencia, independiente de factores técnicos, en celdas de un único material. En resumen, un *gap* chico implica baja tensión y corriente alta, mientras que un *gap* grande da lugar a alta tensión y baja corriente. Por lo tanto existe un *gap* ideal para realizar celdas de alta eficiencia. El valor ideal depende del espectro, para AM1.5 el *gap* ideal es de alrededor de 1,4 eV. El a-Si:H posee un *gap* de alrededor de 1,8 eV, el cual se puede considerar apropiado para propósitos fotovoltaicos, el GaAs como se muestra en la Figura 2.2 se encuentra cercano al máximo.

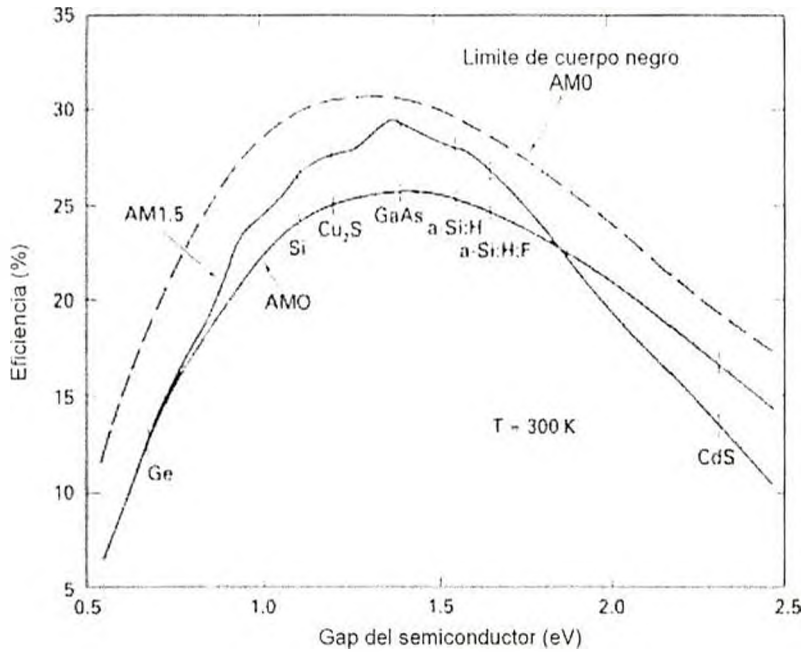


Figura 2.2. Eficiencia en función del ancho del gap [3].

2.2 CARACTERÍSTICAS DE LAS JUNTURAS

2.2.1 Homojunturas y heterojunturas

El efecto fotovoltaico en un dispositivo semiconductor se basa en la asimetría electrónica en la estructura del dispositivo. Esta asimetría se puede lograr con una homojuntura o una heterojuntura.

Las celdas de Si convencionales están formadas por una homojuntura. Los semiconductores a un lado y a otro de la juntura son los mismos y solo difieren en el dopaje.

Una juntura p-n tiene una asimetría electrónica en su estructura. En la región n la vida media de los electrones es mucho mayor que la de los huecos, por lo cual existe gran cantidad de electrones libres, pero baja densidad de huecos. El nivel de Fermi se encuentra cerca de la banda de conducción. Lo opuesto ocurre en la región tipo p, existe gran cantidad de huecos y pocos electrones (Figura 2.3).

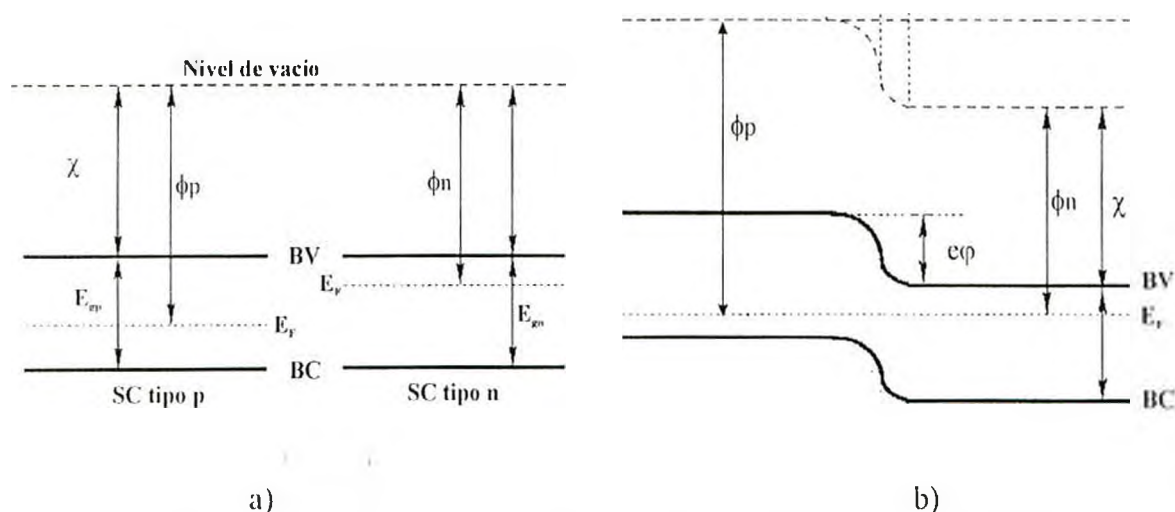


Figura 2.3. a) Esquema de bandas en SC tipo p y tipo n; b) homojuntura p-n.

Al formarse la juntura p-n se produce un reacondicionamiento de cargas debido al gradiente de concentraciones presentes para cada tipo de portadores. Huecos de la región p se desplazan a la región n donde se recombinan generando una zona de carga espacial, los electrones se mueven en sentido contrario. Esto establece un campo eléctrico debido al desbalance de cargas producido. El campo eléctrico, favoreciendo un flujo de cargas contrario a la difusión, permite llegar a una situación de equilibrio dinámico entre las dos corrientes. El potencial resultante está dado por el desplazamiento energético, el cual se obtiene teniendo en cuenta que en un sistema en equilibrio térmico existe un único nivel de Fermi.

El dispositivo queda dividido en tres regiones: dos cuasi neutras correspondiendo al grueso del SC p y n, y otra región de transición, la juntura, donde existe una densidad volumétrica de carga. Generalmente esta región es mucho más delgada comparada con el resto de la celda. Una celda de Si típica tiene un espesor de 300 μm , siendo la profundidad de juntura del orden de 1 μm .

En dispositivos con heterojuntura los materiales a cada lado de la juntura son semiconductores diferentes. El diagrama de bandas de la heterojuntura se muestra en la Figura 2.4. Hay tres parámetros de interés en cada semiconductor: la *función trabajo* ϕ (energía requerida para remover un electrón desde el nivel de Fermi del semiconductor), la *afinidad electrónica* χ (energía necesaria para remover un electrón localizado en la banda de conducción) y la *energía del gap*. Además del dopaje distinto en los dos semiconductores, también estas tres energías son diferentes. Al estar en contacto esos materiales en equilibrio

térmico el nivel de Fermi debe ser constante en el sistema, como se indica en la Figura 2.4. En consecuencia el potencial electrostático debe distribuirse a lo largo del dispositivo al igual que la función trabajo. La distribución espacial de este potencial puede ser calculada en términos de las cargas acumuladas en la región de transición a cada lado de la juntura. Además, habrá una discontinuidad en el borde de la banda de conducción en la juntura igual a la diferencia en afinidades electrónicas y una en la banda de valencia correspondiente a la diferencia de los *gaps*.

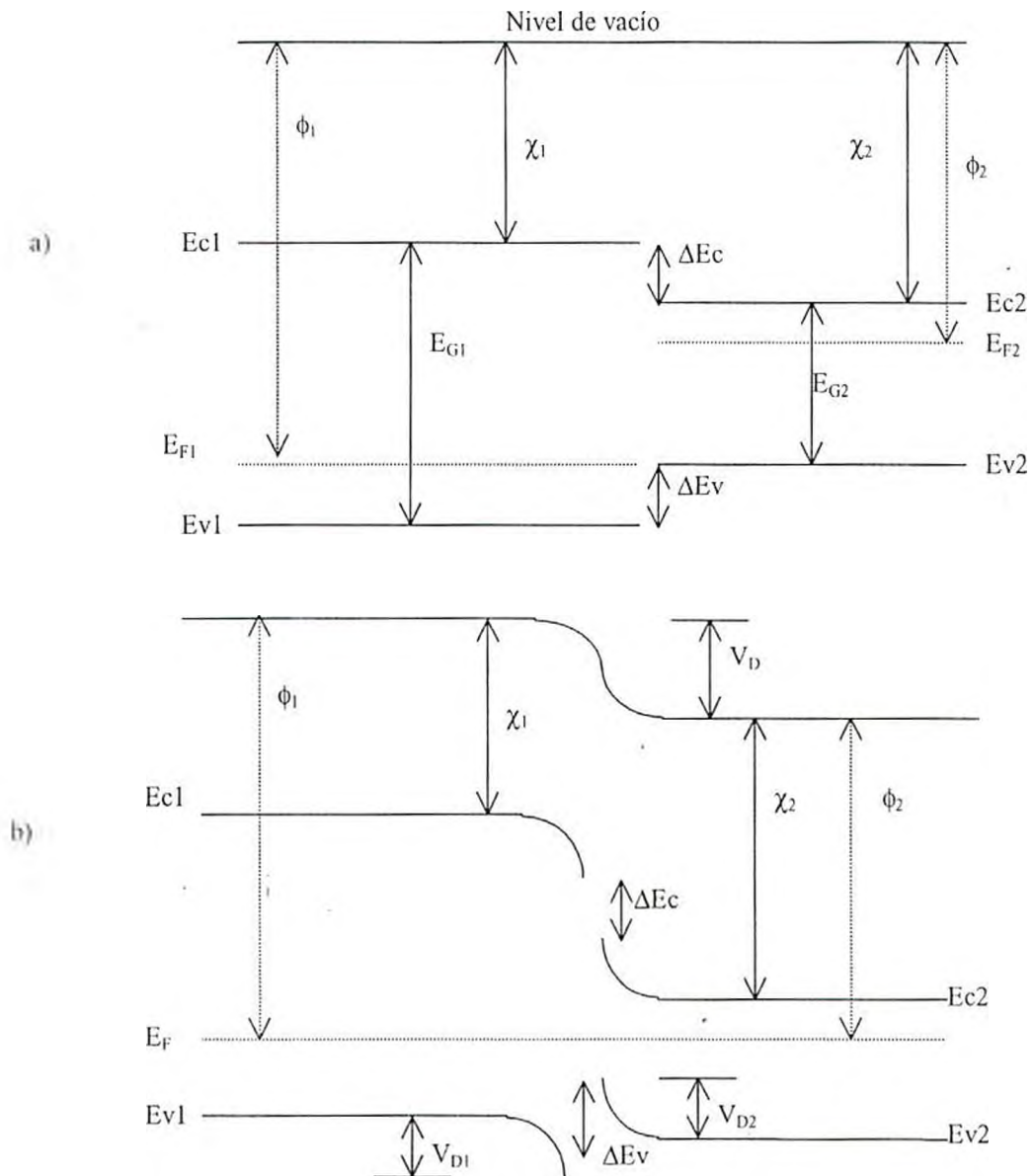


Figura 2.4. Diagrama de bandas de la heterojuntura formada conceptualmente por la unión de dos semiconductores p y n con distinto gap.

Un parámetro importante que distingue a las heterojunturas de las homojunturas es la discontinuidad en las bandas en la interfaz. El uso de dos materiales diferentes para la formación de la juntura introduce discontinuidades en el borde de la banda de valencia y de conducción en la interfaz, el cual aumenta la barrera de potencial para el transporte de portadores. Estos corrimientos de las bandas pueden influir fuertemente el transporte electrónico en estos dispositivos. En principio, la discontinuidad de la banda de valencia depende de la diferencia en el *gap* y la afinidad electrónica de los dos semiconductores que forman la heterojuntura.

La afinidad electrónica se ha definido como la energía requerida para remover un electrón desde el fondo de la banda de conducción al nivel de vacío. Esta definición es buena si no hay dipolos presentes en la interfaz, así estos pueden cambiar el alineamiento de la banda en la interfaz. Desafortunadamente, la afinidad electrónica del a-Si:H varía con la concentración de H en la película depositada y depende además del método de deposición que se utilice. Esta discontinuidad en la banda de valencia se puede encontrar por la medición de la curva capacidad-tensión (C-V), espectroscopía electrónica y por fotoemisión. Esta medición se utiliza para estudios de simulación de las bandas.

La superficie de un semiconductor cristalino se puede ver como una discontinuidad abrupta en la red cristalina. En la superficie del c-Si la densidad de defectos es mucho mayor que en el volumen debido a la presencia de ligaduras no saturadas del Si y de impurezas. Estos estados superficiales originan estados dentro del *gap* del Si que actúan como centros de recombinación. La recombinación de portadores en la superficie es uno de los factores de pérdidas en las celdas basadas en c-Si y sobre todo en las de película delgada.

La reducción de la recombinación de portadores en la superficie se denomina pasivación. Así en el c-Si para pasivar la superficie es común utilizar el crecimiento de SiO₂ por procesos térmicos o por plasma, o SiN_x:H. Se ha demostrado que el a-Si:H puede pasivar defectos en la superficie del c-Si [4]. Los estudios de las propiedades pasivantes del a-Si:H están limitados principalmente por la optimización del espesor. El papel del H en esta capa no está del todo claro y todavía se encuentra en estudio, asimismo se sabe que éste es muy importante en la saturación de enlaces no saturados.

Por último, las celdas multijuntura están compuestas por dos o más subceldas elaboradas de materiales con distintos *gaps* para poder aprovechar mejor el espectro solar [5],

como se verá más adelante. Para mejorar el contacto óhmico en la región entre las subceldas se unen las mismas por un diodo túnel (Figura 2.5), con el cual la corriente circula sin cambiar la población de portadores.

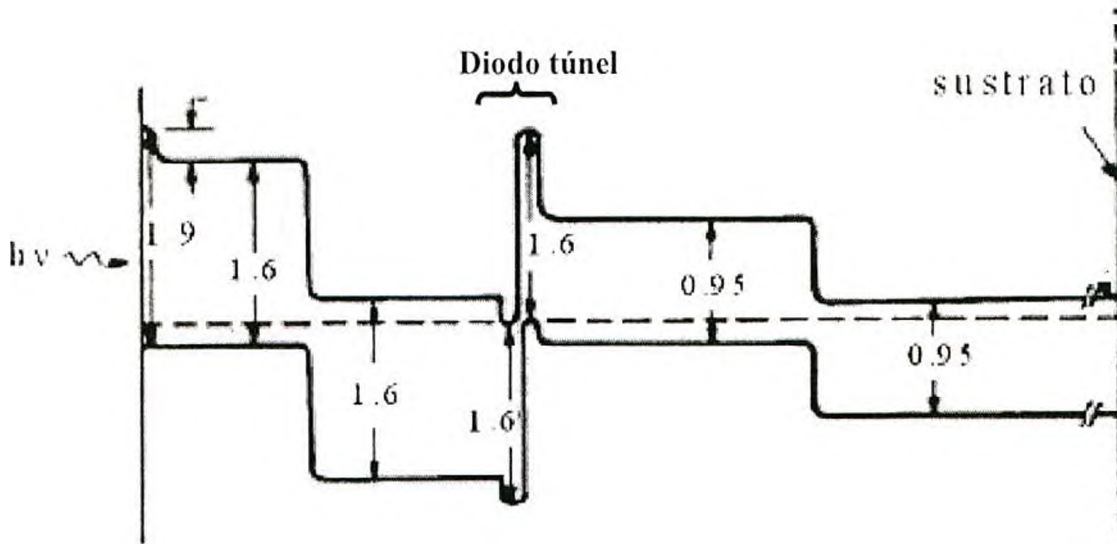


Figura 2.5. Diagrama de bandas de celdas tandem conectadas por un diodo túnel.

2.2.2 Fenómenos de Transporte

2.2.2.1 Transporte en homojunturas - Desplazamiento y difusión

La difusión y el desplazamiento son los mecanismos fundamentales de transporte y éstos son los responsables del comportamiento rectificante de la juntura p-n. En principio se describirá la inyección de huecos desde el semiconductor p al n. La concentración de huecos en la banda de valencia de la parte p es órdenes de magnitud más grande que en el semiconductor tipo n. Al formarse la juntura de estos materiales, huecos libres pasarán por difusión del material tipo p al tipo n. Como resultado de esto, la región alrededor de la interfaz se vaciará de portadores mayoritarios libres y los dopantes cargados inmóviles permanecerán detrás sin ser neutralizados por los portadores libres. Estos dopantes formarán un campo eléctrico a través de lo que se llama la región de vaciamiento. Este campo eléctrico detrás de la juntura contrarresta la corriente de difusión y produce la corriente de desplazamiento en dirección opuesta. En equilibrio termodinámico (sin luz o tensión de polarización aplicada)

estas dos corrientes son iguales en magnitud pero en direcciones opuestas (Figura 2.6).

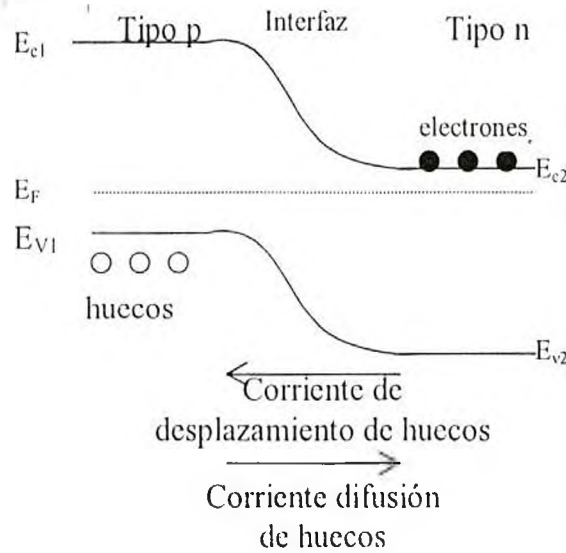


Figura 2.6. Esquema de diagrama de bandas para una homojuntura p-n.

La corriente de difusión para huecos se puede escribir como:

$$J_p = q D_p dp/dx \quad (2.3)$$

donde $D_p = \mu_p kT/q$ es el coeficiente de difusión para huecos y μ_p es la movilidad; dp/dx es el gradiente de concentración de huecos libres.

La densidad de corriente de desplazamiento para huecos depende del campo eléctrico de la siguiente manera:

$$J_n = e p \mu_p E \quad (2.4)$$

donde E es la intensidad del potencial interno y p es la concentración de huecos libres.

Al aplicar una tensión V sobre la juntura, la corriente de desplazamiento decrece y se inyectará un flujo de huecos desde la región p a la n. Se puede describir la corriente neta de huecos dirigida en dirección al cuasineutral lado n como:

$$J_p = q D_p p_n/L_p \quad (2.5)$$

donde p_n es la concentración de huecos inyectados en el fin de la región de vaciamiento y L_p es la longitud de difusión de los huecos en el material tipo n. En términos de p_{n0} (la concentración de huecos en equilibrio en el material tipo n) p_n puede expresarse como

$p_{no} \exp(qV/kT)$. La diferencia ($p_n - p_{no}$) es la concentración de huecos inyectados por difusión en la región cuasineutral tipo n. Esta densidad neta de huecos conduce a la expresión final:

$$J_p = q D_p p_{no} / L_p [\exp(qV/kT) - 1] \quad (2.6)$$

Los términos independientes de la tensión se reúnen llamando J_0 a la corriente de saturación. Esta densidad de corriente puede escribirse en términos de características del material:

$$J_0 = q (D_p / L_p) [N_v N_c \exp(-E_g/kT) / N_D] \quad (2.7)$$

donde N_v y N_c son las densidades de estados en las bandas de valencia y de conducción, respectivamente, y N_D es la densidad donora en el material tipo n. La dependencia con la temperatura de la corriente de saturación se encuentra en el factor exponencial, donde E_g es la energía del *gap*. D_p y L_p dependen muy débilmente de T .

La corriente de electrones desde el material n al p tiene el mismo comportamiento funcional. La corriente medida es la suma de ambas. En heterojunturas, la relación de corriente inyectada es también dependiente de las diferencias de los *gaps* de los dos materiales.

2.2.2.2 Transporte en heterojunturas - Modelo de difusión de Anderson

Anderson [6] generalizó el modelo de desplazamiento-difusión para las heterojunturas formadas por dos materiales semicristalinos. A raíz de esto existen aún muchas discrepancias entre datos experimentales y este modelo, pero se usa con éxito para predecir el alineamiento de las bandas energía de algunas heterojunturas.

Se considera una heterojuntura p-n en donde el material tipo p (1) tiene *gap* mayor que el material tipo n (2) (ver Figura 2.4). Anderson realiza las siguientes suposiciones en este modelo: el nivel de vacío es continuo en la interfaz si se desprecia cualquier carga o dipolo en la misma. Como resultado, la afinidad electrónica (χ_1 y χ_2) y los *gaps* (E_{g1} y E_{g2}) definen la discontinuidad de las bandas en la interfaz:

$$\Delta E_c = \chi_2 - \chi_1 \quad (2.8)$$

$$\Delta E_v = (\chi_1 + E_{g1}) - (\chi_1 + E_{g2}) \quad (2.9)$$

considerando que el *gap* y la afinidad electrónica son independientes del dopaje.

Las bandas de valencia y de conducción del material de *gap* más chico están entre las bandas del material con *gap* más ancho (Figura 2.4 b) donde $\chi_1 < \chi_2$ y $\chi_1 + E_{g1} > \chi_2 + E_{g2}$. Para una heteroestructura de a-Si /c-Si, por ejemplo, esta suposición es válida (Tabla 2.1).

Tabla 2.1. Valores de energía del *gap* y afinidad electrónica para Si amorfo, microcristalino y cristalino [2].

	a-Si	μ c-Si	c-Si
Afinidad electrónica χ	3,75 eV	4,01 eV	4,05 eV
Energía del <i>gap</i> E_g	1,76 - 1,96 eV	1,2 a 1,6 eV	1,12 eV

El modelo de Anderson predice cómo se distribuye el potencial interno y la tensión aplicada en ambos materiales y, en consecuencia, el cambio de curvatura de las bandas en la interfaz.

La discontinuidad de la banda de valencia o de la de conducción en la interfaz puede formar barreras para el transporte de portadores y sólo podrán pasar aquéllos que tengan la energía cinética suficiente. En una primera aproximación (con densidad de estados constante) la fracción de portadores (F) que pasan esa barrera de energía de altura E_B es $F = \exp(-E_B/kT)$.

Esta barrera tiene distinta forma y magnitud para huecos y para electrones en oscuridad y cuando se aplica una tensión en directa, los electrones tienen que atravesar la discontinuidad en la banda de conducción (ΔE_c) más el curvamiento de las bandas cuando son inyectados desde el material n al p. Asimismo, los huecos fluyen en dirección opuesta experimentando solamente el curvamiento de las bandas.

La naturaleza de la barrera depende de los niveles de dopaje (N_A y N_D) y de las

la superficie [7].

Recombinación por efecto túnel: El fenómeno denominado efecto túnel (*tunneling*) es de notable importancia en la heterojuntura, donde debido a la discontinuidad de la banda los portadores se ven en la obligación de atravesar una barrera de potencial. La contribución de la corriente túnel a la corriente total depende del tamaño de dicha barrera, del número de portadores disponibles y de la densidad de estados dentro de la barrera, siguiendo una ecuación del tipo:

$$J_T = P F(n) e^{A V} \quad (2.11)$$

donde P es la probabilidad de producirse el efecto túnel y F(n) representa la dependencia de la densidad de portadores. En primera aproximación, este efecto puede ser considerado independiente de la temperatura. Existen varios modelos propuestos de transporte basados en este fenómeno (Figura 2.7) [8].

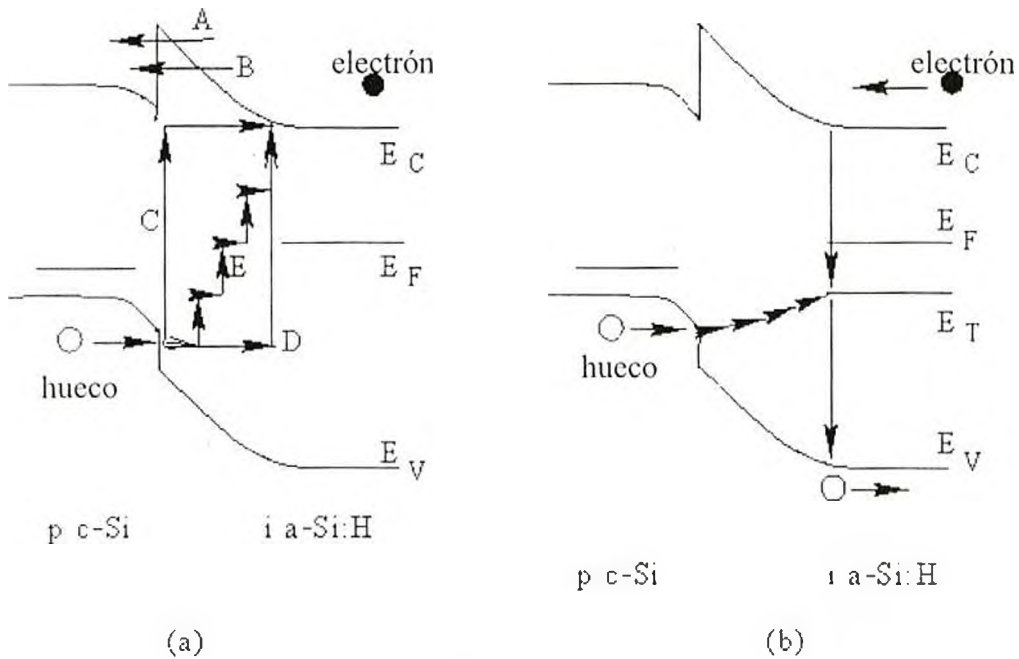


Figura 2.7. a) Esquema del proceso túnel; b) Efecto túnel múltiple.

Recombinación túnel intrabanda: El modelo más simple de este fenómeno es aquél en el cual un portador intenta atravesar una barrera de potencial de altura finita constituida de estados prohibidos como se representa en la Figura 2.7-a) en el recorrido B. Riben et al. [8] demostraron que la contribución predominante en este proceso es de los portadores con

energía igual a la mitad de la barrera (recorrido A Figura 2.7-a).

Recombinación túnel interbanda: Otro modelo introducido para explicar la corriente en exceso del diodo túnel, prevé el pasaje de un portador de una banda a otra. Riben et al. [8] demostraron que un proceso en un solo paso (recorridos C y D de la Figura 2.7) es menos probable que uno con pasos sucesivos (proceso E).

Efecto multitúnel, modelo de captura-emisión: En 1984, Matsuura et al. [9] propusieron un modelo que interpretaba una serie de resultados experimentales acerca de la dependencia con la temperatura que no se explicaba con la utilización de otros modelos. En el mismo se considera un proceso de captura-emisión de portadores en varios pasos como se ilustra en la Figura 2.7 b). Un hueco de la banda de valencia del c-Si cercano a la interfaz salta de un estado localizado a otro en el interior del i a-Si:H. Este salto ocurre por *tunneling* a un estado cuya energía difiere en una cantidad del orden de kT . Este proceso de *tunneling* de un estado a otro continúa hasta que la probabilidad de *tunneling* es inferior a la de emisión y captura de un electrón (recombinación). Esto ocurre cerca del extremo de la zona de vaciamiento, donde el campo eléctrico es más débil y la probabilidad de *tunneling* es menor. La corriente resultará según ec. 2.12

$$J = J_0 [e^{AV} - 1] \quad (2.12)$$

El factor J_0 incluye las dos contribuciones, la que está asociada a la probabilidad de reemisión del hueco ($\approx \exp[(E_T - E_V)/kT]$), y la asociada a la probabilidad de captura de un electrón de la banda de conducción ($\approx \exp[(E_C - E_F)/kT]$). Por lo tanto J_0 viene dado por:

$$J_0 = B [\sigma_p v_{th} N_V \exp(-(E_T - E_V)/kT) + \sigma_n v_{th} N_C \exp(-(E_C - E_F)/kT)] \quad (2.13)$$

donde E_T es el nivel energético de la trampa, σ la sección eficaz de captura y v_{th} la velocidad térmica.

2.3 DISPOSITIVOS FOTOVOLTAICOS

2.3.1 Generalidades

En el transcurso de la Tesis se elaboraron celdas monojunatura y heterojuntura de Si.

Las mismas se caracterizaron mediante la medición de la curva IV, medición de respuesta espectral y tiempo de vida media de portadores minoritarios (τ_{ef}). Estos parámetros proporcionan información acerca del funcionamiento del dispositivo. En esta sección se definen dichos parámetros característicos y algunos aspectos generales referidos a dispositivos fotovoltaicos.

En la Figura 2.8 se muestra el espectro solar AM1.5 normalizado a nivel del mar, y el extraterrestre (AM0) y se indica el límite o la longitud de onda de corte de la energía máxima que aprovecha cada material en la generación de un par electrón-hueco para semiconductores con distinto *gap*. En el lugar que se indica en cada caso existe un corte abrupto en la energía capaz de ser aprovechada, coincidente con la energía del *gap*. Este corte se debe a que los fotones con menor energía que la del *gap* no aportan la energía suficiente a un electrón para que este pase de la banda de valencia a la de conducción.

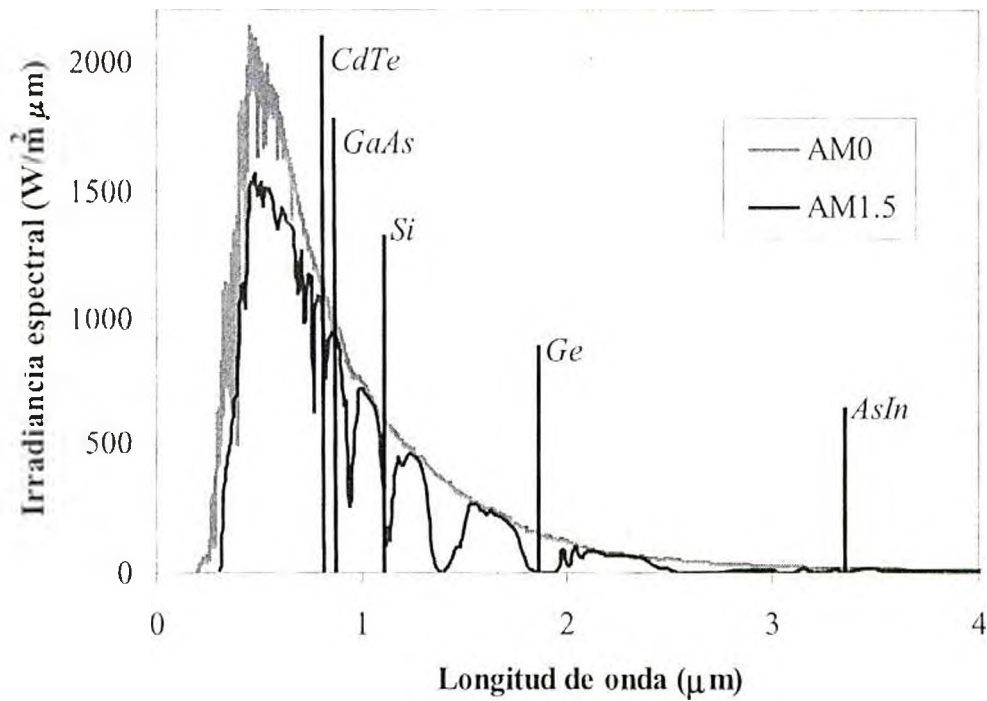


Figura 2.8. Espectro solar AM1.5 y AM0 y la longitud de onda de corte o límite de la energía aprovechada en la generación de pares e^-h^+ para distintos semiconductores.

La Tabla 2.2 muestra los valores del *gap* de algunos semiconductores utilizados para la fabricación de celdas solares y la longitud de onda asociada.

Tabla 2.2. Ancho del gap para distintos semiconductores y su longitud de onda asociada.

SC	Gap [eV]	λ [μm]
Si	1,14	1,08
Ge	0,67	1,85
AsGa	1,43	0,86
AsIn	0,36	3,44
CdS	2,20	0,55
CdTe	1,45	0,85

Las celdas solares multijuntura son dispositivos que integran dos o más celdas de distintos materiales, integradas en una sola estructura. La mejora en la eficiencia de conversión de estos dispositivos resulta de la elección de los *gaps* del semiconductor, lo cual permite que cada juntura responda a un intervalo específico de longitudes de onda. En la Figura 2.9 se muestra esquemáticamente el aprovechamiento de cada una de las subceldas de las distintas partes del espectro solar.

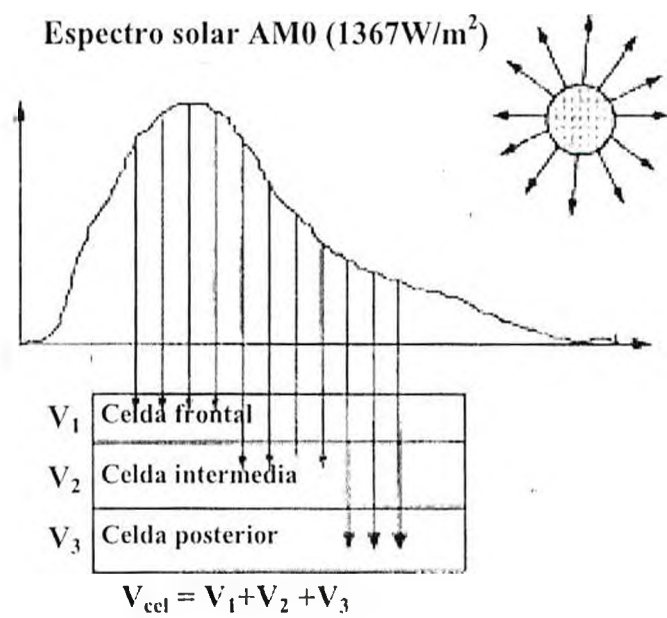


Figura 2.9. Aprovechamiento de cada subcelda de un intervalo del espectro solar.

Uno de los efectos más importantes observados al medir una celda multijuntura es la limitación en la corriente. La corriente producida en cortocircuito (I_{cc}) es, en general, igual a la fotocorriente mínima generada por las subceldas. Es por esto que al cambiar el espectro

incidente también se produce un cambio en la tensión de operación de las celdas individuales. Por lo tanto, las características de estas celdas son muy sensibles a la distribución del espectro incidente. Así la calibración de una celda solar multijuntura debe tener una atención especial a la distribución espectral del simulador solar.

2.3.2 Curva IV

La medición de la curva corriente-tensión proporciona la caracterización eléctrica de un dispositivo fotovoltaico.

La celda más sencilla de analizar es una homojuntura p-n, en particular de Si. En base a esta estructura se definirán los parámetros característicos de las celdas solares.

Cuando se conecta el polo positivo de una fuente a la región p, la barrera de potencial disminuye (polarización directa). La corriente I_g (producida por electrones que migran hacia la región p a favor del campo eléctrico) no sufre cambios, pero I_r (corriente de difusión) aumenta porque la probabilidad de que los electrones venzan la barrera es mayor. Esta corriente, I_r se ve incrementada por un factor $\exp(eV_j/kT)$, donde V_j es la tensión en la juntura dada por $V_j = V + IR_s$. Entonces, se puede escribir:

$$I_r = I_g \exp\left(\frac{eV_j}{kT}\right) \quad (2.14)$$

La corriente total a través de la juntura resulta por lo tanto:

$$I_r - I_g = I_g \left(\exp\left(\frac{eV_j}{kT}\right) - 1 \right) \quad (2.15)$$

Como el efecto de huecos y electrones es análogo y sus contribuciones se suman, la corriente total tiene la forma:

$$I_d = I_o \left(\exp\left(\frac{eV_j}{kT}\right) - 1 \right) \quad (2.16)$$

Esta es la ecuación del rectificador o diodo ideal. A la corriente I_o se la llama corriente inversa y depende esencialmente de las concentraciones de los dopantes, la velocidad de difusión y la longitud de difusión de los portadores.

Al iluminar la juntura existe una generación de pares $e^- - h^+$, apareciendo un término constante, independiente de la tensión, que es la corriente fotogenerada, I_f . 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 y la ecuación de la corriente queda:

$$I = -I_f + I_o \left(\exp \left(\frac{eV_f}{kT} \right) - 1 \right) \quad (2.17)$$

Esta ecuación considera la celda como un generador de corriente, resultando así la curva característica, I - V , corriente-tensión (Figura 2.10). Usualmente se utiliza esta curva en el primer cuadrante, cambiando de signo los términos.

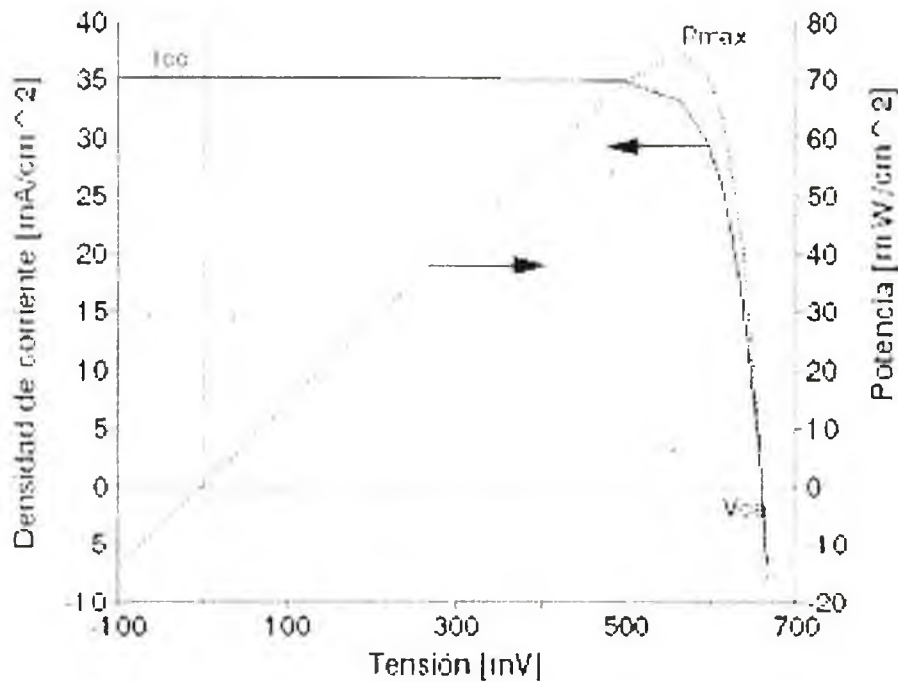


Figura 2.10. Curva I - V característica de una celda solar iluminada.

En la Figura 2.11 se presenta el circuito equivalente de una celda solar. Este circuito equivalente consiste en una fuente de corriente que provee una corriente I_f a un conjunto de impedancias, entre las cuales se han incluido dos resistencias: R_s y R_p (serie y paralelo). La primera proviene principalmente de la resistividad del emisor y de la base, y de las resistencias de contacto entre el SC y los contactos metálicos. La R_p es esencialmente debida a pérdidas en los bordes. Cabe destacar además que cuanto mayor sea R_s mayor es la potencia disipada en la juntura y menor la tensión a través de la carga.

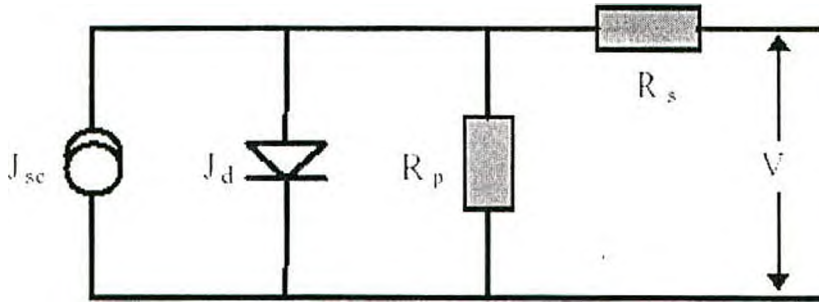


Figura 2.11. Circuito equivalente de una celda con resistencia serie y paralelo.

Además de las dos resistencias mencionadas, R_s y R_p , otros parámetros utilizados habitualmente para caracterizar una celda solar son:

- corriente de corto circuito I_{cc} , correspondiente a una tensión nula entre contactos:

$$I_{cc} \cong I_f \quad (2.18)$$

y densidad de corriente de cortocircuito J_{cc} , definida como el cociente entre la I_{cc} y el área de la celda;

- tensión a circuito abierto V_{ca} , correspondiente a $I=0$:

$$V_{ca} = \frac{kT}{e} \ln \left(\frac{I_f}{I_o} + 1 \right) \quad (2.19)$$

- eficiencia de conversión energética, definida en el punto de máxima potencia (Figura 2.10):

$$\eta = \frac{P_{MAX}}{P_i} = \frac{V_{MAX} I_{MAX}}{P_i} \quad (2.20)$$

donde P_i es la potencia 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} :

$$FF = \frac{V_{max} I_{max}}{V_{ca} I_{cc}} \quad (2.21)$$

La eficiencia máxima teórica no sólo depende del ancho del *gap*, como se dijo en la sección 2.1.4, también está limitada por las concentraciones de dopantes en el emisor y en la base, por la longitud de difusión de portadores minoritarios, y por pérdidas por reflexión en la

superficie frontal, entre otros factores.

Las mediciones de las curvas I-V presentadas en esta Tesis Doctoral se realizaron mediante una carga electrónica e iluminación con 3 lámparas halógenas de tungsteno (250 W, 24 V), con reflector dicróico. Este sistema de iluminación corresponde a un sol artificial Clase C (Norma ASTM E927) para radiación solar AM1.5. La intensidad de radiación standard (1 kW/m^2) se fijó utilizando una celda de referencia comercial. Cabe destacar que estos equipos fueron desarrollados en el GES-CNEA [10].

2.3.3 Tiempo de vida media efectivo de los portadores minoritarios

El funcionamiento de los dispositivos fotovoltaicos depende de distintos parámetros, entre los cuales la longitud de difusión de portadores minoritarios (L_d) en la región de la base es uno de los más importantes. Este parámetro está directamente relacionado con la vida media de dichos portadores (τ) a través de la movilidad.

A continuación se describen, brevemente, algunas de las técnicas de medición de τ y L_b más comúnmente empleadas.

- ***Decaimiento de la fotoconductividad (PCD)*** [11]: Este método consiste en iluminar con una fuente de luz apropiada la muestra a medir, obteniendo a la salida del equipo la variación de la conductividad con respecto a la tensión. El contacto con la muestra debe ser óhmico o la inyección de los portadores minoritarios podría causar dificultades. Además, la luz que polariza en directa la muestra debe ser la adecuada para saturar las trampas; de no ser así, la curva de decaimiento no resulta una exponencial simple. El nivel de inyección debe elegirse de modo tal que se acerque al de operación del dispositivo en evaluación.
- ***Decaimiento de la tensión a circuito abierto (OCVD)*** [12, 13]: Este método se aplica a junturas, por ejemplo una juntura p-n, a la cual se le inyectan portadores minoritarios en exceso por medio de un pulso de corriente o de luz. Esto produce que la juntura se polarice, observándose en un osciloscopio el decaimiento de los citados portadores al abrir el circuito.
- ***Fotovoltaje superficial (SPV)*** [14]: Consiste básicamente en iluminar la superficie de una muestra generando portadores minoritarios en exceso debido a la variación en la

fototensión en superficie. Se determina la longitud de difusión, a partir de la dependencia con dichos portadores.

- **Método SEM-EBIC** [15]: Este método consiste en dirigir un haz de electrones colimado de un microscopio de barrido electrónico (*scanning electron microscope*). Se mide la corriente de cortocircuito resultante de la juntura como función de la posición del haz con el fin de obtener la longitud de difusión. La corriente resultante se la conoce como corriente inducida por un haz de electrones (EBIC, *electron beam induced current*).

En el desarrollo de esta Tesis se presentan mediciones del tiempo de vida medio efectivo de los portadores minoritarios de la base (τ_{ef}) en celdas de Si. Se ha desarrollado en el Grupo Energía Solar de la CNEA un equipo sencillo para la medición de τ_{ef} mediante la técnica OCVD modificada [16]. La técnica utilizada para la medición de decaimiento de la tensión a circuito abierto (OCVD) consiste básicamente en determinar τ_{ef} a partir de la curva de decaimiento luego de la interrupción abrupta de una excitación externa. Esta excitación, producida mediante iluminación del dispositivo o por inyección eléctrica, genera inicialmente un exceso de portadores con respecto a la situación de equilibrio.

El τ_{ef} medido tiene la contribución de un tiempo de vida medio de los portadores del volumen o base del dispositivo (τ_{base}) y una componente que tiene asociados efectos de recombinación en la superficie (τ_{sup}) (ecuación 2.22).

$$\frac{1}{\tau_{ef}} = \frac{1}{\tau_{base}} + \frac{1}{\tau_{sup}} \quad (2.22)$$

Con esta técnica, para valores de tensiones de polarización cercanos a la V_{ca} , τ_{ef} tiende a τ_{base} .

2.3.4 Respuesta espectral

La respuesta espectral de una celda solar es la corriente de salida, en condiciones de cortocircuito, por unidad de potencia incidente de luz monocromática, en función de la longitud de onda. La corriente de la celda depende de la longitud de onda incidente. En condiciones de cortocircuito la corriente es lineal con la irradiancia y poco sensible frente a pequeños cambios de tensión.

La eficiencia cuántica (EQ) 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 por unidad de tiempo sobre la celda [17] como se muestra en la ecuación (2.23):

$$EQ = \frac{n_e}{n_f(\lambda)} \quad (2.23)$$

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 $F(\lambda)$ es la irradiancia, cuya unidad es W/m^2 . Trabajando en condiciones de cortocircuito entonces la ecuación (2.11) queda, reemplazando esto en la ecuación (2.23):

$$EQ = \frac{RE(\lambda) hc}{q\lambda} \quad (2.24)$$

donde, $RE(\lambda) = J_{sc} / F(\lambda)$ es la respuesta espectral, cuya unidad es A/W .

De la respuesta espectral también se puede obtener información de características electrónicas de la celda. Por ejemplo, la pendiente de esta curva (para longitudes de onda superiores a 600 nm) es una función de la longitud de difusión [2].

En la Figura 2.12 se puede ver la eficiencia cuántica en función de la longitud de onda incidente para celdas multijuntura.

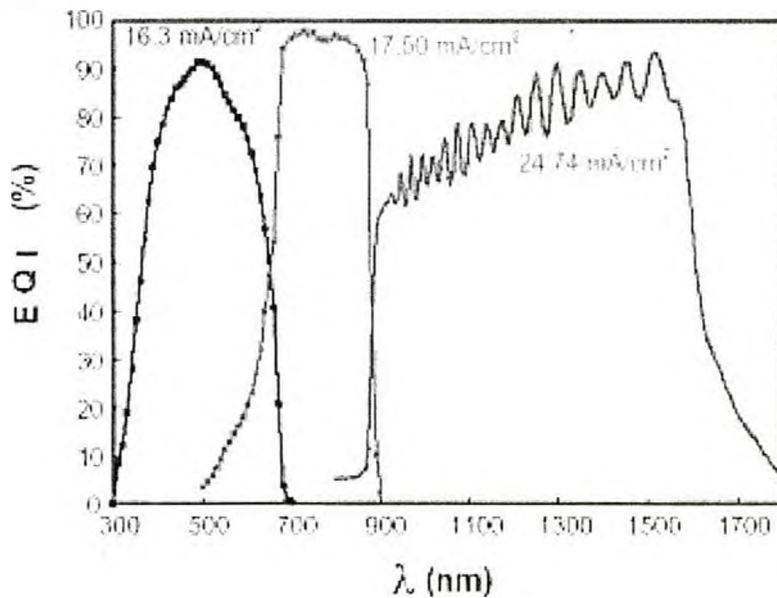


Figura 2.12. Eficiencia cuántica de una celda solar de triple juntura comercial [18].

En la figura precedente pueden observarse tres curvas de respuesta, cada una correspondiente a cada subceldas. En cambio, en los dispositivos de Si, esta curva es única teniendo el límite de la respuesta en 1100 nm aproximadamente, como se mostró en la Tabla 2.2.

Las mediciones de respuesta espectral presentadas en esta Tesis se realizaron bajo la norma IRAM 210013-14 [19] con un equipo desarrollado para tal fin en el GES.

Referencias Capítulo 2

- 1 P. Le Comber. *Electronical structural properties of Amorphous Semiconductors*. Academic Press, New York (1973).
- 2 S.Fonash. *Solar Cell Device Physics*. Academic Press (1981).
- 3 A.Goetzberger, C.Hebling. *Photovoltaic materials, past, present, future*. Solar Energy Materials & Solar Cells **62**, pág. 1 (2000).
- 4 A.Aberle, T.Lauinger, J.Schmidt, R.Hezel. *Injection-level dependent surface recombination velocities at the silicon-plasma silicon nitride interface*. Applied Physics Letters **66**, pág. 2828 (1995).
- 5 J. Granata, J. Ermer, P. Hebert, M. Haddad, R.R. King, D.D. Krut, L. Lovelady, M. Gillanders, N.H. Karam, B. Cavicchi. *Triple junction GaInP/GaAs/Ge solar cells- production status, qualification results and operational benefits*. Proceedings of the 28th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pág. 1181 (2000).
- 6 R.L. Anderson. *Experimens on Ge-GaAs electronics*. Solid-State Electronics **5**, pág. 341 (1962).
- 7 J.Schmidt, A.G. Aberle. *Accurate method for the determination of bulk minority-carrier lifetimes of mono- and multicrystalline silicon wafers*. Journal of Applied Physics **81**, pág. 6186 (1997).
- 8 A.Riben, D.Feucht. *nGe-pGaAs Heterojunctions*. Solid-State Electronics **9**, pág. 1055 (1996).
- 9 H. Matsuura, T. Okuno, H. Okushi, K. Tanaka. *Electrical properties of n-amorphous/p-crystalline silicon heterojunctions*. Journal of Applied Physics **55** (4) pág. 1012 (1984).
- 10 G. Azzaroni, C. Bruno, L. Dawidowsky, A. Frigerio. *Photovoltaic characterization facilities development*. Proc. Workshop on Materials Science and Physics of Non-Conventional Energy Sources, Buenos Aires, pág. 246 (1992).
- 11 L.B. Valdes, Proceeding of the Institute of Radio Engineers **40**, pág. 1420 (1952).

- 12 S.R. Lederhandler, L.J. Giacoletto. Proceedings Institute of Radio Engineers **43**, pág. 477 (1955).
- 13 B.R. Gossick. Journal of Applied Physics **26**, pág. 1356 (1955).
- 14 S.C. Choo, A.C. Sanderson. Solid-State Electronics **13**, pág. 609 (1969).
- 15 J.W. Orton, P. Dlood. *The Electrical Characterization of Semiconductors: Measurements of Minority Carrier Properties*. Academic Press, New York (1990).
- 16 C.J. Bruno, M.G. Martínez Bogado, J.C. Plá, J.C. Durán. *Determination of minority carrier lifetime in solar cells: a novel biased OCVD technique*. Physica Status Solidi (a) **174**, pág. 231(1999).
- 17 M.A. Green. *Solar cells: operating principles, technology and system applications*. Univ. New South Wales, 1982.
- 18 Folleto técnico: InGaP₂/GaAs/Ge Triple-Junction Solar Cells. EMCORE.
- 19 Norma IRAM 210013-14. *Metodo normalizado para la medicion de la respuesta espectral de celdas fotovoltaicas*.

Capítulo 3

PROCESOS DE ELABORACIÓN DE CELDAS SOLARES DE SILICIO

Las celdas solares convencionales de silicio monocristalino tienen, típicamente, una estructura n^+pp^+ . El dopaje y la profundidad del emisor frontal influyen en forma importante sobre el funcionamiento de la celda. En particular, determinan parcialmente la respuesta espectral y la resistencia serie, y consecuentemente las pérdidas óhmicas del dispositivo.

La elaboración de la juntura puede realizarse por difusión en horno o implantación iónica. En el caso de la difusión existen tres tipos de fuentes: gaseosa, sólida o líquida. En esta última, un gas (N_2) burbujea a través del líquido, el cual es transportado en forma de vapor a la superficie de la muestra.

En este capítulo se presenta en primer lugar una breve descripción del proceso general utilizado para la elaboración de las celdas de silicio elaboradas para esta Tesis y, posteriormente, los distintos procesos de difusión ensayados. Estas experiencias estuvieron orientadas a analizar homogeneidad y repetitividad en la formación de la juntura, e implementar métodos sencillos para la elaboración de celdas de Si cristalino. También se analizan los mecanismos de captura de impurezas producido por el Al y su influencia en las características del dispositivo.

3.1 PROCESO DE ELABORACIÓN DE CELDAS DE SILICIO

El proceso de elaboración de celdas solares en laboratorios de investigación requiere la aplicación de técnicas comúnmente usadas para la elaboración de celdas convencionales combinadas con otras provenientes de la industria microelectrónica.

Los pasos a seguir, en forma sintética, son los siguientes:

1. **Pulido químico y limpieza de las obleas:** elimina daños producidos por el corte de obleas y restos de solventes y suciedad provenientes del manipuleo.
2. **Evaporación de Al en la cara posterior:** para la formación del emisor p^+ en el siguiente paso.
3. **Difusión de P y Al:** formación simultánea de los emisores frontal n^+ y posterior p^+ en un solo paso.
4. **Fotolitografía:** para transferir el patrón de la máscara de la grilla de contacto a la cara frontal de la celda.
5. **Deposito de contactos metálicos:** evaporación de multicapa en cámara de vacío.
6. *Lift-off:* eliminación del metal excedente.
7. **Engrosamiento de contactos.**

En cuanto a la formación de la juntura o de los emisores, el orden de los pasos 2 y 3 puede cambiar o agregarse pasos intermedios dependiendo del proceso de difusión que se realice.

Una técnica alternativa que se utiliza para definir con mayor precisión el área a difundir, consiste en la elaboración de una ventana de SiO_2 previamente a la difusión. Esta ventana constituye una máscara que se realiza por oxidación (húmeda o seca) a alta temperatura; luego mediante fotolitografía se abre esa ventana en el óxido para permitir la difusión. Esta técnica fue utilizada en la elaboración de las celdas del panel de ingeniería del SAC-A, como se verá en el Capítulo siguiente.

3.1.1 Limpieza

Como paso previo a la difusión se procede al corte de las obleas en forma rectangular de 5 cm por 10 cm de lado para poder introducirlas en el horno de difusión. Esta limitación es debido al tamaño del tubo de cuarzo del horno.

Las distintas etapas de la limpieza previa a la difusión a alta temperatura son [1]:

- a) **Pulido químico:** basado en una solución de ácidos, como, por ejemplo, HF, HNO_3 ,

CH_3COOH (1:3:3 en volumen), su fin es el de remover residuos provenientes del proceso de corte depositados en la superficie y posibles daños superficiales en la estructura cristalina.

- b) **Limpieza MOS orgánica:** utilizada en los dispositivos MOS; basada en compuestos alcalinos de alto PH que remueven sustancias orgánicas.
- c) **Limpieza MOS inorgánica:** basada en compuestos ácidos de bajo PH que eliminan iones alcalinos y metales contaminantes no removidos en limpiezas anteriores.

3.1.2 Elaboración de emisores

En la elaboración de los emisores se emplean distintas técnicas como por ejemplo:

- para la zona n^+ , la difusión de P a partir de POCl_3 ,
- para la zona p^+ , la difusión de B a partir de una fuente sólida [2] de B_2O_3 , una fuente líquida de BBr_3 [3] o por difusión de Al a partir de una capa evaporada [4].

Existen diversos procesos de difusiones. Entre las difusiones de P con fuente líquida, se puede mencionar la **difusión en dos pasos** [4], que consta de una **predeposición** del dopante y de un “*drive-in*” o **recocido** posterior a alta temperatura. y la **difusión en un paso** basada en la codifusión de P y Al para la formación simultánea de los emisores n^+ y p^+ .

La técnica conocida como captura o *gettering* [5] permite coleccionar y neutralizar impurezas introducidas en el sustrato durante el proceso. Este es un mecanismo por el cual las impurezas son extraídas de las regiones activas del dispositivo, localizándolas en regiones donde queden eléctricamente neutralizadas o donde su efecto se vea, en alguna medida, enmascarado. Estos procesos de captura se emplean usualmente en la industria microelectrónica con el fin de extraer impurezas metálicas introducidas durante la elaboración de los dispositivos. El Al, junto con el B entre otros, es uno de los materiales que produce este atrapamiento de impurezas. Como, además, es para el Si un dopante tipo p, cumple una doble función: formar la juntura $p-p^+$ en la parte posterior y realizar este mecanismo de captura o *gettering* de impurezas. El análisis del efecto del espesor de esta capa así como los efectos de la velocidad con que se introducen las obleas en el horno se analizarán en la sección 3.3.

3.1.3 Contactos metálicos

Una vez formados los emisores se debe depositar la grilla metálica como contacto frontal y un contacto completo sobre la superficie posterior. El contacto eléctrico en la cara frontal de la celda solar consiste en una grilla metálica, la cual debe tener las siguientes características: hacer la menor sombra posible y presentar baja resistencia eléctrica. Ambos requisitos son contrapuestos ya que para obtener menor resistencia se necesitan dedos metálicos más gruesos y por lo tanto habría más sombra. Así el diseño de la grilla adopta una relación de compromiso entre ellos [6].

Se suele definir el *factor de transparencia* de la grilla como la fracción de la superficie de la celda que queda sin sombra:

$$F = 1 - w/d \quad (3.1)$$

donde w es el ancho de los dedos metálicos y d es la separación entre ellos. En el caso de las máscaras utilizadas el factor de transparencia fue de 0,9.

Los valores apropiados de ancho, espesor y separación entre los contactos metálicos se determinan teniendo en cuenta que las relaciones entre los mismos influyen sobre el factor de transparencia, la resistencia serie producida por el emisor y el contacto metal-semiconductor, y los contactos propiamente dichos [6].

Para lograr la transferencia de esta grilla se utiliza una técnica usual en microelectrónica llamada fotolitografía. Esta técnica consiste en la transferencia del patrón deseado mediante el uso de resinas fotosensibles y máscaras de película fotográfica, utilizadas para transferir patrones previamente definidos, por exposición a luz ultravioleta.

Las máscaras utilizadas para la fotolitografía de las grillas metálicas para diferentes dispositivos elaborados (celdas, sensores) fueron realizadas para tal fin íntegramente en nuestro laboratorio, teniendo en cuenta los requerimientos y tamaño del dispositivo. Para ello se fotografía con película gráfica el patrón dibujado y se utilizan los negativos obtenidos para enmascarar o proteger la zona que no debe ser expuesta. En la Figura 3.1 se pueden ver las distintas grillas utilizadas.

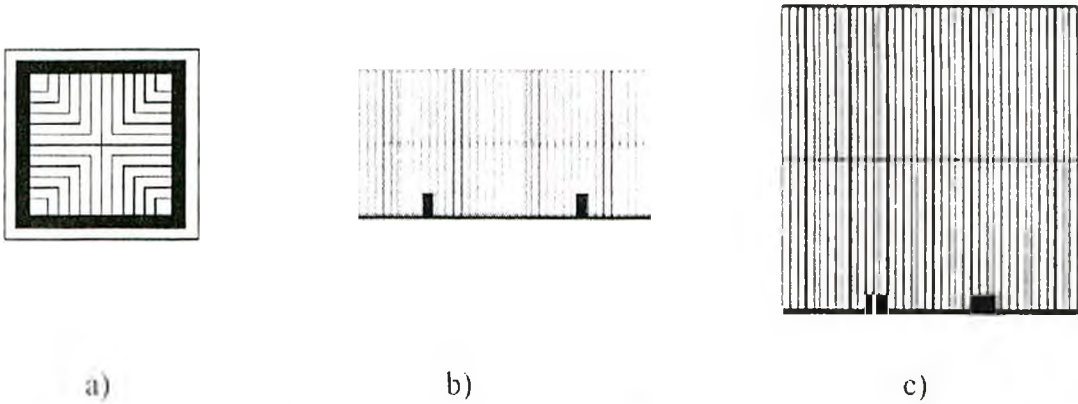


Figura 3.1. Grillas de contactos a) $25 \times 25 \text{ mm}^2$, b) $20 \times 40 \text{ mm}^2$ y c) $40 \times 40 \text{ mm}^2$.

En la Figura 3.2 se pueden ver los distintos pasos de la fotolitografía. Para mayores detalles de este proceso se puede consultar la ref. 7.

Los tiempos de revelado, secado posterior al revelado (*post-baking*) así como la temperatura (entre 90 y 110 °C) depende esencialmente de la fotorresina utilizada, y del espesor de la capa depositada. Cabe destacar que en el transcurso de esta Tesis, para realizar las grillas de las celdas, fue necesario poner a punto tres tipos de fotorresina distintas y desarrollar *ad hoc* el iluminador y equipos necesarios para su depósito.

Los contactos metálicos son depositados en la oblea por evaporación de una multicapa de Ti-Pd-Ag. Este proceso se lleva a cabo en cámara de vacío. En la cara posterior el contacto cubre toda la superficie ya que la misma no se expone a la luz.

La técnica utilizada para depositar la grilla frontal en la celda solar es una combinación de la fotolitografía y un proceso denominado "*lift-off*", también utilizado en microelectrónica. Luego de la fotolitografía para lograr un buen contacto eléctrico entre el metal y el emisor n^+ se procede a eliminar el óxido formado durante la difusión con una solución de HF. Inmediatamente, se evaporan los metales Ti-Pd-Ag (Figura 3.3-b) en la cámara de vacío. Finalmente, se remueve la resina con acetona la cual no ataca a los metales pero levanta la resina que protege el resto de la superficie, llevándose con ella el metal excedente (Figura 3.3 -c).

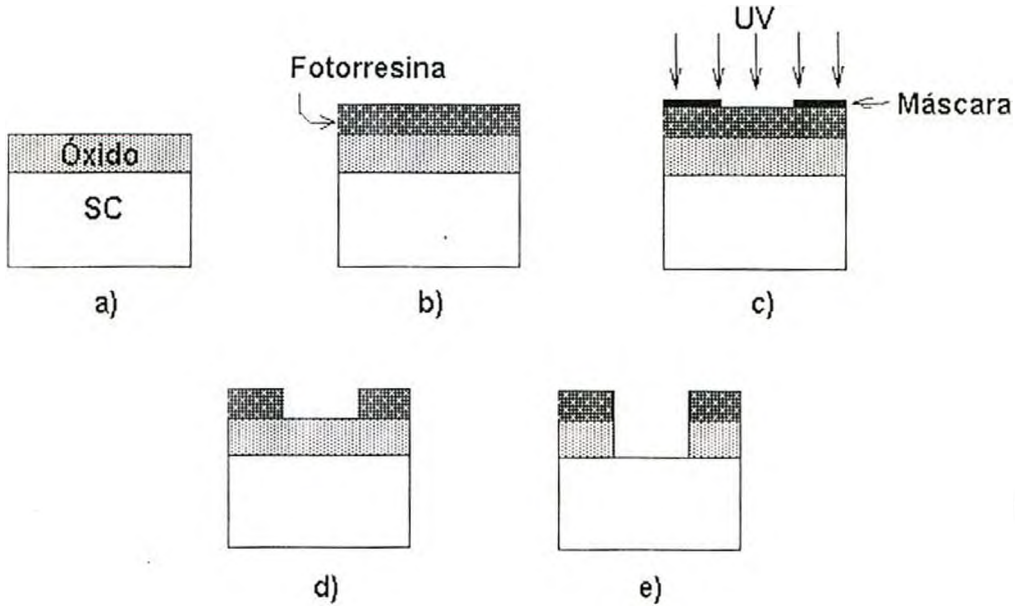


Figura 3.2. Esquema del proceso de fotolitografía a) Muestra con SiO_2 después de la difusión; b) depósito de fotorresina; c) iluminación UV a través de la máscara; d) revelado; e) eliminación del SiO_2 .

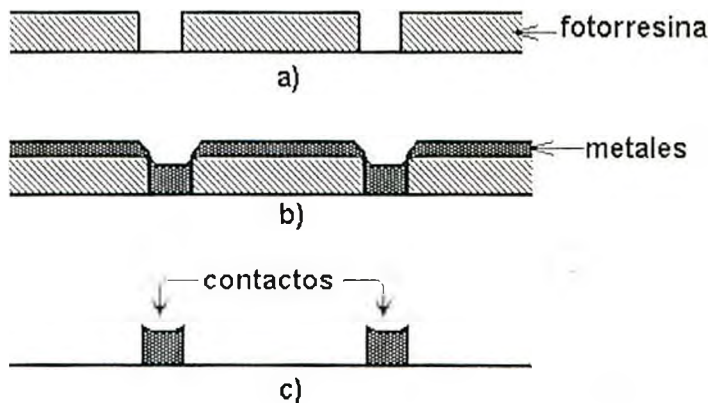


Figura 3.3. Depósito de metales: a) fotolitografía ;b) depósito de metales y h) lift-off.

Esta técnica tiene como ventaja poder utilizar metales que son difíciles de remover con métodos convencionales y en cuanto a la definición del área activa de la celda es mucho más precisa que la técnica de serigrafía utilizada en la industria.

Luego de realizar el *lift-off* los contactos metálicos son engrosados electroquímicamente con Ag para poder ser soldados posteriormente y disminuir las pérdidas óhmicas.

El espesor recomendado de los dedos metálicos es de aproximadamente 8 μm .

Como último paso en la elaboración de las celdas se las somete a un recocido a 400 °C en el horno de difusión en ambiente de una mezcla de 4 % de H_2 y 96 % de N_2 , denominada *forming gas*, que además actúa como pasivante de la superficie. Este paso se realiza para realizar el sinterizado de los metales y obtener un buen contacto óhmico entre el metal y el semiconductor.

3.2 OPTIMIZACIÓN DE LOS PROCESOS DE DIFUSIÓN

La formación de la juntura es una de las etapas críticas del proceso de elaboración de celdas. La misma puede realizarse por difusión de dopantes o por implantación iónica [7]. La difusión es la técnica más utilizada tanto industrialmente como a nivel de laboratorio. En la misma se definen distintos parámetros que caracterizarán el dispositivo final.

El proceso de difusión se realiza en un horno a alta temperatura (típicamente entre 900 y 1000 °C) en ambiente de N_2 y O_2 en proporciones adecuadas. Durante la predeposición se burbujea N_2 en la fuente líquida de POCl_3 y se utiliza O_2 para dar lugar a la formación de un gas oxidante, el P_2O_5 . La reacción química que se produce es la siguiente [7]:



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.

Las difusiones se realizan en una de las bocas del horno diferente a la empleada para otros procesos como oxidación o sinterizado de contactos. El horno utilizado posee un controlador automático programable que permite controlar tiempo, caudales de los gases y temperatura de los diferentes pasos del proceso.

Existen en la bibliografía distintas propuestas de procesos de difusión sencillos para la elaboración de celdas solares de Si monocristalino de alta eficiencia [4, 8, 3]. Algunos de

estos procesos son variantes para generar una estructura del tipo n^+pp^+ difundiendo P en la cara frontal y Al en la posterior. Sus diferencias principales residen en los caudales de burbujeo a través de la fuente líquida de $POCl_3$, la relación entre los caudales de O_2 y N_2 durante la predeposición de dopante, el gas utilizado durante la redistribución de impurezas ("*drive-in*") y el momento en que se deposita la capa de Al (antes o después de la predeposición de P).

Los procesos simples de fabricación de celdas solares tienden a:

- Minimizar el número de pasos en horno a alta temperatura.
- Reducir los requerimientos de exactitud en el alineamiento en el proceso de fotolitografía.

Las técnicas analizadas utilizan una fuente líquida de $POCl_3$ (dopante n) y se diferencian principalmente en los siguientes aspectos:

- Números de pasos en la difusión de P (predeposición y *drive-in* en 1 o 2 pasos).
- Concentración de $POCl_3$ durante la difusión.
- Evaporación de Al antes o después de la predeposición.

Con el fin de estudiar y encontrar el proceso más adecuado para la elaboración de celdas se analizaron las diferencias en las características de las obleas difundidas. Se propusieron nuevas variantes analizando ventajas y desventajas respecto de los métodos preexistentes.

Los procesos de difusión a estudiados son:

- **Difusión en dos pasos con *drive-in* en N_2 [4]:** consta de una predeposición en una boca del horno, una evaporación de Al sobre una de las caras y una redistribución (*drive-in*) en ambiente de N_2 en otra de las bocas.
- **Difusión en un paso con *drive-in* en O_2 [8]:** luego de una evaporación de Al en una de las caras, se realiza la predeposición (con mayor caudal de burbujeo de N_2 a través del $POCl_3$) y el *drive-in* en ambiente de O_2 en la misma boca del horno de difusión.
- **Difusión en un paso con *drive-in* en N_2 :** la predeposición (igual al proceso anterior) y *drive-in* en N_2 en la misma boca.
- **Difusión en dos pasos mixta:** la predeposición (igual al proceso anterior) y *drive-in* en N_2

en otra boca.

En el caso de los procesos de difusión son importantes las rampas de calentamiento hasta la temperatura de proceso y de enfriamiento. En todas las experiencias presentadas en este capítulo se introducen las obleas en el horno a una velocidad de ingreso, de tal forma que la temperatura de las muestras aumenta a razón de $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, desde de temperatura ambiente hasta $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ en donde se da comienzo al proceso propiamente dicho. Este ingreso siempre se lleva a cabo en un ambiente de N_2 y en algunos casos con el agregado de O_2 . Luego se llevan las muestras a la temperatura de trabajo (entre 850 y $900\text{ }^{\circ}\text{C}$) a razón de $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ mediante una rampa de calentamiento, de esta forma la temperatura se eleva lentamente para evitar la formación de dislocaciones en el material.

Luego de finalizado el proceso de difusión se reduce la temperatura al valor inicial (800°C) mediante la rampa de enfriamiento, a razón de $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, nuevamente en un ambiente de N_2 . Finalmente, se extraen las muestras lentamente con la misma velocidad con que se las introdujo.

3.2.1 Difusión en dos pasos con drive-in en N_2

El proceso propuesto por A. Cuevas [4] se realiza en dos pasos con el recocido en ambiente de N_2 . Consta de una predeposición en la cual, previa saturación del horno de difusión, se realiza la formación del fósforo silicato (SiO_2 rico en P) en la superficie de la oblea, para luego en un segundo paso a alta temperatura realizar la redistribución de las impurezas. En la Figura 3.4 se muestra el esquema del proceso.

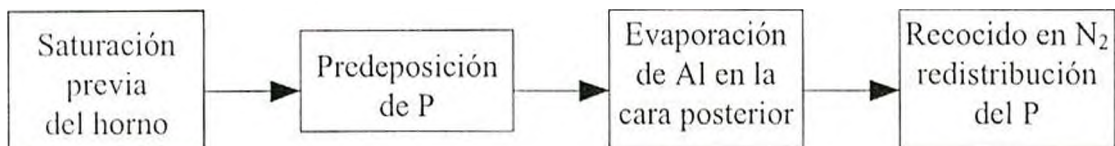


Figura 3.4. Esquema del proceso de difusión en dos pasos con drive-in en N_2 .

Las características de los diferentes pasos son:

Saturación del horno: este proceso se realiza con el horno a temperatura de trabajo ($850\text{ }^{\circ}\text{C}$)

durante 30 min, antes del ingreso de las muestras. Su finalidad es saturar el horno con el dopante mediante el burbujeo de N_2 a través del $POCl_3$ (con una concentración de 0,4 %), para que luego, durante la predeposición, las paredes del horno y las naves actúen como fuentes secundarias.

Predeposición: las etapas de este paso son la predeposición de P propiamente dicha, una oxidación y un breve recocido en N_2 . En la primera crece el fósforo silicato, mediante el burbujeo de N_2 a través de la fuente de $POCl_3$ con 0,05 % de concentración. Se realizaron también pruebas con concentraciones de 0,1 y 0,2 % y la duración de esta primera etapa depende de la resistencia de capa (R_c) que se desee obtener. La temperatura a la cual se llevó a cabo el proceso fue de 860 °C con un burbujeo entre 2 y 20 min., en ambiente de N_2 (7 l/min) con un caudal pequeño de O_2 . En la Tabla 3.1 se muestran los caudales, tiempos y temperaturas de las distintas etapas de la predeposición.

Evaporación de Al: Luego de la predeposición se retiran las muestras del horno para realizar la evaporación del Al en cámara de vacío, el cual formará durante el *drive-in* el emisor p^+ .

Recocido o *drive-in* en N_2 : se realiza a alta temperatura (1000 °C), en ambiente de N_2 , produciéndose la redistribución tanto del P como del Al, y con el tiempo se controla la profundidad de la juntura. Por ejemplo, según trabajos realizados anteriormente, para una predeposición de 10 min y *drive-in* de 1 h a 1050 °C se logra una juntura de 1 μm [9]. En este paso el fósforo silicato actúa como fuente de impurezas.

Tabla 3.1. Parámetros típicos del proceso de difusión en dos pasos con *drive-in* en N_2 .

	N_2 (l/min)	O_2 (l/min)	$POCl_3$ (%)	t (min)	T (°C)
Predeposición	7	0,5	0,05	3 a 5	860
Oxidación	---	7	---	10	860
Recocido	7	---	---	10	860
Drive-in en otra boca	7	---	---	60 a 90	860

Se realizaron diversas experiencias bajo distintas condiciones del tubo de cuarzo del horno (con y sin saturación previa de P) y con distintos tiempos de predeposición. Los

resultados de la medición de la resistencia de capa (R_c) se muestran en la Figura 3.5, 3.5 y 3.6.

Como se observa en la Figura 3.5, la R_c obtenida después de la predeposición, resulta inhomogénea y muy alta. La dispersión observada en el valor de R_c para un mismo tiempo de burbujeo está directamente asociada a la historia del horno, es decir de los procesos previos realizados en el mismo. La mayor dispersión para el caso de 10 min es una consecuencia exclusiva de la realización de un mayor número de experiencias a esa temperatura.

Al aumentar el tiempo de saturación del horno con un burbujeo previo, se observó una mejora gradual en la homogeneidad en R_c . Así la saturación de 60 min resultaba suficiente si el horno era usado con frecuencia y 120 min en el caso contrario [9].

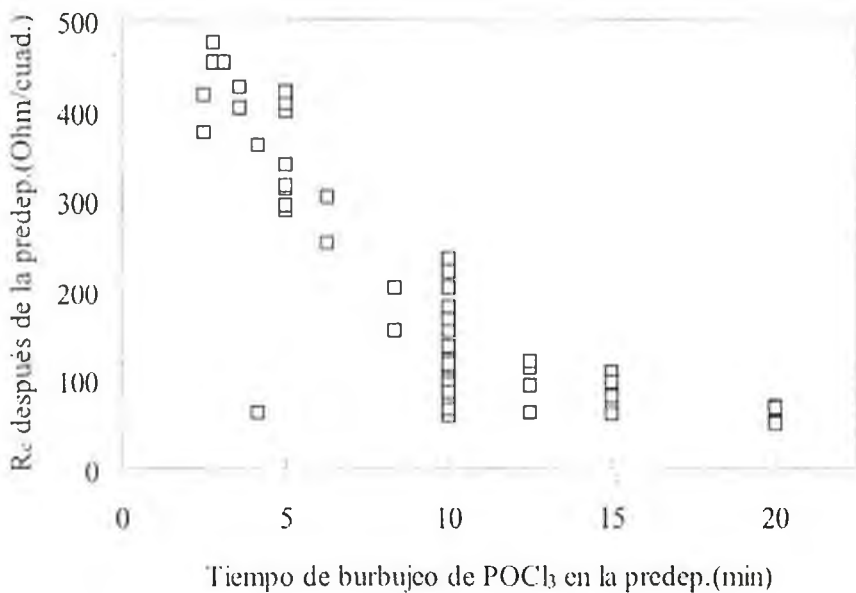


Figura 3.5. R_c después de la predeposición a 860 °C en función del tiempo de burbujeo.

Una de las ventajas de esta difusión radica en el hecho de que a diferencia de lo que ocurre en las difusiones tradicionales [10] se evita la remoción de la capa n^+ de la cara posterior después de la predeposición y antes de la evaporación del Al, evitando la necesidad de introducir un nuevo paso de limpieza. La profundidad de juntura obtenida con un *drive-in* de 60 min es aproximadamente de 1 μm [9].

Entre las desventajas se puede mencionar que el cambio de boca del horno entre la predeposición y el *drive-in*, si no se cuenta con un área limpia adecuada para estos procesos,

3.2.2 Difusión en un paso con *drive-in* en O₂

En el proceso de difusión propuesto por Basore [8], la predeposición y el recocido en ambiente de O₂ se realiza en un solo paso sin sacar las muestras del horno. Se trabaja con una concentración de dopante mucho más alta que en el proceso anterior, haciendo despreciable el efecto de fuentes secundarias (esencialmente paredes del tubo del horno y naves). Por tal motivo, no requiere saturación previa del horno. En la Figura 3.8 se muestra el esquema del proceso y a continuación se detallan los pasos del mismo.

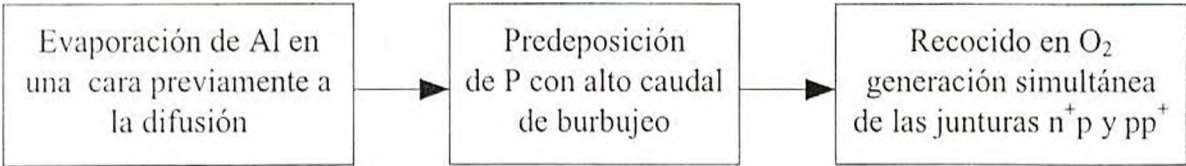


Figura 3.8. Esquema de la difusión en un paso con *drive-in* en O₂.

- **Evaporación de Al:** el depósito de la capa de Al, de 1µm 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 (ver Tabla 3.2)
 - a) **Predeposición de P** en ambiente de O₂ (7 l/min) por burbujeo de N₂ a través de la fuente de POCl₃ con alta concentración de dopante (típicamente 0,4 %). La duración de este paso se varía entre 3 y 5 min. La temperatura típica del proceso es de 860 °C
 - b) **Recocido** en ambiente de N₂ (7 l/min) durante 3-5 min (baño de N₂) como paso posterior a la predeposición y a la misma temperatura, sin extraer las obleas del horno. En este paso el P depositado en el fosforo silicato difunde en el Si
 - c) **Recocido y oxidación** en ambiente de O₂ (7 l/min), durante 10 a 30 min

Tabla 3.2. Parámetros típicos de la difusión en un paso.

	N ₂ (l/min)	O ₂ (l/min)	POCl ₃ (%)	t (min)	T (°C)
Predeposición	---	7	0,4	5	860
Baño en N ₂	7	---	---	5	860
Recocido y oxidación	---	7	---	30	860

Para evitar la contaminación de la cara frontal de las obleas con *Al* durante el proceso, se colocan las caras con el depósito de este metal enfrentadas entre sí en la nave portaobleas.

La ventaja de este proceso es la formación simultánea de las juntas, evitando la posible contaminación de las obleas debido al manipuleo. Los tiempos del proceso son menores y al no requerir saturación previa posibilita el ahorro de energía y gases. Existe mayor repetitividad y homogeneidad en la resistencia de capa medida después de la difusión.

Entre las desventajas se puede contar el riesgo de contaminación de la boca del horno con la introducción de *Al*. Existe una sobresaturación del horno debido al elevado caudal de burbujeo de N_2 por el $POCl_3$, lo cual hace que durante el *drive-in* las muestras se sigan dopando. El SiO_2 crecido en la difusión es del orden de 100 nm, el cual no resulta el óptimo si se deposita posteriormente una capa antirreflectante distinta del SiO_2 . En este caso el óxido debería ser reducido al espesor adecuado (10 nm [11]) o eliminado sin perder la pasivación de la superficie.

3.2.3 Difusión en un paso con *drive-in* en N_2

Este proceso se implementó como una variante del anterior para lograr controlar el espesor de SiO_2 formado durante la difusión, manteniendo las ventajas de la difusión en un paso. En esta variante la predeposición de *P* tiene una concentración menor (intermedia entre la difusión en dos pasos y en un paso) mientras que el recocido se lleva a cabo en ambiente de N_2 a fin de minimizar el espesor final de SiO_2 . Esquemáticamente el proceso se muestra en la Figura 3.9.

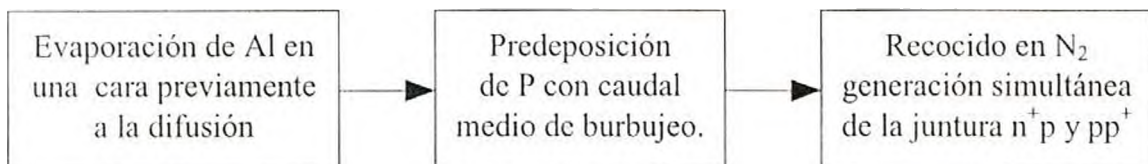


Figura 3.9. Esquema de la difusión en un paso con *drive-in* en N_2 .

La difusión consta de los siguientes pasos:

- **Evaporación de *Al*:** depósito de una capa de *Al* de 1 μm , igual al proceso anterior.

- **Formación de la juntura:** consta de cuatro etapas (Tabla 3.3).
 - a) **Predeposición de P** en ambiente de O_2 (7 l/min) por burbujeo de N_2 a través de la fuente de $POCl_3$ con una concentración de dopante de 0,2 %. La duración de este paso se varía entre 3 y 5 min. La temperatura típica del proceso es de 860 °C.
 - b) **Recocido** en ambiente de N_2 (7 l/min) durante 3 a 5 min (baño de N_2) como paso posterior a la predeposición y a la misma temperatura sin extraer las obleas del horno.
 - c) **Recocido y oxidación** en ambiente de O_2 (7 l/min), durante 15 min aproximadamente. De este tiempo depende el espesor de óxido formado.
 - d) **Drive-in** en ambiente de N_2 (7 l/min) durante 90 min . En este paso se realiza la redistribución de las impurezas sin crecimiento de óxido, dependiendo del tiempo y la temperatura la profundidad final de juntura resultante.

Tabla 3.3. Parámetros típicos del proceso de difusión en un paso con recocido en N_2 .

	N_2 (l/min)	O_2 (l/min)	$POCl_3$ (%)	t (min)	T (°C)
Predeposición de P	---	7	0,2	5	860
Baño en N_2	7	---	---	5	860
Recocido y oxidación	---	7	---	15	860
Drive-in	7	---	---	90	860

En este proceso también se tienen las ventajas de la formación simultánea de las junturas en una sola difusión, los tiempos involucrados son cortos, posibilitando ahorro de energía y gases, y se logró asimismo repetitividad y homogeneidad en la resistencia de capa. Debido a la relativamente alta concentración de $POCl_3$ no requiere saturación previa y permite controlar el espesor de óxido necesario para el posterior depósito de la capa antirreflectante

Las desventajas son similares a la difusión en un paso con *drive-in* en O_2 propuesta por Basore: riesgo de contaminación de la boca del horno con Al y sobresaturación del horno debido al caudal relativamente alto de dopante. La desventaja fundamental de este proceso es que resulta difícil de lograr una resistencia de capa adecuada.

3.2.4 Difusión en dos pasos mixta

Este proceso de difusión es otra de las variantes experimentadas para tratar de obtener repetitividad, R_c adecuada, y poder controlar el espesor de SiO_2 . Esta difusión se propone como combinación de las dos primeras, la difusión en dos pasos y la difusión en un paso con *drive-in* en O_2 , resultando el proceso esquematizado en la Figura 3.10.

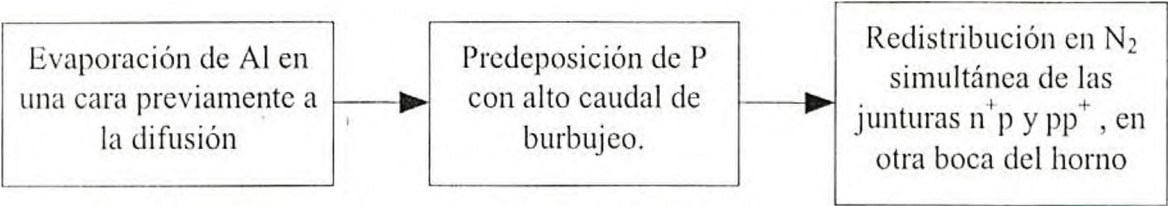


Figura 3.10. Esquema de la difusión en dos pasos mixta.

Tabla 3.4. Parámetros típicos del proceso de la difusión en dos pasos mixta.

	N ₂ (l/min)	O ₂ (l/min)	POCl ₃ (%)	t (min)	T (°C)
Predeposición de P	---	7	0,4	3 -5	860
Baño en N ₂	7	---	---	3 - 5	860
Recocido y oxidación	---	7	---	5	860
Drive-in en otra boca	7	---	---	120	860

- **Evaporación de Al:** depósito de una capa de Al de aproximadamente 1µm, igual al proceso anterior.
- **Formación de la juntura:** consta de cuatro etapas (Tabla 3.4):
 - a) **Predeposición de P:** en ambiente de O_2 (7 l/min) por burbujeo de N_2 a través de la fuente de POCl_3 con alta concentración de dopante (típicamente 0,4 %), durante 5 min. La temperatura típica del proceso es de 860 °C.
 - b) **Recocido:** en ambiente de N_2 (7 l/min) durante 3 a 5 min (baño de N_2).
 - c) **Oxidación:** en ambiente de O_2 para la formación del óxido superficial.
- **Drive-in** en ambiente de N_2 (7 l/min) durante 120 min en otra boca. En este paso el P

depositado en el fosforosilicato difunde en el Si, así como el Al de la aleación de la cara posterior. La profundidad de juntura está asociada al tiempo de esta etapa.

La obtención de la R_c requerida mediante el control de tiempos y temperaturas, la repetitividad y homogeneidad en la misma y el no requerir saturación previa del horno son las ventajas más relevantes de este proceso.

Si bien tiene como una desventaja que los tiempos del proceso son largos, cabe aclarar que, así como en la difusión en dos pasos, la profundidad de juntura que se obtiene (cercana a $1\mu\text{m}$) es mayor a la de los procesos presentados en las secciones 3.2.2 y 3.2.3. Esto traería aparejado un mayor gasto de energía y de gases. Otra consecuencia es la posible introducción de contaminantes debido al cambio de boca del horno entre la predeposición y el *drive-in*.

3.2.5 Resultados

Se fabricaron celdas solares texturadas n^+pp^+ sobre obleas comerciales Czochralski tipo-p ($5\ \Omega\text{cm}$), con un área activa de $3,6\ \text{cm}^2$ (en estas experiencias se usó la grilla mostrada en la Figura 3.1-a) usando las técnicas de difusión previamente analizadas. Los resultados de las distintas experiencias se resumen en la Tabla 3.5, en donde se muestran los cuatro procesos con el intervalo de R_c , las características eléctricas y la vida media efectiva de los portadores minoritarios (τ_{ef}) de las celdas elaboradas medidas por el método OCVD [12].

Tabla 3.5. Resultados experimentales obtenidos con los distintos procesos de difusión

Proceso	Concentración POCl_3 (%)	R_c típica (Ohm/cuad)	Espesor SiO_2 (nm)	V_{ca} (mV)	J_{cc} (mA)	τ_{ef} (μs)
Dos pasos	0,05	20-80	25	575	35,5	4
Un paso (<i>drive-in</i> O_2)	0,40	60-80	115	580	36,0	8
Un paso (<i>drive-in</i> N_2)	0,20	90-120	25	570	35,5	4
Dos pasos mixta	0,40	40-80	40	565	32,0	2

Excepto por el proceso de dos pasos mixto, las otras técnicas no muestran claras diferencias.

Dada la repetitividad y homogeneidad obtenida en R_c con la difusión en un paso con *drive-in* en O_2 , este fue el proceso utilizado en la elaboración de las celdas que fueron integradas al satélite argentino SAC-A, cuyo detalle se mostrará en el capítulo siguiente.

3.3 MECANISMOS DE COMPENSACIÓN

Para obtener celdas solares de alta eficiencia se necesitan valores elevados de tiempos de vida media de los portadores minoritarios en la región de la base (τ), de tal forma que se maximice la colección de portadores fotogenerados en el volumen y también la tensión a circuito abierto (V_{ca}) y la corriente de cortocircuito (I_{cc}). Por tal motivo, el sustrato debe contener la menor cantidad de defectos o impurezas que disminuyan el valor de τ . La contaminación del sustrato se puede producir tanto durante el crecimiento de los lingotes de Si (ya sea Czochralski (CZ) o Zona Flotante (FZ)) cuanto en los procesos a alta temperatura durante la elaboración de las celdas, producto de la difusión hacia el interior de dopantes depositados en la superficie en los procesos de corte, limpieza y manipulación de las obleas. Existe una técnica ampliamente estudiada, mencionada en la sección 3.1.2, llamada captura o *gettering* [5], mediante la que se pueden coleccionar y neutralizar impurezas introducidas en el sustrato durante el procesado.

El mecanismo de compensación puede considerarse constituido por tres etapas:

- i) Extracción/liberación de impurezas de posiciones sustitucionales de la red cristalina o de los precipitados en los que pudieran encontrarse.
- ii) Difusión de las impurezas a través del sustrato.
- iii) Captura y neutralización de las mismas.

Por otra parte, regiones altamente dopadas cerca del contacto posterior de una celda solar aumentan tanto V_{ca} como I_{cc} , esta última como consecuencia de un incremento en la eficiencia de colección de los portadores de carga. Dichas regiones altamente dopadas dan lugar al denominado campo superficial posterior (BSF- *Back Surface Field*), el cual actúa

como un campo reflector para los portadores minoritarios disminuyendo la velocidad de recombinación superficial efectiva (S), reduciendo a su vez la resistencia de contacto metal-semiconductor en la parte posterior. Las estructuras con BSF son del tipo n^+pp^+ y se logran mediante la difusión de Al o B en dicha cara [13].

A fin de comparar los efectos del BSF y el *gettering* producido por el Al, se estudiaron estructuras n^+p elaboradas por difusión de P sobre toda la superficie de la oblea y posterior ataque químico, a fin de eliminar la juntura en una de las caras.

3.3.1 Experiencias desarrolladas

Se utilizó el proceso de difusión en un paso con recocido en O_2 descrito en la sección 3.2.2. Las muestras fueron obleas de distintas procedencias y resistividades, y de cada una de ellas se cortaron muestras cuadradas de 2,5 cm de lado. A una parte de las mismas se le evaporó Al de un espesor de 6 μm , para la codifusión con el P y así obtener estructuras n^+pp^+ . Al resto de las muestras se les realizó solamente la difusión de P, para obtener la estructura n^+p luego de realizar un decapado químico de una de las caras después de la difusión.

Se eligieron obleas CZ tipo p de seis procedencias y resistividades (ρ) distintas (numeradas de 1CZ a 6CZ) y dos obleas FZ. Se elaboraron tres celdas de cada oblea y de cada estructura (n^+pp^+ y n^+p) anteriormente mencionada.

La finalidad de estas experiencias fue evaluar las características electrónicas del dispositivo final. En particular, se estudió la relación entre τ_{ef} del dispositivo con la concentración de dopante durante la predeposición y con los efectos de la capa de Al, ambos asociados con los efectos de *gettering*.

3.3.2 Resultados

Se midió τ_{ef} a cada una de las muestras mediante la técnica OCVD [12] explicada en el Capítulo 2. Los valores de tensión de polarización hallados se encontraron entre 450 y 550 mV. En la Figura 3.11 y en la Tabla 3.6 se presentan los valores de τ_{ef} obtenidos.

Tabla 3.6. Valores de resistividad de la base y τ_{ef} después de la difusión.

Celda-Estructura	Resistividad de la base ($\Omega\cdot\text{cm}$)	Intervalo de $\tau_{ef}(\mu\text{s})$ después de la difusión
C1 CZ - n^+pp^+	0,7	13 - 16
C2 CZ - n^+pp^+	1	9,8
C3 CZ - n^+pp^+	1,1	12 - 21
FZ - n^+pp^+	1,4	10
C4 CZ - n^+pp^+	6,8	32 - 34
C5 CZ - n^+pp^+	7	58 - 88
C6 CZ - n^+pp^+	20,8	21 - 29
C1 CZ - n^+p	0,7	6,9 - 10,8
C2 CZ - n^+p	1	3,6 - 5,3
C3 CZ - n^+p	1,1	10
FZ - n^+p	1,4	10
C4 CZ - n^+p	6,8	13 - 29
C5 CZ - n^+p	7	11,8 - 15,7
C6 CZ - n^+p	20,8	8,2 - 11,0

La comparación de estructuras n^+pp^+ y n^+p permite separar efectos asociados a la captura de impurezas producida con la difusión simultánea de P y Al, de los efectos solamente producidos por el P. En la Figura 3.11 se observa que el τ medido en las estructuras n^+pp^+ es mayor que en las otras estructuras debido a la presencia de la capa p^+ . Sin embargo, en las estructuras n^+pp^+ no es posible separar los efectos del gettering de los del BSF sin remover la capa de la aleación de Al-Si.

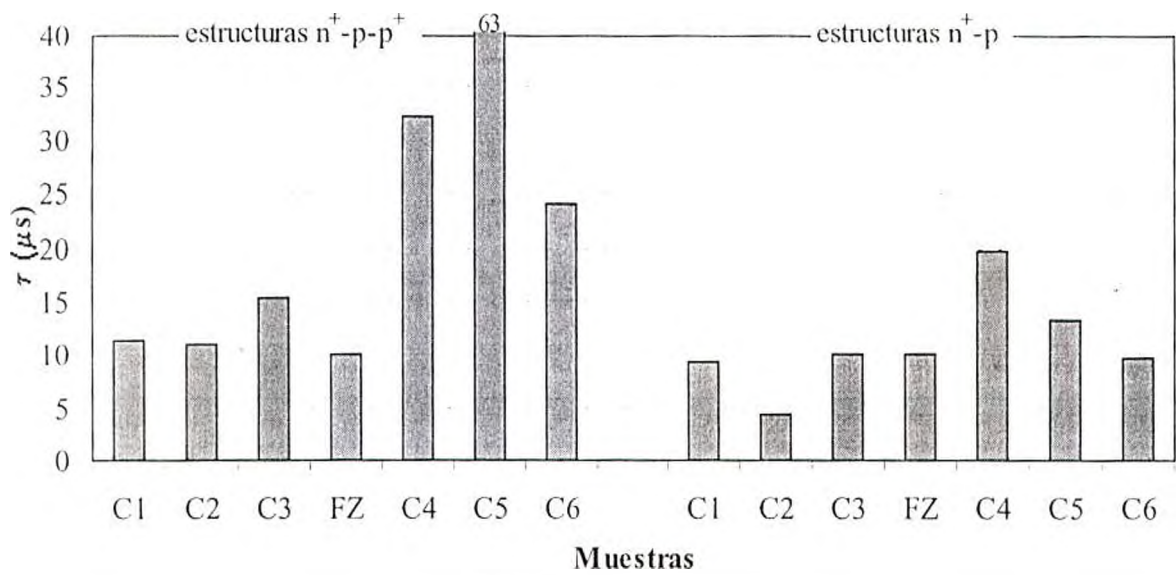


Figura 3.11. Valores medios de τ_{ef} de las distintas estructuras. El número de muestra corresponde a una procedencia y resistividad distinta.

3.4 OPTIMIZACIÓN DEL PROCESO DE ELABORACIÓN

En base a la experiencia obtenida con los procesos anteriores se realizaron tareas de desarrollo tendientes a:

- i) adaptar las dimensiones de las celdas elaboradas a valores de interés en aplicaciones espaciales o tecnológicas;
- ii) lograr repetitividad en los procesos de manera de poder fabricar conjuntos relativamente grandes de celdas con baja dispersión en sus características eléctricas;
- iii) mejorar el diseño de los dispositivos y las técnicas de fabricación correspondientes, a fin de aumentar la eficiencia de conversión.

Los cambios que se realizaron fueron tanto en el equipamiento como en la implementación de algunos procesos o técnicas. Una de las modificaciones referidas a los equipos consistió, entre otras, en el cambio de las conexiones de gases del horno y líneas de gases y válvulas de control por otras de materiales más adecuados. Para que no se produzcan reflujos de gases corrosivos a los controladores, se instalaron válvulas de retención y se decidió dejar un flujo bajo en todo momento del proceso en todas las líneas de salidas de gases.

En cuanto a los procesos, uno de los cambios significativos fue la sustitución de la calidad del O_2 utilizado en los procesos, que hasta el momento se disponía de 99,8 %, por uno de alta pureza (99,998 %). Por otra parte, para impedir la evaporación del Al depositado en las obleas durante la entrada en el horno, las mismas se introdujeron siempre con un caudal bajo de O_2 para formar un óxido que protegiera esa capa y evitara la evaporación del Al durante el ingreso. En base a estas experiencias y a las mejoras implementadas en el laboratorio el proceso de difusión que se está utilizando actualmente es el que se muestra en la Tabla 3.7.

Tabla 3.7. Características de la difusión definitiva.

	N_2 (l/min)	O_2 (l/min)	$POCl_3$ (%)	t (min)	T (°C)
Predeposición de P	0,1	7	0,2	5	860
Baño en N_2	7	0,1	---	5	860
Recocido y oxidación	0,1	7	---	15	860
Drive-in	7	0,1	---	90	860

Debido a que no se dispone de una máquina de corte de obleas, éste debe hacerse manualmente. En un principio el corte de las obleas, con el tamaño de la celda final, se realizaba antes de la limpieza de las obleas. Esto llevaba a que luego de finalizada la celda, para evitar resistencias adicionales debido a cortocircuito en los bordes, éstos debían ser removidos mediante un ataque químico o un nuevo corte. Una variante para evitar el corte de los bordes es la realización de una máscara de SiO_2 y posterior apertura de una ventana para la difusión por fotolitografía. Con éste método se encontró que la oxidación que se realizaba disminuía el τ_{cr} de las celdas.

Se diseñó entonces una máscara fotográfica (Figura 3.12) para realizar la grilla de contacto que define el área del dispositivo, que contuviera varias celdas en ella y poder trabajar con obleas de menor superficie. Con esta máscara se realizaba solo el corte final, no era necesario realizar la oxidación para enmascarar y se optimizaron los tiempos de elaboración de las celdas.

Se fabricaron las máscaras para obleas rectangulares de 50 mm x 100 mm (ya que es el tamaño máximo que se puede introducir en obleas rectangulares por el tamaño del soporte y la

boca del horno de difusión). Estas máscaras contenían 4 grillas para celdas de 20 x 40 mm² o dos grillas de 40 x 40 mm² (Figura 3.12). La barra que se observa a un lateral de las grillas tiene como función realizar un mejor contacto para el engrosado electrolítico.

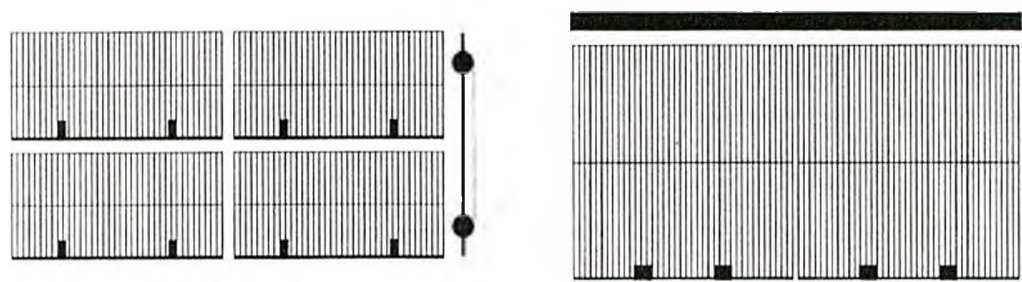


Figura 3.12. Máscaras realizadas para agilizar el proceso de fotolitografía.

Como ejemplo de los resultados obtenidos, en las Tabla 3.8 y 3.9 se muestran las características eléctricas de un conjunto de 30 celdas de Si, sin capa antirreflectante, elaboradas en un mismo proceso de difusión cuyas curvas IV se pueden observar en la Figura 3.13.

Tabla 3.8. Promedio y desviación estándar de las características eléctricas de celdas de 20 mm x 40 mm, elaboradas sobre obleas de 1 Ω cm

	V _{ca} (mV)	I _{cc} (mA)	FF	η	V _{max} (mV)	I _{max} (mA)
Promedio	604	216	0,73	11,8%	480	196
Desv. estándar	2,5	8,1	0,04	0,6 %	17,7	7
%	0,4 %	3,8 %	4,9 %	4,9 %	3,7 %	3,6 %

Cabe destacar la muy buena uniformidad obtenida, reflejada en la pequeña dispersión de los parámetros eléctricos medidos. En total, fueron elaboradas aproximadamente 300 celdas solares de Si cristalino en tres procesos de difusión utilizando materiales de partida de distintos orígenes comerciales y resistividades distintas [14, 15].

Tabla 3.9. Promedio y desviación estándar de las características eléctricas de las celdas de 40 mm x 40 mm, elaboradas sobre obleas de 10 Ω cm.

	V _{ca} (mV)	I _{cc} (mA)	FF	η	V _{max} (mV)	I _{max} (mA)
Promedio	559	434	0,72	10,9 %	434	400
Desv. estándar	3,0	8,5	0,02	0,4 %	9,1	7,8
%	0,5 %	2,0 %	2,2 %	3,4 %	2,1 %	1,9 %

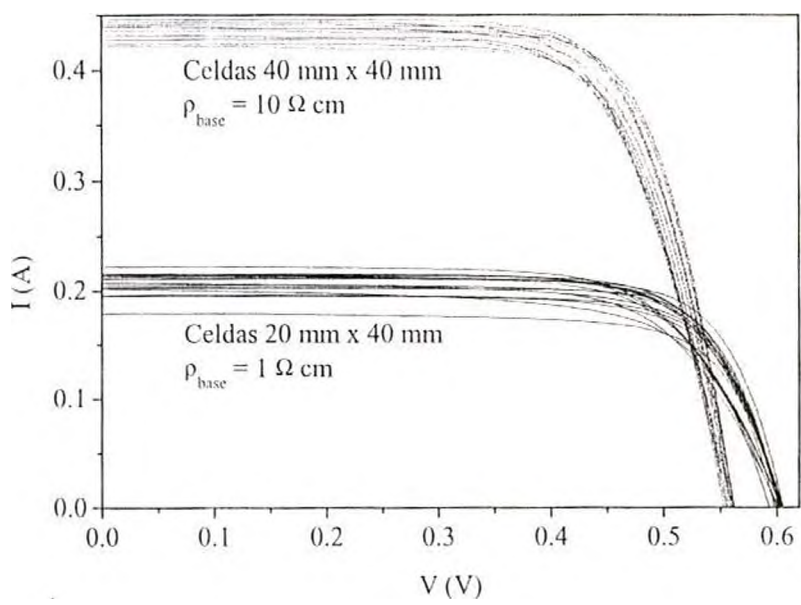


Figura 3.13. Curvas IV de celdas elaboradas con distinto tamaño y resistividad de la base.

En lo que se refiere a la caracterización electrónica, se midió τ_{ef} sobre algunas de las celdas elaboradas (seleccionadas al azar y provenientes de los distintos procesos de difusión realizados), con el método OCVD anteriormente mencionado, resultando valores de alrededor de 12 μ s. Asimismo, se midió la respuesta espectral de las celdas, de acuerdo con la norma IRAM 210013-12, medición basada en un haz monocromático obtenido con filtros de interferencia ópticos de banda angosta y con la asistencia de un amplificador *lock-in*.

3.5 CONCLUSIONES

La difusión de Al parece ser la más importante en el procesado de las obleas por el aumento de τ que trae aparejada. Más aún, se obtienen valores semejantes de tiempo de vida tras la difusión de Al en obleas sometidas a diferentes procesos. El *gettering* con Al y P es más eficaz que el producido por el P solamente.

Los efectos de la difusión de Al sobre el funcionamiento de celdas solares y, en particular, sobre la vida media efectiva de los portadores minoritarios son relevantes. Sin embargo, no resulta totalmente claro si ello se debe al proceso de captura de impurezas y pasivación de defectos, a la formación del BSF-p⁺ o a una combinación de ambos. La realización en el futuro de mediciones de respuesta espectral de los dispositivos aportará información al respecto. Se observó, además, que el espesor de Al evaporado y posteriormente difundido es importante para lograr un buen BSF, obteniéndose claramente mejores resultados con espesores de alrededor de 6 μm frente a los de 1 μm .

La puesta a punto del proceso de difusión es esencial para lograr controlar las características de las celdas como R_c y espesor de SiO_2 . Asimismo es importante que el proceso completo permita realizar una gran cantidad de muestras simultáneamente en tiempos cortos.

Las celdas elaboradas permitieron también realizar distintos tipos de ensayos y poner a punto técnicas dentro del proyecto "*Paneles solares para usos espaciales*" tales como:

- soldado de interconectores
- pegado de vidrios
- estudios de daño por radiación
- sensores de radiación y piranómetros

Estas celdas también fueron utilizadas para la elaboración del primer panel de uso terrestre elaborado con celdas solares argentinas (Figura 3.14) que fue integrado al sistema de seguimiento de la cocina solar desarrollada en el Instituto de Energías no Convencionales (INENCO) de la Universidad Nacional de Salta, que será ubicada en una escuela rural de la provincia de Jujuy [16].

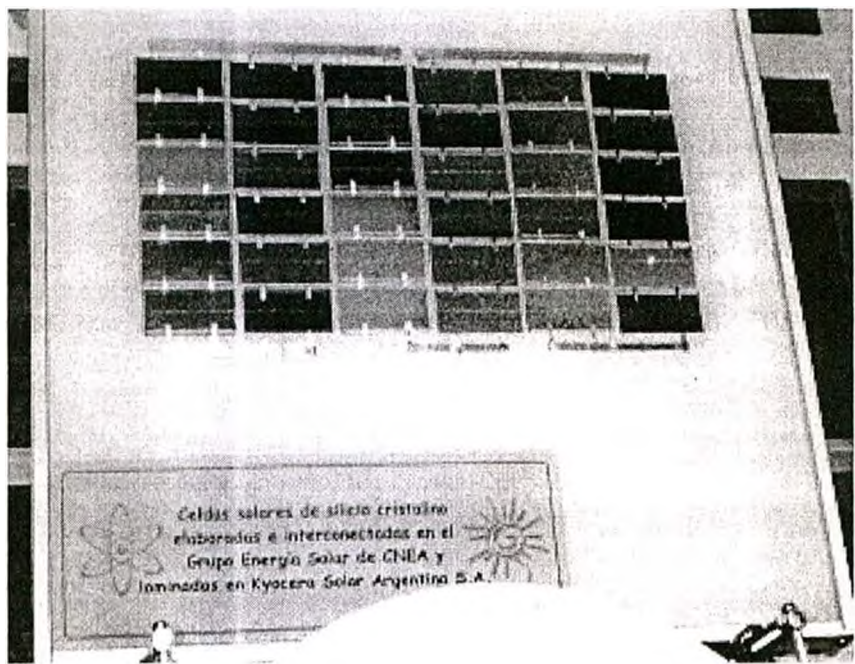


Figura 3.14. Foto del primer panel elaborado con celdas solares argentinas.

En la se muestra la curva IV medida al Sol con una radiación incidente de 1000W/m^2 y Figura 3.16 puede verse el panel integrado a la cocina solar.

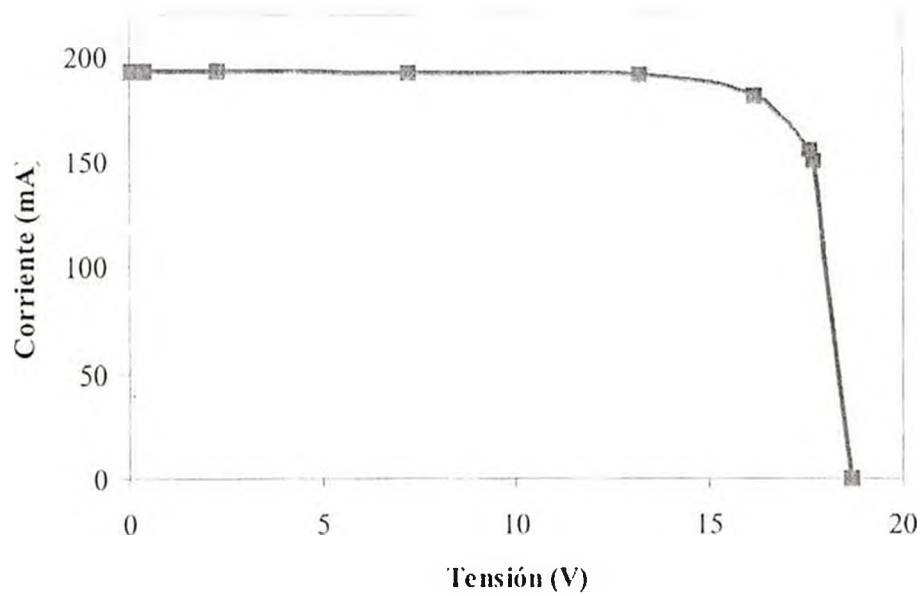


Figura 3.15. Curva IV medida al Sol con una radiación de 1000W/m^2 .

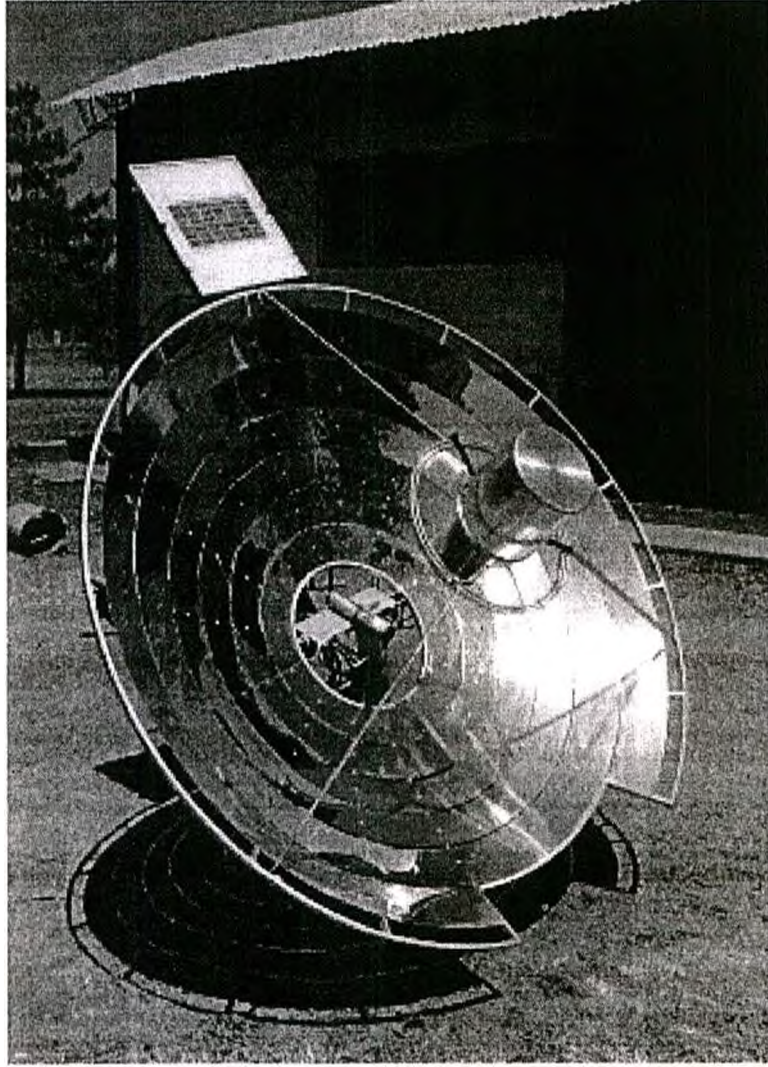


Figura 3.16. Primer panel solar de uso terrestre elaborado en CNEA integrado a una cocina solar.

La laminación de las 36 celdas interconectadas fue realizada por la empresa Kyocera Solar Argentina; el frente del módulo es de vidrio templado, de bajo contenido de hierro, las celdas están encapsuladas entre capas de material plástico (EVA) para darles resistencia a la humedad, estabilidad a la radiación ultravioleta y aislación eléctrica. La cara posterior está formada por un polímero de capas múltiples de alta resistencia a la acción mecánica (PET). El marco es de aluminio anodizado, para dar al módulo su resistencia estructural y facilidad de instalación [17] (Hoja técnica Solartec S.A., 2002).

Referencias Capítulo 3

- 1 W. Kern. Proceedings of the first international symposium on cleaning technology in semiconductor device manufacturing. Semiconductor cleaning technology 1989, ed. The Electrochemical Society Vol 90-9, pág. 3 (1990)
- 2 Folleto técnico sobre fuente sólida de B, Boron-⁺™ Planar Dopants- The new solution to p-type dopant problems, de Electro Oxide Corporation (1999).
- 3 G. C. Jain, S. N. Singh, R. K. Kotnala, N. K. Arora. *Fabrication of p⁺-n-n⁺ silicon solar cells by simultaneous diffusion of boron and phosphorus into silicon through silicon dioxide*. Journal of Applied Physics **52** (7), pág. 4821 (1981).
- 4 A. Cuevas. *Fabrication process of deep-solar cells*. Proceedings of 6th International Photovoltaic Science and Engineering Conference, New Delhi, India, pág.10, (1992)
- 5 A. Luque, A. Moehlecke, R. Lagos y C. del Cañizo. *Segregation Model for Si Gettering by Al*. Physica Status Solidi (a) **155**, pág. 43 (1996).
- 6 J.C. Durán, G. Venier, R. Weht. *Optimization of the junction depth and doping of solar cell emitters*. Solar Cells, **31** (6), pág. 497 (1991).
- 7 A. Ghandhi. *VLSI Fabrication Principles Silicon and Gallium Arsenide*. J.Wiley & Sons, 1983.
- 8 P. Basore, M.J. Gee, M.E. Buck, W.K. Schubert y D.S. Ruby. *Simplified High-Efficiency Silicon Cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells, **32**, pág. 91 (1994).
- 9 M.G. Martinez Bogado y M.J.L. Tamasi. *Elaboración y caracterización de juntas en obleas de Si monocristalino*. Trabajo final de las materias Laboratorio 6 y 7, Facultad de Cs. Exactas y Naturales, U.B.A. (1994).
- 10 A. Hübner, C. Hampe, A.G. Aberle. *A simple fabrication process for 20 % efficient silicon solar cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells, **46** (1), pág.67 (1997).
- 11 J.C. Plá. *Tratamientos superficiales antirreflectantes y elaboración de juntas para celdas solares de Si cristalino*. Tesis de doctorado en Ciencias Físicas U.B.A. (1998).
- 12 C.J. Bruno, M.G. Martínez Bogado, J.C. Plá, J.C. Durán. *Determination of minority*

- carrier lifetime in solar cells: a novel biased OCVD technique*. Physica Status Solidi (a) 174, pág. 231 (1999).
- 13 J.M. Gee, M. Bode y B. Silva. *Boron doped back surface field using an aluminum-alloy process*. 26th Photovoltaic Specialist Conference , Anaheim, California, pág. 257 (1997)
- 14 Informe técnico Proyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Celdas solares para ensayos: características* – CAC-PSE-CELSI-0010A-IN
- 15 Informe técnico Proyecto Paneles Solares para Uso Espacial. *Celdas solares para ensayos: características* – CAC-PSE-CELSI-0010B-IN
- 16 C. Cadena, H. Barcena, R. Echazú, R. Caso, L. Saravia, M.G. Martínez Bogado, M.J.L. Tamasi y E.M. Godfrin. *Sistema de seguimiento para cocinas solares alimentado por módulo fotovoltaico*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 6, pág. 05.1 (2002).
- 17 Hoja técnica de los productos de Solartec S.A. en www.solartec.com.ar

Capítulo 4

PRIMERA EXPERIENCIA DE CELDAS SOLARES ARGENTINAS EN EL ESPACIO

El 14 de diciembre de 1998 el Transbordador Espacial “Endeavour” puso en órbita el satélite argentino SAC-A desarrollado por la Comisión Nacional de Actividades Espaciales (CONAE). Entre otras experiencias, la carga del SAC-A incluyó un conjunto de celdas solares de silicio monocristalino fabricadas en la CNEA. Este primer experimento de celdas solares argentinas en el espacio se encuadra dentro de un acuerdo de colaboración entre ambas instituciones cuyo objetivo principal es la puesta a punto en el país de la tecnología de fabricación de paneles solares para usos espaciales.

Los procesos utilizados en la elaboración de los dispositivos para dicha misión, su caracterización y los ensayos realizados en Tierra se muestran en este capítulo. Asimismo, se presenta de manera resumida el análisis del funcionamiento de las celdas solares en el ambiente espacial a partir de las mediciones eléctricas recibidas por telemetría entre enero y julio de 1999. Los resultados obtenidos se comparan con mediciones en Tierra.

4.1 DISEÑO DE LA EXPERIENCIA

El satélite de aplicaciones científicas SAC-A estuvo operativo durante aproximadamente 10 meses en una órbita a 410 km de altura. En la Figura 4.1 se lo observa en el momento de su puesta en órbita, visto desde el transbordador Endeavour.

El SAC-A tenía un peso de 68 kg y su misión fue poner a prueba el funcionamiento en el espacio de una serie de instrumentos y desarrollos tecnológicos que serán aplicados en futuras misiones del Plan Espacial Nacional. Entre otras experiencias, su carga incluía un

sistema de comunicaciones para el proyecto de seguimiento de la ballena franca austral, una rueda de inercia para estabilizar el satélite en vuelo y un conjunto de celdas solares de Si cristalino fabricadas en el país.

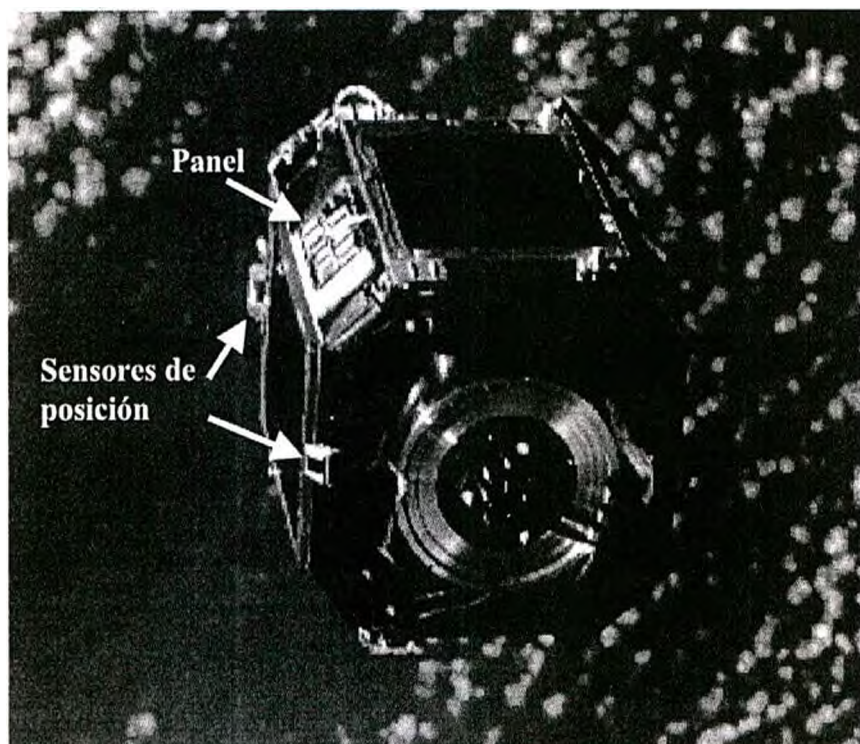


Figura 4.1. Foto del SAC-A en el momento de su puesta en órbita.

El SAC-A llevó al espacio dos conjuntos de celdas solares nacionales con los siguientes objetivos:

- 2 paneles de $160\text{ mm} \times 70\text{ mm}$ con 7 celdas solares cada uno (4 interconectadas en serie y 3 individuales), para estudiar su comportamiento en el ambiente espacial;
- 4 celdas individuales y 1 en cada panel, distribuidas en diferentes caras del satélite, como sensores de posición angular, formando parte fundamental del sistema de orientación con respecto al Sol.

Estos dispositivos fueron íntegramente elaborados en el laboratorio fotovoltaico del Grupo Energía Solar de la CNEA. Como se mencionó, este trabajo fue interdisciplinario, incluyendo como parte de esta Tesis la elaboración y caracterización de las celdas solares del experimento.

En el caso de los paneles, se fabricaron en una primer etapa dos prototipos de ingeniería para la realización de los ensayos de calificación y, posteriormente, se elaboraron los paneles de vuelo. En la Figura 4.2 se muestra uno de los paneles de vuelo y los cuatro sensores de posición.

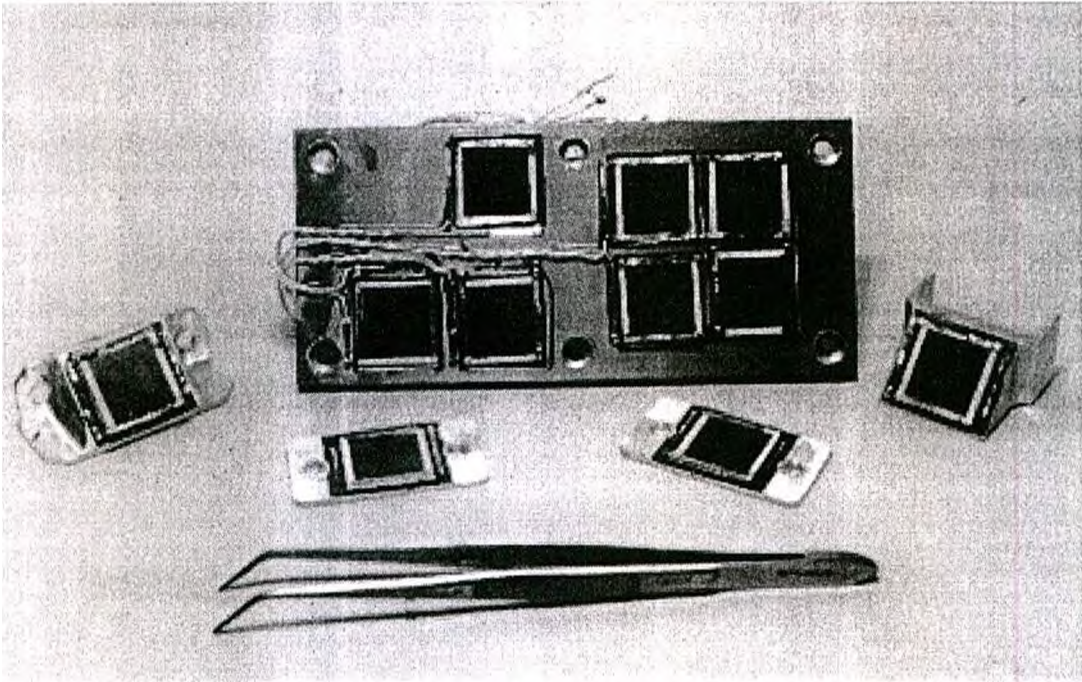


Figura 4.2. Panel de vuelo y sensores de posición

Las celdas se utilizaron como parte del sistema de control de actitud del satélite, actuando como sensores primarios de la orientación respecto del Sol. Para ello cuatro de estas celdas se ubicaron en un plano a 45° al de los paneles solares desplegados. Durante los tramos de las órbitas del SAC-A con iluminación solar, la orientación del satélite era ajustada por el sistema de control para igualar las señales producidas por las celdas ubicadas en los extremos del panel central. Durante los tramos de órbita en que el Sol se encontraba eclipsado por la Tierra, se llevaba el satélite a un estado de rotación para definir un eje de giro con orientación estable. Esto se lograba variando el régimen de revoluciones de la rueda de inercia, haciéndola volver a su régimen normal al ingresar en el próximo tramo de órbita con iluminación solar.

Para cada uno de los paneles se utilizaron 4 canales analógicos para la medición de la corriente de cortocircuito (I_{cc}), la tensión de circuito abierto (V_{ca}) y un punto de trabajo cercano al de máxima potencia, en las 3 celdas individuales, y un punto de trabajo en las

celdas interconectadas. Las celdas para la medición de I_{cc} , junto con las 4 individuales mencionadas, fueron utilizadas como sensores de ángulo [1].

4.2 ELABORACIÓN DE LAS CELDAS SOLARES

Las misiones satelitales requieren de la fabricación de un panel de ingeniería y uno de vuelo. El primero es el que soporta los ensayos y sobre el cual se realiza la calificación de componentes y procesos. El panel de vuelo es el que irá integrado al satélite.

La elaboración de los paneles y su caracterización es un trabajo interdisciplinario que requiere de distintos especialistas para poder lograr un resultado final exitoso. Tanto las celdas de los paneles de ingeniería como las de vuelo fueron elaboradas y caracterizadas en el contexto de esta Tesis. En cuanto a la interconexión y ensamblado del panel, que se mencionará posteriormente, fue un trabajo interdisciplinario que involucró a todo el personal del GES.

4.2.1 Celdas para los paneles de ingeniería

Para el panel de ingeniería se elaboraron celdas cuadradas de $25\text{ mm} \times 25\text{ mm}$ y estructura n^+pp^+ . Se utilizaron obleas de Si monocristalino de origen comercial, dopadas con B y con una resistividad de aproximadamente $1\ \Omega\text{cm}$. El proceso de elaboración para las celdas de ingeniería constó básicamente de los siguientes pasos:

- preparación de las obleas
- oxidación
- difusión de los dopantes
- depósito de los contactos

En la elaboración de las celdas para los paneles de ingeniería se utilizó una barrera de SiO_2 para evitar la difusión de P en las zonas cercanas al borde de la oblea, lo que daría lugar a la aparición de una resistencia paralelo que deterioraría las características del dispositivo.

Las obleas ya cortadas fueron sometidas a un proceso de oxidación seca, en presencia de TCA, durante 2 horas a una temperatura de 1200 °C en el horno de difusión/oxidación. Esto da lugar al crecimiento de una capa de SiO₂ de aproximadamente 0,3 µm de espesor. Luego, se abrió una ventana en el óxido mediante la técnica de fotolitografía seguida de un ataque con una solución de HF y NH₄F, el cual remueve el óxido y posibilita la difusión del dopante en esa zona.

Entre los métodos de generación de las junturas apropiados para lograr dispositivos de alta eficiencia [2, 3, 4], se optó por el desarrollado por Basore et al. explicado en el Capítulo 3, el cual requiere un único paso a alta temperatura y da lugar a una estructura n⁺pp⁺ con una capa superficial de SiO₂. La capa de Al depositada por evaporación en cámara de vacío fue de aproximadamente 1 µm de espesor. La difusión fue realizada a una temperatura de 900 °C y consistió, como ya fue explicado, en una predeposición de P en ambiente de O₂, un recocido en ambiente de N₂, y finalmente una oxidación en ambiente de O₂, la que da lugar al crecimiento de la capa de SiO₂. La resistencia de capa obtenida en la cara frontal estaba comprendida entre 50 y 70 Ω/cuad., con una buena homogeneidad en toda la oblea.

Los contactos se obtuvieron depositando por evaporación en cámara de vacío multicapas de Ti-Pd-Ag. La elaboración de la grilla de contacto frontal se realizó mediante la técnica de fotolitografía. Se ha trabajado con líneas de contacto con un grosor de 50 µm. El proceso de evaporación dio lugar a contactos de aproximadamente 0,2 µm de espesor, los cuales, luego de ser sometidos a un recocido de 20 min a 400°C en ambiente de N₂ e H₂ (96 % N₂ - 4 % H₂), se engrosaron electrolíticamente mediante una solución de cianuro doble de plata con exceso de cianuro libre, hasta un espesor final de aproximadamente 10 µm [5].

4.2.2 Celdas para los sensores y paneles de vuelo

En base a la experiencia obtenida en la elaboración de las celdas para los paneles de ingeniería, se modificó el proceso de elaboración de las celdas. Dado que la falta de repetibilidad observada en las características de los dispositivos pareció estar asociada a espesores de SiO₂ que no cumplían apropiadamente su papel de barrera durante el proceso de difusión de P, se decidió eliminar la etapa de oxidación y apertura de la ventana en el SiO₂. En su lugar, se realizó la difusión de los dopantes (P y Al) sobre la oblea de 10 cm de diámetro,

realizando el corte en obleas de $25 \times 25 \text{ mm}^2$ en un paso posterior, lo cual evita completamente la aparición de dopante en los cantos de las celdas.

A fin de seleccionar las celdas a ser utilizadas para los dispositivos de vuelo, se elaboraron 48 celdas de $25 \times 25 \text{ mm}^2$ con un área activa de aproximadamente 460 mm^2 . Se define el área activa como el área total difundida n^+ , excluyendo la superficie del *bus* colector de la grilla de contacto.

4.3 ELABORACIÓN DE LOS PANELES

La integración de los paneles fue realizada fuera del contexto de esta Tesis y fue llevada a cabo por otros integrantes del GES.

La elaboración de los dispositivos fue llevada a cabo utilizando bases de Al y elementos calificados para usos espaciales (láminas de kapton, elastómeros y vidrios), junto con otros elementos desarrollados específicamente (en particular, cintas de cobre laminadas y estañadas). El armado de los paneles y sensores de posición angular se realizó en cuatro etapas:

- soldado de los interconectores a las celdas
- pegado de las láminas de kapton a las bases de aluminio
- pegado de los vidrios a las celdas
- pegado de las celdas sobre el kapton.

La interconexión de las celdas entre sí (para los casos de 4 celdas en serie) y con los cables que extraen la señal al circuito externo, se realizó utilizando cintas de cobre laminado (espesor aproximado: $350 \mu\text{m}$), de 2 mm de ancho, y estañadas. Las cintas fueron dobladas con una geometría apropiada para disminuir los riesgos de rotura debidos al ciclado térmico al que sería sometido el panel en órbita. Todas las conexiones se realizaron en forma redundante, utilizando en cada caso dos cintas independientes para la misma función. Las soldaduras fueron realizadas en forma manual.

La base de Al fue maquinada sobre una plancha de 5 mm de espesor según las

dimensiones previamente definidas. Antes del pegado del kapton, se realizó una limpieza del Al con tricloroetileno, acetona y alcohol isopropílico. Por su parte, el kapton se limpió mediante una solución de tetrahidrofurano, sodio metálico, cloruro de calcio en granos (como desecante) y naftaleno.

Para el pegado de los diferentes componentes del panel (kapton-Al, vidrio-celda y celda-kapton) se utilizó el elastómero Silgard 184, para los paneles de ingeniería, y el Dow Corning 93-500, para los de vuelo.

Como protección frontal de las celdas, se emplearon vidrios del tipo borosilicato, dopados con óxido de cerio, marca Pilkington CMX-200 (200 µm de espesor).

4.4 CARACTERIZACIÓN ELÉCTRICA Y ENSAYOS

La medición de la curva corriente-tensión (I-V) de las celdas se realizó como fue explicado en la sección 2.3.2.

Tabla 4.1. Características eléctricas de las celdas utilizadas para los paneles de ingeniería.

Panel	Celda	V _{ca} (mV)	I _{cc} (mA)	FF	Observaciones
1	1	581	115	0,74	Interconexión serie
	2	574	112	0,65	Interconexión serie
	3	559	122	0,65	Interconexión serie
	4	585	120	0,74	Interconexión serie
	5	410	112	0,57	Medición I _{cc}
	6	562	113	0,56	Medición V _{ca}
	7	583	111	0,72	Medición pto. trabajo
	Serie 1-4	2290	110	0,72	Medición pto. trabajo
2	1	595	103	0,76	Interconexión serie
	2	586	110	0,65	Interconexión serie
	3	592	105	0,79	Interconexión serie
	4	595	103	0,80	Interconexión serie
	5	451	112	0,55	Medición I _{cc}
	6	597	122	0,60	Medición V _{ca}
	7	504	103	0,54	Medición pto. trabajo
	Serie 1-4	2360	97	0,77	Medición pto. trabajo

En la Tabla 4.1 se presentan los resultados de la caracterización eléctrica de las celdas utilizadas para los dos paneles de ingeniería. Por su parte, en la Tabla 4.2 se dan las principales características de las celdas seleccionadas para los dispositivos de vuelo. La caracterización fue realizada antes y después del soldado de las cintas, no observándose diferencias significativas en las mediciones. Los resultados presentados corresponden a las celdas sin vidrio.

Tabla 4.2. Características eléctricas de las celdas de los paneles de vuelo y los sensores.

Panel	Celda	V _{ca} (mV)	I _{cc} (mA)	FF	Observaciones
1	1	570	113	0,75	Interconexión serie
	2	577	114	0,77	Interconexión serie
	3	574	112	0,75	Interconexión serie
	4	565	113	0,78	Interconexión serie
	5	568	125	0,70	Medición I _{cc}
	6	564	122	0,78	Medición V _{ca}
	7	558	116	0,77	Medición pto. trabajo
2	1	563	122	0,71	Interconexión serie
	2	570	125	0,76	Interconexión serie
	3	550	111	0,77	Interconexión serie
	4	556	116	0,77	Interconexión serie
	5	565	122	0,77	Medición I _{cc}
	6	562	119	0,74	Medición V _{ca}
	7	556	117	0,76	Medición pto. trabajo
Celdas individuales	1	576	117	0,77	Sensor de ángulo
	2	575	113	0,77	Sensor de ángulo
	3	593	126	0,75	Sensor de ángulo
	4	578	123	0,77	Sensor de ángulo

Teniendo en cuenta el equipamiento usado, los errores de los parámetros pueden estimarse en los siguientes valores: $\Delta V_{ca} \approx \pm 0,8 \%$; $\Delta I_{cc} \approx \pm 4 \%$; $\Delta FF \approx \pm 5 \%$. Estos errores no tienen en cuenta la diferencia espectral entre el sol artificial y la radiación solar, contribución difícil de estimar con el equipamiento disponible. Cabe destacar, además, que las mediciones fueron realizadas sin control de temperatura de las celdas, dado que no se disponía en ese momento de base termostatzada.

Los paneles de ingeniería fueron sometidos a un ciclo térmico en cámara de vacío (entre -25°C y 80°C) y a ensayos de vibraciones, en laboratorios de INVAP S.E.. Las pruebas eléctricas y la observación visual realizadas luego de estos ensayos no mostraron diferencias con las previas.

4.5 DETERMINACIÓN EN TIERRA DE PARÁMETROS CARACTERÍSTICOS

Se realizaron simulaciones teóricas y mediciones en Tierra sobre celdas solares, con cubierta de vidrio, similares a las integradas en el satélite SAC-A. En base a ellas, se determinaron algunos parámetros característicos de los dispositivos para compararlos con los obtenidos a partir de los datos medidos en el satélite.

Utilizando una base termostatzada, se realizó la medición de las características eléctricas de celdas para diferentes temperaturas en un rango similar al del satélite, a fin de determinar los coeficientes de temperatura para V_{ca} e I_{cc} .

Las Figura 4.3 y 4.4 muestran, respectivamente, la variación de estas variables eléctricas en función de la temperatura, juntamente con el resultado de las regresiones lineales correspondientes.

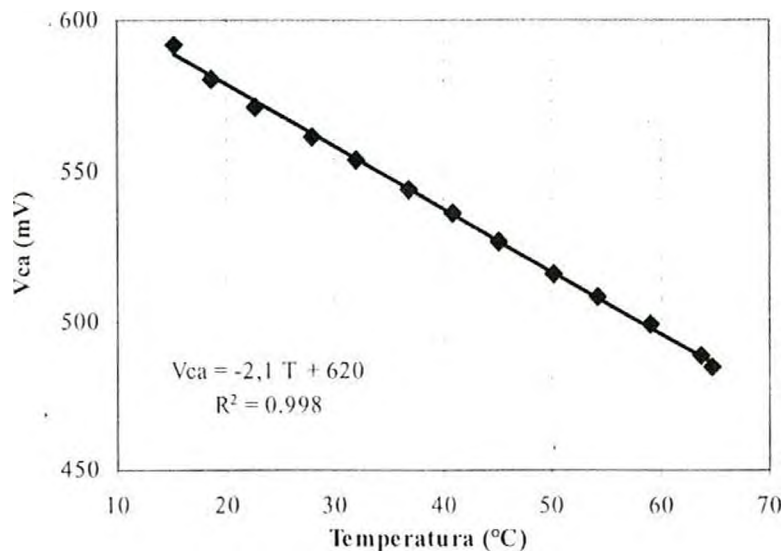


Figura 4.3. Variación de V_{ca} con la temperatura para una celda solar de Si cristalino.

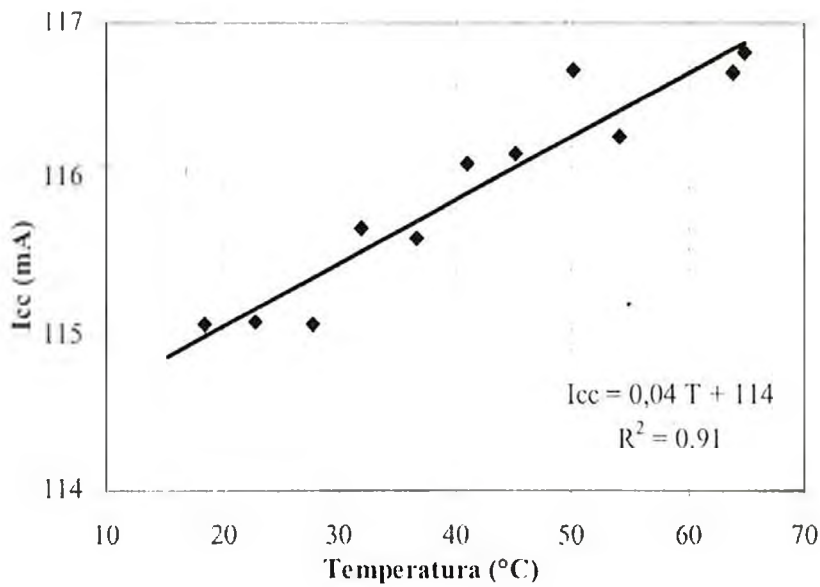


Figura 4.4. Variación de I_{cc} con la temperatura para una celda solar de Si cristalino.

Mientras que para V_{ca} se observa una muy buena correlación, I_{cc} muestra oscilaciones aleatorias mayores como consecuencia de que las variaciones de corriente asociadas al rango de temperatura barrido son relativamente bajas comparadas con los errores de medición. Los coeficientes de temperatura obtenidos con las mediciones en Tierra fueron:

- $-2,1 \text{ mV/}^{\circ}\text{C}$ para V_{ca}
- $0,04 \text{ mA/}^{\circ}\text{C}$ para I_{cc} .

A fin de comparar los resultados experimentales con valores teóricos, se utilizó el programa de simulación cuasi-unidimensional PC-1D/5 [6]. Se obtuvieron los siguientes coeficientes de temperatura:

- $-2,26 \text{ mV/}^{\circ}\text{C}$ para V_{ca}
- $0,05 \text{ mA/}^{\circ}\text{C}$ para I_{cc} ,

prácticamente independientes del espectro de iluminación utilizado (AM0, AM1.5 o lámparas de tungsteno con reflector dicróico) y de la intensidad de la radiación, dentro del rango de interés.

Se estimaron también experimentalmente parámetros del circuito equivalente de las celdas, utilizando una expresión aproximada de V_{ca} en función de I_{cc} , obtenida a partir de la

ecuación:

$$I = I_f - I_0 \left[\exp \left(\frac{q(V + I r_s)}{A k T} \right) - 1 \right] - \frac{V + I r_s}{r_p} \quad (4.2)$$

donde I_f es la corriente fotogenerada; I_0 , la corriente de saturación del diodo; q , la carga del electrón; k , la constante de Boltzmann; T , la temperatura absoluta; A , el factor de idealidad del diodo; r_s , la resistencia serie del dispositivo, y r_p , la resistencia paralelo.

Considerando la celda a circuito abierto ($I = 0$), despreciando el término asociado a r_p (o sea, $r_p = \infty$) y aproximando la corriente fotogenerada por I_{cc} , se obtiene la siguiente expresión que relaciona V_{ca} con I_{cc} :

$$V_{ca} = A V_T \ln(I_{cc}) - A V_T \ln(I_0) \quad (4.3)$$

donde, por simplicidad de notación, se ha introducido el parámetro $V_T = kT/q$.

Midiendo, a temperatura controlada, V_{ca} en función del $\ln(I_{cc})$ variando la intensidad de la radiación incidente mediante filtros neutros, de manera tal de no modificar el espectro, y realizando la regresión lineal, se pueden obtener el factor de idealidad, A , y la corriente de saturación del diodo, I_0 .

Se midieron V_{ca} e I_{cc} a una temperatura de celda de 45 °C y con tres intensidades equivalentes a 1 kW/m² (sin filtro), 0,5 kW/m² (con filtro neutro de 50 % de transmitancia) y 0,25 kW/m² (con filtro de 25 % de transmitancia), obteniéndose

$$A = 1,2$$

$$J_0 = 2,3 \times 10^{-6} \text{ mA/cm}^2.$$

4.6 ANÁLISIS DE MEDICIONES EN EL SAC-A

Durante los períodos de iluminación (esto es, con el satélite fuera de las regiones de eclipse), el satélite se encontraba generalmente con su cara frontal orientada al Sol, a fin de maximizar la potencia generada por los paneles solares de alimentación (de origen italiano y basados en celdas de GaAs). El sistema de control de posición angular del SAC-A utilizaba 4 de las celdas de Si (1 en cada panel y 2 individuales), inclinadas a 45° con relación a la cara frontal, para determinar y corregir la orientación con respecto al Sol. Resumiendo, el satélite

orientado correctamente corresponde a igual radiación (en consecuencia, igual I_{cc}) sobre dichas celdas y, en particular, sobre los paneles nacionales. Todos los cálculos realizados corresponden a datos medidos en estas condiciones.

Se analizaron los datos recibidos por telemetría en el período comprendido entre los meses de enero y julio de 1999. Durante los intervalos de medición, se recibía un juego completo de datos de los diferentes subsistemas del satélite (entre los cuales se encontraban los dispositivos de Si cristalino) cada 16 segundos. Información adicional sobre las características del sistema de telemetría del SAC-A puede verse en la ref. 7.

Se presenta por completitud la variación de I_{cc} y V_{ca} con el tiempo para diferentes tipos de órbitas. El análisis de los resultados no fue realizado en el contexto de esta Tesis y dicho análisis puede verse en la ref. 8.

La Figura 4.5 corresponde a un conjunto de órbitas sin eclipses, las que se obtienen cuando el eje de rotación de la órbita es prácticamente paralelo al eje Tierra-Sol. En estas órbitas se observa una leve variación de I_{cc} asociada a modificaciones en el albedo y una tensión de circuito abierto prácticamente invariante, debido a que la temperatura en estas órbitas sufre escasas modificaciones.

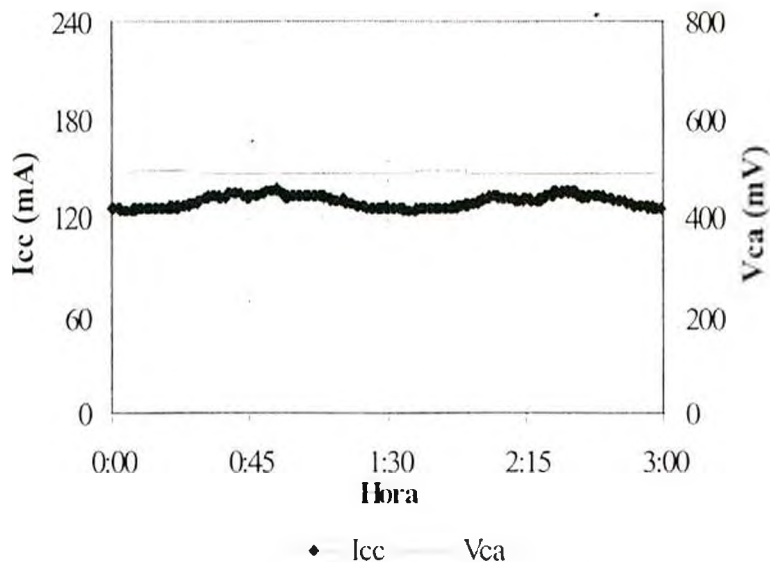


Figura 4.5. I_{cc} y V_{ca} vs. tiempo para órbitas sin eclipses (21 de enero).

Por su parte, la Figura 4.6 muestra el caso de órbitas con eclipse. Aquí se observa una I_{cc} con pequeñas variaciones durante los periodos de iluminación, saltos muy bruscos de la corriente a la entrada y salida de los eclipses, y una variación relativamente importante de V_{ca} asociada al calentamiento que sufre el satélite a la salida del eclipse. I_{pmp} , por su parte, tiene un comportamiento intermedio entre los de I_{cc} y de V_{ca} : disminuye con la temperatura (como V_{ca}) pero también se ve ligeramente afectado por las variaciones de la intensidad de la radiación incidente.

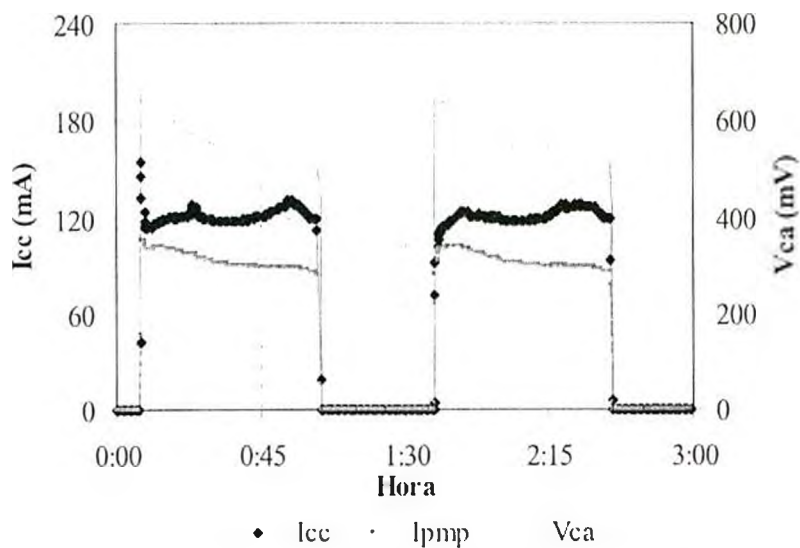


Figura 4.6. I_{cc} , I_{pmp} y V_{ca} vs. tiempo para órbitas con eclipses (3 de abril).

Finalmente, la Figura 4.7 corresponde a un ejemplo de un caso intermedio entre los anteriores, en el cual el satélite entra en zonas de eclipse parcial, observándose numerosas mediciones con valores de I_{cc} muy por debajo de los correspondientes a radiación solar directa.

Utilizando los registros seleccionados y con el satélite orientado al Sol, se analizó la dependencia con la temperatura de I_{cc} y V_{ca} . En el caso de la corriente, se observó que las variaciones en la señal están básicamente asociadas a las modificaciones en la radiación incidente según se describió previamente. En consecuencia, no es posible evaluar el coeficiente de temperatura para I_{cc} a partir de los datos satelitales. Por el contrario, la débil dependencia (logarítmica) de la tensión de circuito abierto con la radiación, da lugar a gráficos de V_{ca} vs. T con buena correlación lineal. El detalle del cálculo se presenta en la ref. 7. El

coeficiente de temperatura obtenido para valores de V_{ca} normalizados para una radiación de 967 W/m^2 , fue:

- $-2,34 \text{ mV/}^\circ\text{C}$ ($r^2 = 0,997$)

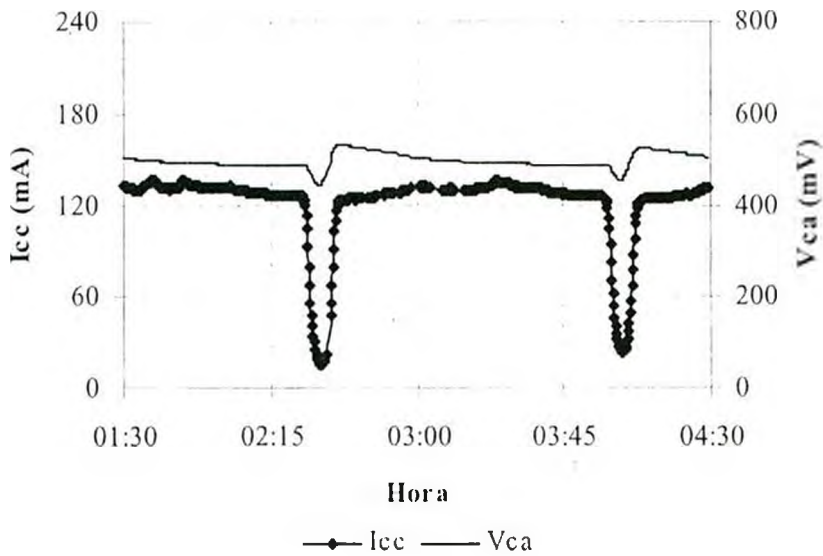


Figura 4.7. I_{cc} y V_{ca} vs. tiempo para órbitas con eclipse parcial (19 de enero).

Se realizaron los cálculos día por día desde el 9/1/99 hasta el 10/7/99 a fin de evaluar la posible degradación de la tensión de circuito abierto de los dispositivos. Finalmente, se determinaron el factor de idealidad A y la corriente de saturación del diodo a partir de la variación de V_{ca} con I_{cc} (o sea, con la intensidad de la radiación) a temperatura constante (Ec. (4.3)). Es de destacar que para la mayoría de las temperaturas en las que operaron los paneles en el espacio, el rango de la intensidad de la radiación solar recibida es relativamente pequeño, no siendo apropiado para realizar la correlación. Los mejores días para estudiar la dependencia con la radiación fueron aquellos en los que el satélite entraba en eclipse parcial durante parte de la órbita.

Se calcularon el factor de idealidad A y la densidad de corriente de saturación del diodo J_0 para una de las celdas del experimento, resultando:

$$A = 1,06$$

$$J_0 = 2,5 \times 10^{-7} \text{ mA/cm}^2$$

4.7 CONCLUSIONES

Se ensayaron por primera vez en el espacio un conjunto de celdas solares de silicio cristalino fabricadas en la Argentina. A partir de los datos recibidos por telemetría entre enero y julio de 1999 desde el satélite SAC-A, se analizó el funcionamiento eléctrico de dichas celdas. Se estudió la variación de V_{ca} con la temperatura y con la intensidad de la radiación solar incidente, la cual varía debido a la presencia del albedo.

Utilizando curvas de V_{ca} vs. T y corrigiendo las mediciones a fin de normalizarlas para una radiación incidente fija, se obtuvo el coeficiente de temperatura para V_{ca} . Asimismo, a partir de la variación de V_{ca} con la intensidad, se realizaron estimaciones de parámetros del circuito equivalente de las celdas. En todos los casos, la intensidad de la radiación solar incidente sobre las celdas fue determinada utilizando la corriente de cortocircuito pero corregida a una temperatura de referencia.

Por otra parte, se realizaron en laboratorio mediciones equivalentes a las recibidas desde el satélite. Para ello, se utilizaron celdas, con igual cubierta de vidrio, elaboradas en el mismo proceso en el que se fabricaron los dispositivos de vuelo. Los resultados obtenidos se encuentran en buen acuerdo con los obtenidos a partir de los datos satelitales, observándose la mayor discrepancia en la densidad de corriente de saturación del diodo.

Los análisis realizados muestran el correcto funcionamiento de los sensores de posición angular y de todas las celdas incluidas en los paneles de ensayo. Asimismo, los valores de I_{cc} y V_{ca} medidos en el espacio, se encuentran en buen acuerdo con las estimaciones teóricas obtenidas en base a las mediciones realizadas en Tierra. La evolución temporal de los parámetros medidos no permite detectar degradación de los mismos durante la duración de la misión.

Por último, cabe destacar que este experimento resultó un primer paso en la puesta a punto de distintas técnicas y desarrollos tecnológicos para la elaboración y caracterización de paneles solares espaciales.

Referencias Capítulo 4

- 1 C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, E.M. Godfrin, M.G. Martínez Bogado, L.M. Merino, J.C. Plá, M.J.L. Tamasi, M. Barrera. *First experiment of Argentine solar cells in space: modules fabrication, characterisation, and telemetry data analysis from SAC-A satellites*. Solar Energy Materials and Solar Cells **73**, pág. 269 (2002).
- 2 A. Cuevas. *Fabrication process of deep-junction silicon solar cells*. Proceedings of the 6th International Photovoltaic Science and Engineering Conference. Nueva Delhi, pág. 267 (1992).
- 3 A. Hübner, C. Hampe, A.G. Aberle. *A simple fabrication process for 20 % efficient silicon solar cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells, **46**, pág. 67 (1997).
- 4 P. Basore, M.J. Gee, M.E. Buck, W.K. Schubert, D.S. Ruby. *Simplified High-Efficiency Silicon Cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells, **32**, pág. 91 (1994).
- 5 F. Lowenheim. *Modern electroplating*, 3a. ed. J. Wiley & Sons (1974).
- 6 D. Clugstone, P. Basore. *PCID version 5: 32-bit solar cell modelling on personal computers*. Proceedings 26th Photovoltaic Specialist Conference, Anaheim, California, pág. 207 (1997).
- 7 C.G. Bolzi, C.J. Bruno, E.M. Godfrin, M.G. Martínez Bogado, L.M. Merino, J.C. Plá, M.J.L. Tamasi, J.C. Durán. *Primera experiencia de celdas solares argentinas en el espacio: elaboración, caracterización y análisis de datos de telemetría del satélite SAC-A*. Energías Renovables y Medio Ambiente **8**, pág 1 (2000).
- 8 E.M. Godfrin, M.G. Martínez Bogado, M.J.L. Tamasi, J.C. Durán. *Primera experiencia de celdas solares argentinas en el espacio: análisis preliminar de los resultados*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente, **3**, pág. 04.25 (1999).

Capítulo 5

CELDA SOLARES CON HETEROJUNTURA DE SILICIO

Los dispositivos fotovoltaicos elaborados con heteroestructuras basadas en Si presentan la ventaja de no requerir procesos térmicos a altas temperaturas, reduciendo de esta manera su costo de elaboración y los requerimientos de calidad del material de partida [1]. Este tipo de dispositivos han comenzado a ser comercializados para aplicaciones fotovoltaicas terrestres elaborados sobre distintos sustratos, tales como metal [2], vidrio [3] o Si cristalino [4, 5]. Al utilizar la deposición química en fase vapor asistido por plasma (PECVD) a relativamente baja temperatura, estas estructuras permiten obtener dispositivos de alta eficiencia con técnicas sencillas.

Los generadores fotovoltaicos son la mejor opción como fuente de potencia para satélites espaciales. Las características de la órbita determinan la disponibilidad de energía solar y el tipo de radiación y los ciclos térmicos que deberán soportar los paneles fotovoltaicos. La gran cantidad de pequeños satélites de relativamente bajo costo que se ponen en órbita anualmente, hace potencialmente interesante el estudio de dispositivos económicos, y la exploración de las posibilidades de utilizar los dispositivos descriptos para aplicaciones espaciales.

En este capítulo se presenta un estudio sobre la elaboración de celdas solares formadas por heteroestructuras de silicio amorfo (a-Si) o microcristalino (μ c-Si) sobre silicio cristalino (c-Si), para analizar su posible utilización en el espacio. Este estudio formó parte de un convenio de cooperación en el marco del Programa Ejecutivo de Cooperación Tecnológica Italia-Argentina en el tema: "Celdas solares para usos espaciales basadas en heterojunturas de silicio amorfo sobre silicio cristalino" (N° IT/11/99/EX), con la participación del Grupo Energía Solar-CNEA y el Grupo Amorfo del Instituto de Química y Tecnología de Materiales

y Componentes para Electrónica (LAMEL) del Consiglio Nazionale delle Ricerche (CNR), Italia.

5.1 GENERALIDADES

Las celdas solares con heterojuntura basadas en Si combinan técnicas de bajo costo de deposición de película delgada con un material de potencial alta eficiencia como el c-Si y son dispositivos cuya elaboración no requiere de procesos a alta temperatura. La Figura 5.1 muestra esquemáticamente la estructura de una celda con heterojuntura p(a-Si)/n(c-Si).

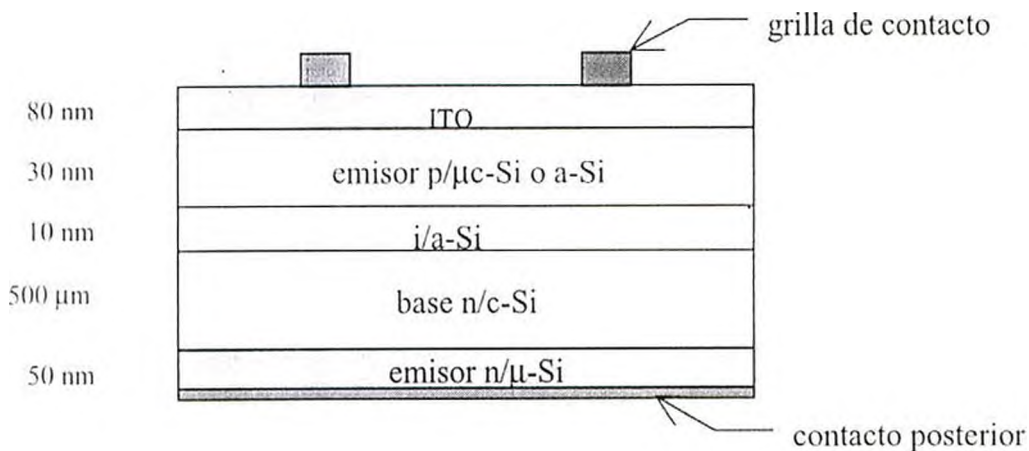


Figura 5.1. Estructura de una celda solar con heterojuntura basada en Si.

La juntura se forma por la unión del a-Si o μc-Si tipo p con el c-Si tipo n, interponiendo una capa de Si intrínseco que actúa como pasivante de defectos [6]. Dado que la conductividad de los materiales que conforman el emisor es baja, se deposita un contacto transparente, comúnmente óxido de indio dopado con estaño, ITO (*Indium Tin Oxide*), sobre la cara frontal, el cual actúa como capa antirreflectante. La técnica más usual para el depósito del mismo es el *sputtering* con el sustrato a una temperatura de alrededor de 250°C. La presencia de la capa posterior de a-Si o μc-Si fuertemente dopado actúa de BSF.

Las heterojunturas sobre Si cristalino tienen las siguientes características importantes:

- Baja temperatura en los procesos: a diferencia de las celdas solares convencionales que se

fabrican por difusión a alta temperatura (típicamente 900°C), las heterojunturas requieren una temperatura de proceso alrededor de 200°C. La baja temperatura del proceso trae aparejado un menor consumo de energía y no afecta las propiedades electrónicas de la base, así es posible obtener celdas solares de silicio microcristalino en sustratos de bajo costo.

- Juntura poco profunda: debido al emisor frontal muy delgado, lo cual es necesario para optimizar la eficiencia de colección.

Existen distintos procesos para la elaboración de emisores de a-Si con espesores del orden de decenas de nanómetros. La técnica más usada es la de deposición en fase vapor (CVD) [7].

Como ya se mencionó, otro de los materiales utilizados para la formación de los emisores es el μ c-Si. La técnica de deposición utilizada es la deposición en fase vapor asistida por plasma, PECVD (*Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition*) [8, 9, 10]. Las principales diferencias con el a-Si:H son:

- Mejor conductividad eléctrica: lo que implica una menor resistencia serie del dispositivo y, por lo tanto, una mejor eficiencia.
- Mejor estabilidad de las propiedades optoelectrónicas en el tiempo, uno de los principales problemas de los dispositivos de a-Si.
- Absorción baja en la zona media del espectro solar (600nm a 900nm): esto puede ser una desventaja si el espesor de la capa de μ c-Si es tal que absorbe toda la radiación incidente. Por lo tanto, en las celdas HJ sobre c-Si, el emisor frontal se forma con espesores tales que actúa siempre de "ventana" a menos que se pueda crecer un emisor epitaxial con una vida media suficientemente alta como para aportar a la corriente fotogenerada. El material absorbente y que genera fotocorriente es en todos los casos la base de c-Si.

Al realizar la deposición de μ c-Si sobre c-Si en determinadas condiciones, el crecimiento puede resultar epitaxial. De esta forma se obtiene una homojuntura con una profundidad muy baja.

5.2 TÉCNICAS DE ELABORACIÓN

El $\mu\text{c-Si}$ es un material intermedio entre el c-Si y el a-Si . Estructuralmente se compone de microcristales inmersos en una fase amorfa mezclados con zonas vacías. El tamaño de esos microcristales puede ir desde algunos nanómetros (nanocristales) al micrómetro. Además, puede variar la proporción de fase amorfa así como de las regiones vacías y la forma de los cristales. La proporción de cada fase puede determinarse mediante el ajuste de la reflectividad espectral usando un modelo de multicapas, como se explicará en la sección 5.3.3.1. El $\mu\text{c-Si}$ tiene mejores propiedades optoelectrónicas que el a-Si obtenido con la misma técnica.

Existen distintas técnicas para la deposición del $\mu\text{c-Si}$ por PECVD. A continuación se mencionan algunas:

1. Deposición convencional PECVD a 13,56 MHz con alta dilución de H_2 en SiH_4 [8, 9]. La principal ventaja es que se realiza en un equipo muy utilizado en la industria sin necesidad de realizar modificaciones, aunque la velocidad de crecimiento en general es baja y la calidad del depósito es inferior respecto de otras técnicas.
2. Deposición por VHF PECVD con alta dilución de H_2 [11]. La frecuencia de excitación utilizada es mayor a 13,56 MHz, dando lugar a una velocidad de crecimiento mayor y a un incremento del tamaño de los microcristales.
3. Deposición PECVD capa por capa [12]. Esta técnica consiste en la deposición alternada de a-Si y tratamiento (*etching*) en plasma de H_2 puro tanto a baja como a alta frecuencia. La velocidad de crecimiento del film resulta baja.

En todas estas técnicas el H_2 juega un papel fundamental. El crecimiento de microcristales siempre se da luego de una capa amorfa que forma una interfaz con el sustrato (vidrio o c-Si), a partir del cual se comienza a nuclear y continúan creciendo los microcristales.

Durante el crecimiento tiene lugar la reacción de deposición [13]:



y la de ataque:



En la práctica, las dos reacciones están presentes pero con velocidades distintas, así prevalece una o la otra, dependiendo de la potencia. Cuando las velocidades son iguales no hay deposición ni ataque y se está en condición de equilibrio químico. Si se aparta lentamente del equilibrio químico en la dirección de deposición, lentamente se favorecerá la formación de una fase estable (por ejemplo, la cristalina). Si en cambio se está muy lejos del equilibrio y con una velocidad muy elevada se forma una fase metaestable (por ejemplo amorfa).

5.2.1 PECVD

La técnica de deposición PECVD (*Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition*) permite la deposición de capas delgadas, en general semiconductoras, sobre distintos tipos de sustratos (semiconductores, vidrio, materiales plásticos, etc.). La deposición se produce desde la fase gaseosa y es activada por un plasma generado por una descarga eléctrica de radiofrecuencia. Este hecho, a diferencia del CVD (*Chemical Vapour Deposition*) convencional donde la activación es del tipo térmico, permite fijar también la temperatura del proceso. El plasma que contiene la especie ionizante y disociante provee la energía de reacción a aquellas reacciones químicas que pueden aportar a la formación de una fase sólida y así a la deposición. No obstante, aunque el principio es simple, la identificación exacta de los procesos físico-químicos involucrados y la exactitud en cuanto a la cantidad de material que puede depositarse es en general difícil.

En la Figura 5.2 se detalla el esquema general del sistema de deposición PECVD a modo de ejemplo. Este gráfico corresponde al equipo que se encuentra en el Instituto de Química y Tecnología de Materiales y Componentes para Electrónica (LAMEL) del Consiglio Nazionale delle Ricerche (CNR) de Bologna, Italia. Este equipo puede trabajar en condiciones de alto vacío ($<10^{-8}$ torr) y se compone principalmente de una cámara central ITZ (*Internal Transport Zone*) rodeada de cuatro cámaras de deposición MDZx (*Modular Deposition Zone* N° x). Cada cámara tiene un sistema independiente de vacío (bomba turbomolecular y rotativa). Las cámaras de deposición se comunican entre sí a través de la cámara central. Las muestras se introducen en esta cámara central y luego mediante un sistema automatizado se hacen ingresar en las cámaras de deposición en el orden requerido según el proceso. Para evitar problemas de contaminación en las cámaras se utiliza cada una para un uso específico.

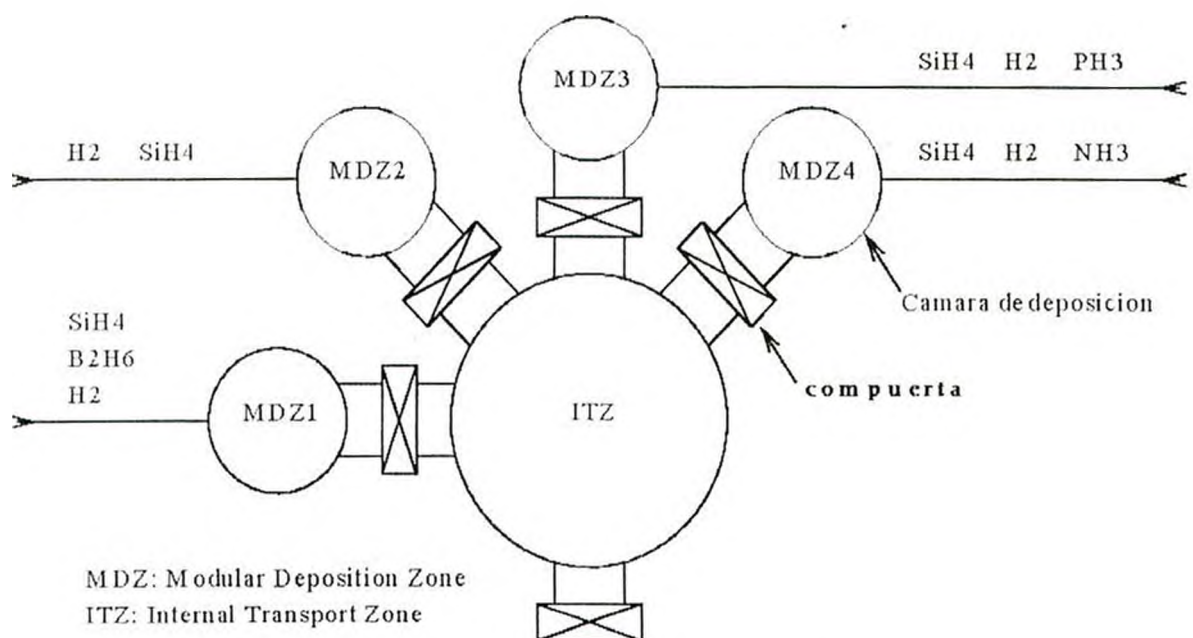


Figura 5.2. Esquema del equipo de PECVD utilizado en el LAMEL-CNR de Bologna Italia.

En la Figura 5.3 se observa el esquema de una cámara de deposición. Durante la deposición el gas del proceso se introduce en la cámara de manera controlada (fluxímetro de masa).

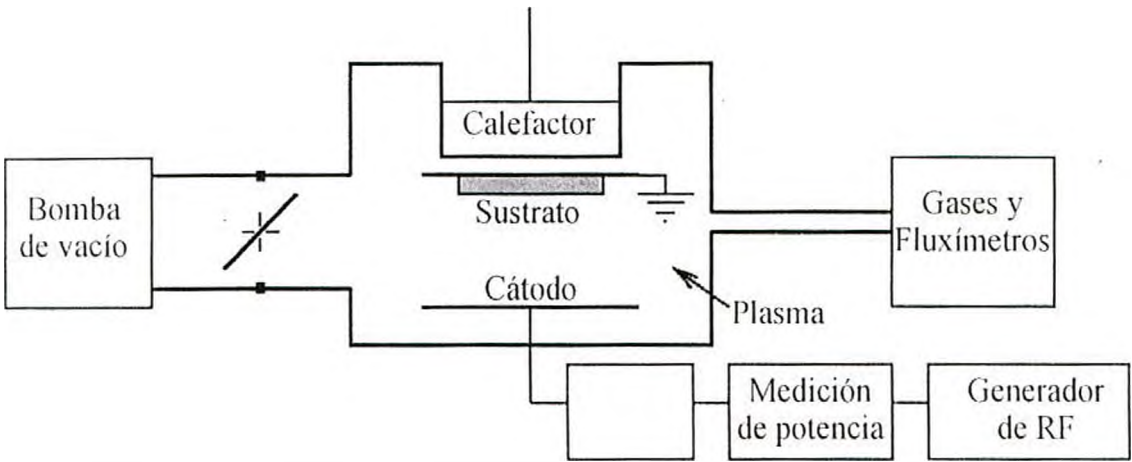


Figura 5.3. Esquema de una cámara de deposición del equipo de PECVD.

La muestra se coloca con la cara a depositar hacia abajo, a fin de eliminar problemas debido a la deposición de polvo que puede estar presente en el interior del plasma. El sustrato se mantiene a la temperatura deseada de proceso mediante el control de la misma y de un calefactor.

Al cátodo se le aplica una señal eléctrica de radiofrecuencia que alimenta la descarga del gas (plasma). Debido al campo eléctrico relativo, los electrones libres presentes en el gas se aceleran adquiriendo energía hasta que se encuentran con un obstáculo, en general, una molécula del mismo gas. La colisión puede aportar a la ionización, excitación de electrones ligados con la consiguiente relajación y emisión de fotones (por este motivo la luminosidad del plasma) y disociación.

Utilizando por ejemplo como gas de proceso el silano (SiH_4) se puede obtener la deposición de a-Si:H intrínseco, en cuyo caso las reacciones principales de disociación son [7, 14]:



Además de la reacción inicial de ionización y disociación y las consiguientes reacciones secundarias, el crecimiento del a-Si:H trae aparejado al menos otros dos procesos:

- la absorción de fracciones moleculares neutras de parte de la superficie de crecimiento (principalmente SiH_3 que se fijará con las ligaduras de silicio no saturadas),
- la cesión de átomos de hidrógeno de la superficie de crecimiento, principalmente un átomo de H que cierra una ligadura de Si reacciona con la especie disociada H para dar H_2 y dejando así una ligadura no saturada en el Si.

Los gases principales utilizados en el proceso son:

H_2 : diluyente del silano para obtener un silicio amorfo de buena calidad con una densidad de defectos de aproximadamente 10^{15} cm^{-3} . Esta dilución también es necesaria para obtener silicio microcristalino

B_2H_6 (diborano): actúa como dopante tipo p

PH_3 (fosfina): actúa como dopante tipo n

5.2.2 PECVD a alta frecuencia (VHF-PECVD)

Los efectos del aumento de la frecuencia del campo eléctrico que genera el plasma, de 13,53 MHz a 100 MHz, son principalmente dos [15]:

- aumento de la cantidad de electrones con alta energía, lo cual reduce la fracción de potencia que se disipa excitando los modos vibracionales de las moléculas del gas y aumentando la eficiencia de ionización
- la disminución del potencial de auto-polarización, que disminuye la energía de choque de los iones sobre la superficie.

Como consecuencia de esto se obtiene una velocidad de crecimiento y tamaño de los microcristales mayores. Esto se debe al hecho de que aumentando la frecuencia aumenta la concentración de los radicales del plasma (lo cual explica la mayor velocidad de deposición) y disminuye la energía con la cual los iones bombardean la superficie de crecimiento (menor cantidad de defectos).

El encendido del plasma se realiza mediante un disparador, permitiendo un control más preciso de las condiciones de partida del plasma y el tiempo efectivo del proceso. La desventaja de esta técnica es que es más difícil de obtener deposiciones homogéneas en grandes áreas.

5.2.3 Deposición por transporte químico - CTD

La deposición de a-Si por transporte químico (CTD) se realiza mediante el ataque producido por un plasma de H_2 de un film de a-Si colocado en el cátodo, permitiendo el transporte químico hacia el ánodo donde se coloca el sustrato y se lleva a cabo la deposición.

Esta técnica tiene la ventaja de que la reacción de deposición se realiza cerca del equilibrio químico, favoreciendo la formación de una fase estable.

Para producir una capa de a-Si de buena calidad se requiere:

- Baja dilución de silano en H_2 y baja frecuencia, para evitar la microcristalización del sustrato amorfo del cátodo
- Temperatura de deposición relativamente baja, porque un alto contenido de H_2 y alta

temperatura hace que el Si del cátodo se ataque fácilmente

- Temperatura del a-Si del cátodo más baja que la del ánodo
- Procesos largos en H durante el CTD pueden disminuir la calidad del a-Si del cátodo.

La pasivación o "limpieza" de la cámara se puede realizar mediante un tratamiento prolongado en plasma de hidrógeno.

5.3 ELABORACIÓN DE CELDAS SOLARES CON HETEROJUNTURA

Durante el mes de setiembre de 2000 en el marco del Programa Ejecutivo de Cooperación Tecnológica Italia-Argentina, se elaboraron en los laboratorios del LAMEL-CNR dispositivos fotovoltaicos con distintas características para su caracterización y posterior estudio.

5.3.1 Proceso de deposición

La técnica utilizada para la deposición de las películas delgadas semiconductoras fue PECVD (*Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition*). Una de las características más importante de esta técnica es que permite obtener semiconductores con diferentes dopajes simplemente cambiando el gas utilizado en el proceso.

El equipo donde se realiza el PECVD, fue descrito en la sección 5.2.1 y esquematizado en la Figura 5.2.

Los gases utilizados para el proceso de deposición del a-Si:H o μ c-Si se combinan con silano (SiH_4). La fosfina (PH_3) se utiliza para formar la capa *n*, y el diborano (B_2H_6) para la capa *p*. La deposición se realiza mediante la descomposición de los gases provenientes de la mezcla, debido al efecto del campo eléctrico creado por la aplicación de una radiofrecuencia (RF) entre los electrodos.

La calidad del μ c-Si puede variar según las condiciones de deposición pudiendo

entonces tener tamaños de grano desde el nanómetro hasta el micrón, o pueden estar presente varias fases (cristalina, amorfa y huecos o vacíos). Las condiciones de crecimiento del material $\mu\text{-Si}$ hace que se encuentre un cuasiequilibrio entre la velocidad de deposición y la velocidad de ataque, por lo tanto la contribución del material presente en las paredes de la cámara no puede despreciarse.

La deposición de $\mu\text{-Si}$ puede ocurrir en dos estados distintos de la cámara en donde se deposita: activada o pasivada. Si la cámara está "activada", el plasma de H_2 puro ataca al Si de las paredes, y si el tiempo de residencia del gas es mayor puede ocurrir deposición de $\mu\text{-Si}$ sobre el sustrato, el cual se mantiene a temperatura mayor que el resto de la cámara (CTD). La "activación" de la cámara consiste en la formación de un plasma de SiH_4 de 13,56 MHz durante 30 min y la consecuente deposición de a-Si en las paredes de la cámara [16]. Se observó en este equipo que la activación de la cámara puede tener un apreciable impacto durante la deposición de capa por capa. En contraste con este tipo de procedimiento, bajo las mismas condiciones de flujo de gas, se denomina cámara pasivada cuando no se aporta Si a la mezcla de gases desde las paredes de la cámara. Se verificó que un plasma de H_2 con un flujo bajo ($5 \text{ cm}^3/\text{s}$) durante 20 min es un buen proceso de pasivación [16].

La primera capa depositada en todos los casos fue la intrínseca en la cara frontal con estructura amorfa o epitaxial. Luego, el emisor frontal p, ya sea en su fase amorfa, epitaxial, si la capa intrínseca lo era, o microcristalina. La incorporación de la capa intrínseca entre el emisor p y la base n actúa como pasivante de esa interfaz.

5.3.2 Procedimiento Experimental

Se elaboraron distintas muestras con heterojunturas de a-Si:H y $\mu\text{-Si}$ sobre obleas de c-Si. El objetivo de la elaboración y caracterización de estas celdas fue comparar cómo la estructura del material, ya sea amorfo o epitaxial de la capa i depositada por PECVD a baja temperatura, afecta la estructura en el crecimiento del emisor y consecuentemente los resultados finales del dispositivo [17].

Se utilizaron como sustratos obleas tipo *n* de silicio monocristalino pulido espejo en la superficie, con resistividad de $1 \Omega\text{cm}$. Las obleas fueron sometidas a un ataque al 5% de HF para la eliminación del SiO_2 nativo de la superficie, como paso previo a la introducción de las

muestras al equipo de PECVD. En cada oblea, luego de la deposición de la capa intrínseca y del emisor p, se elaboraron celdas de 1 cm² cada una, definiendo el área en la deposición del contacto transparente frontal.

Las estructuras elaboradas en los distintos procesos pueden agruparse según las características estructurales de los depósitos frontales en amorfo/epitaxial, epitaxial/epitaxial y microcristalino/amorfo dependiendo del material logrado en el emisor p y capa intrínseca, respectivamente, como puede verse esquemáticamente en la Figura 5.4.

	<i>amorfo / epitaxial</i>	<i>epitaxial/ epitaxial</i>	<i>μc / amorfo</i>
emisor p ⁺	a-Si:H	Si epitaxial	μc-Si
intrínseca	Si epitaxial	Si epitaxial	a-Si:H
base n	c-Si	c-Si	c-Si

Figura 5.4. Esquema de las distintas estructuras de las celdas elaboradas.

5.3.2.1 Formación de la capa intrínseca

La capa epitaxial intrínseca se depositó a una frecuencia del plasma de 13,56 MHz, 28 mW/cm², 200°C y una presión de 1 mb, con diferentes tiempos de deposición y relaciones entre los flujos SiH₄/H₂ (ver Tabla 5.1).

La capa intrínseca amorfa se depositó con una frecuencia de 13,56 MHz, 28 mW/cm², 200°C y 0,6 mb, en una atmósfera de SiH₄ puro para evitar la formación de núcleos cristalinos y así asegurar la deposición de una capa enteramente amorfa.

5.3.2.2 Formación del emisor

Las películas p microcristalina y epitaxial fueron depositadas por PECVD con una densidad de potencia de 156 mW/cm², 170°C y 0,3 mb en condiciones cercanas al equilibrio entre el ataque y la deposición. La capa p⁺ de a-Si se depositó por PECVD a 120°C, con una potencia de 28 mW/cm² y una presión de 0,4 mb. Los demás parámetros del proceso se

pueden ver en la Tabla 5.1.

Tabla 5.1. Flujo de gases y tiempos de deposición de la capa i y p en las distintas estructuras.

Dispositivo (capa p/ capa i)	Celda	capa i			capa p				
		SiH ₄ (cm ³ /s)	H ₂ (cm ³ /s)	t (seg)	SiH ₄ (cm ³ /s)	H ₂ (cm ³ /s)	B ₂ H ₆ (cm ³ /s)	t (seg)	v (MHz)
amorfo/epitaxial	CS71	5	94,1	125	2,5	13,5	8	125	13,56
	CS72	0,6	94,1	125	2,5	13,5	8	125	13,56
epitaxial/epitaxial	CS67	6	94	240	--	4,8	0,2	600	100
	CS68	0,6	94	240	--	4,8	0,2	600	100
	CS70	6	94,1	375	3	195,5	1,6	240	100
	CS73	6	94,1	60	3	195,5	1,6	240	100
μc/amorfo	CS74	20	94,1	25	--	4,8	0,2	780	100
	CS75	20	--	1500	3	195,5	1,6	240	100

5.3.2.3 Elaboración de las celdas solares

Como última etapa del proceso de deposición se realizó la formación del emisor n⁺ en la cara posterior de las muestras para permitir un buen contacto óhmico. Este depósito fue el mismo en todos los casos y constaba de una capa de 50 nm de espesor de μc-Si crecido por PECVD a 13,56 MHz, 10 mW/cm², 170°C y con una relación PH₃:SiH₄:H₂ = 0,04:2:94.

Después de la formación de los emisores frontal y posterior se depositó el contacto eléctrico transparente (ITO) de tal forma de obtener de cada cuarto de oblea 4 celdas de 1cm² de área. Dicho contacto actúa además como capa antirreflectante y su espesor se encuentra optimizado teniendo en cuenta sus características ópticas y eléctricas [18]. En estas celdas el espesor óptimo resultó de 85 nm. La película de ITO se depositó mediante la técnica de *sputtering* con un blanco sólido de In₂O₃:SnO₂, a una frecuencia de 13,56 MHz, con una densidad de potencia de 0,5 W/cm², en una atmósfera de 0,021mb de Ar ultrapuro y con el sustrato a 250°C.

La grilla frontal se depositó por evaporación de Al en cámara de vacío. Se confeccionaron dos tipos de grillas de contacto, una con factor de sombra de 4,5% y la otra de 6,2%. Se utilizó Al en el lugar de la multicapa Ti-Pd-Ag, tradicionalmente usada en contactos

de las celdas solares, por su facilidad de evaporación y porque estas celdas no serían soldadas posteriormente.

5.3.3 Caracterización de las celdas elaboradas

5.3.3.1 Caracterización estructural

La microestructura de la doble capa p/i crecida sobre el c-Si se obtuvo mediante el ajuste de la reflectancia espectral de las muestras usando un modelo de multicapas [16]. En este modelo cada capa se compara con una combinación de $\mu\text{c-Si}$, a-Si:H y huecos o vacíos, utilizando la aproximación de Bruggeman para medios efectivos [19] para describir la función dieléctrica de multicapas. Es posible obtener información sobre la composición y estructura de las capas depositadas mediante el ajuste de la estructura de multicapas teórica que mejor aproxima al espectro experimental. Los parámetros de ajuste fueron el espesor de las capas, y la fracción en volumen de material $\mu\text{c-Si}$, a-Si:H y espacios vacíos, pudiendo simular así mayor o menor densidad del material. Las constantes ópticas de las diversas combinaciones pueden ser calculadas a partir de los datos del material puro que están contenidos en el programa que se utiliza para este ajuste [21].

En la Figura 5.4 se muestra la composición estructural de las capas depositadas en la superficie frontal (intrínseca y emisor p) correspondientes al mejor ajuste. Se indica el espesor d de las mismas en función de la composición porcentual. Cabe aclarar que estos gráficos sólo tienen en cuenta la estructura del material, no pudiéndose deducir de los mismos el espesor de la capa intrínseca y del emisor p. En los casos en que la simulación muestra un porcentaje alto de vacíos en la capa superior, es indicación de la presencia de rugosidad en la superficie.

Se verificó la estructura resultante de la simulación mediante observaciones y análisis realizados con un microscopio electrónico de transmisión (TEM).

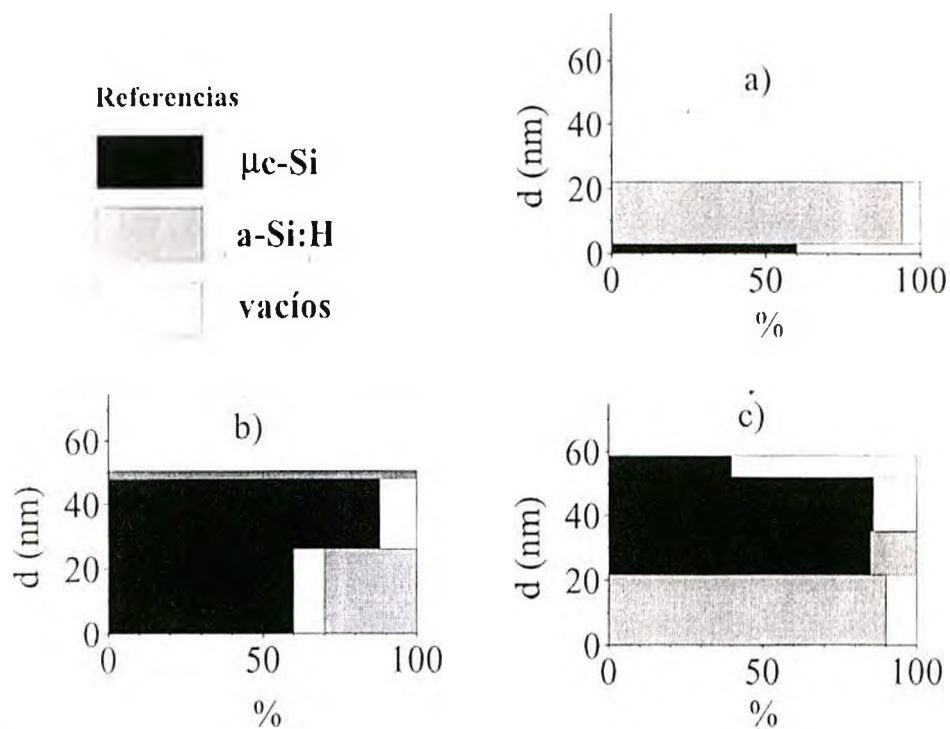


Figura 5.5. Composición estructural de los emisores a) amorfo/epitaxial (CS71), b) epitaxial/epitaxial (CS68) y c) microcristalino/amorfo (CS75).

Las observaciones realizadas en el TEM se encuentran en buen acuerdo con los ajustes respecto del espesor y la composición de las capas. La Figura 5.6 muestra imágenes TEM de obleas con crecimientos similares a las elaboradas para esta Tesis.

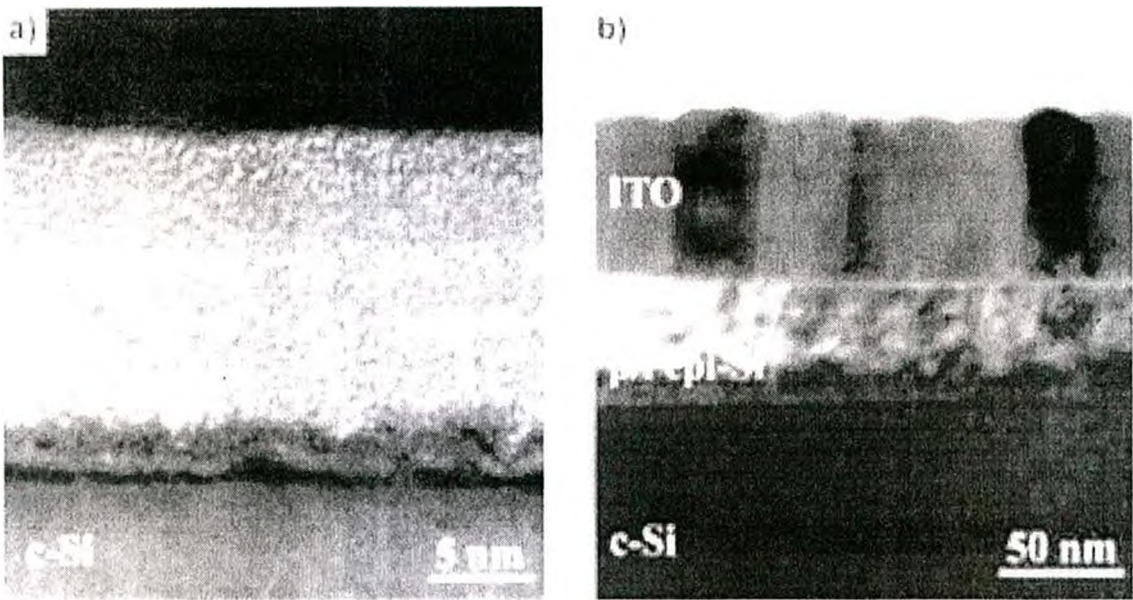


Figura 5.6. Imágenes TEM. Crecimiento a) amorfo/epitaxial y b) epitaxial/epitaxial [17]

En la Figura 5.7 se muestra la imagen de la celda con depósito $\mu\text{c-Si/a-Si}$.

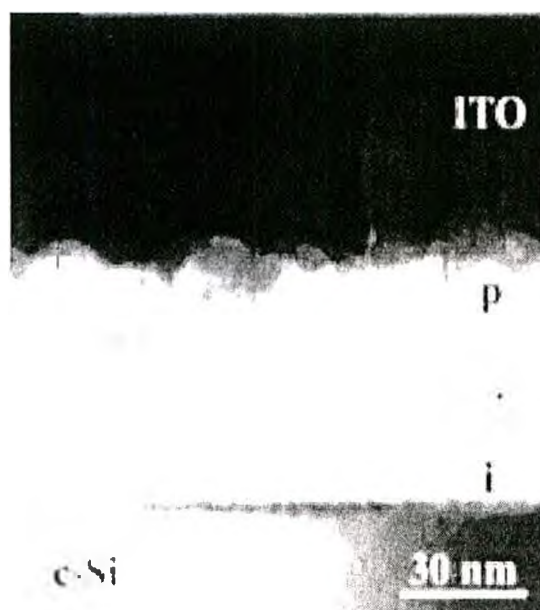


Figura 5.7. Imagen del TEM de la muestra con crecimiento $\mu\text{c-Si/amorfo}$ (CS75).

5.3.3.2 Caracterización eléctrica

Las celdas elaboradas se caracterizaron eléctricamente mediante la curva densidad de corriente en función de la tensión (J-V), iluminando el dispositivo con un simulador solar de espectro AM1. En la Figura 5.8 se muestran las curvas J-V típicas de las tres estructuras analizadas.

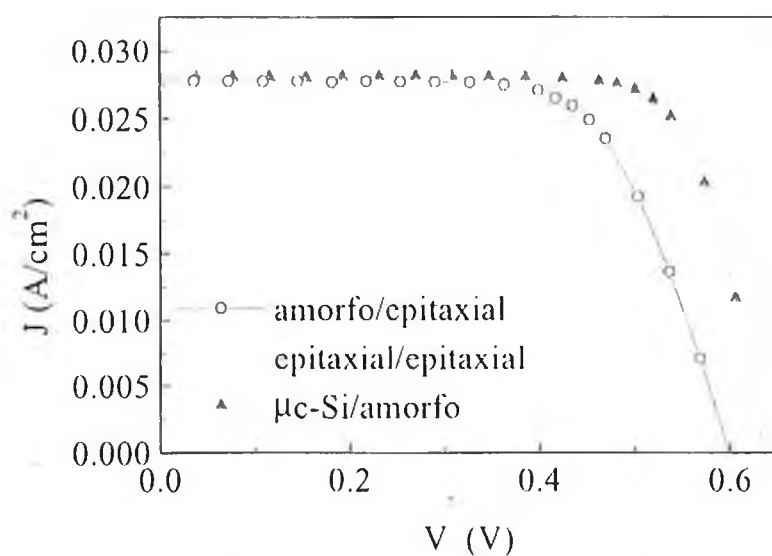


Figura 5.8. Curvas J-V características de las tres estructuras estudiadas.

En la Tabla 5.2 se presentan las características eléctricas de las celdas elaboradas en cada proceso, promediando solamente aquéllas que tienen la grilla de contacto con un factor de sombra de 4,5%; los demás valores resultaron similares a éstos.

Tabla 5.2. Características eléctricas de las celdas elaboradas

<i>Estructura emisor p / capa i</i>	Celda	J_{cc} (mA/cm²)	V_{ca} (mV)	FF	R_s (Ohm)	η (%)
<i>amorfo/epitaxial</i>	CS71	27,3	338	0,46	1,6	4,3
	CS72	27,7	600	0,65	2,05	10,7
<i>epitaxial/epitaxial</i>	CS67	30,65	361	0,38	3,95	4,2
	CS68	31,60	547	0,58	3,2	10,1
	CS70	30,88	449	0,62	1,35	8,6
	CS73	31,98	398	0,53	1,95	6,7
<i>μc/amorfo</i>	CS74	30,49	459	0,63	1,35	8,9
	CS75	28,08	637	0,765	1,25	13,7

5.3.4 Resultados

La estructura de la heterojuntura μc-si/a-Si/c-Si mostrada en la Figura 5.5-c presenta una capa completamente amorfa sin una interfaz epitaxial entre ésta y el c-Si, en buen acuerdo con la imagen de la Figura 5.7. El espesor de esta capa amorfa se encuentra en buen acuerdo con el obtenido mediante la simulación. Por su parte la interfaz entre el a-Si y el μc-Si es rugosa. En la simulación óptica esta rugosidad está representada por una capa con un determinado contenido de μc-Si y otro de a-Si. La capa amorfa es mayor a 20 nm lo cual indica que es probable que el emisor p crezca inicialmente amorfo para luego continuar cristalino después de los 20 nm. Debido a esto, la interfaz p/i no es visible ya que no coincide con la interfaz c-Si/a-Si.

Las características estructurales del crecimiento epitaxial/epitaxial pueden verse en la Figura 5.7 b. Los resultados de los ajustes ópticos también muestran que esta estructura está totalmente cristalizada (Figura 5.5 b).

Se ha observado que para distintas diluciones de SiH₄ en H₂ durante la deposición de la capa i se obtienen diferentes características del dispositivo [17]. En el proceso en donde no

se utilizó H_2 para diluir el SiH_4 , la capa i resultó completamente amorfa como puede verse en la Figura 5.7. Esta dilución influye en V_{ca} , la cual aumenta con la concentración de este gas durante el crecimiento de las capas intrínsecas [17]. Este aumento está relacionado con la calidad de esta capa dependiendo de la energía del gap, el dopaje y los espesores obtenidos.

El valor de V_{ca} obtenido en las celdas con estructura amorfo/epitaxial es mayor al obtenido en los dispositivos con depósitos epitaxial/epitaxial probablemente, debido a un mayor potencial en la juntura.

La mejor V_{ca} se obtuvo en la celda con la capa intrínseca amorfa, lo cual denota una muy buena pasivación de esta capa.

J_{cc} resultó mayor en las estructuras epitaxial/epitaxial. Esto se puede explicar desde un punto de vista óptico. Suponiendo que los emisores (amorfos y microcristalinos) son capas muertas desde el punto de vista de la generación, debido a la alta densidad de defectos, se asume que toda la fotocorriente es generada en la base. La diferencia radica en que el a-Si y μc -Si tienen distintos coeficientes de absorción. En emisores epitaxiales este coeficiente es menor, permitiendo la llegada de un mayor número de fotones al c-Si, verificándose un aporte mayor a la fotocorriente.

5.4 SIMULACIÓN DEL DISPOSITIVO

5.4.1 Parámetros iniciales

Se estudió el comportamiento de dispositivos de heterojuntura mediante el uso del programa de simulación D-AMPS [20]. Este programa simula el transporte de cargas en dispositivos de estado sólido. Resuelve numéricamente las tres ecuaciones que gobiernan los dispositivos semiconductores (la ecuación de Poisson y las ecuaciones de continuidad para huecos y electrones libres). Se pueden estudiar distintas estructuras y materiales, a partir de parámetros característicos como energía del gap, movilidad de portadores, coeficientes de absorción y concentraciones de dopaje, entre otros. Asimismo puede incluir estados anfóteros, defectos (*pool model*), recombinación banda-banda y Shockley-Read-Hall, dispersión producida por superficies rugosas, etc.. El programa permite evaluar, entre otras

características, las curvas IV bajo iluminación y en oscuridad, la respuesta espectral, la distribución del campo eléctrico en el dispositivo, concentración de portadores libres y atrapados.

La estructura seleccionada para la simulación es similar a la celda CS71 o CS72, siendo sus características las siguientes:

$$ITO (85nm) / p^+ a-Si:H (14nm) / i \mu c-Si:H (4nm) / n c-Si (500\mu m) / n^+ \mu c-Si:H (50nm) / Al$$

El ajuste de los parámetros de la simulación se realizó en base a la curva experimental de la respuesta espectral en condiciones de cortocircuito y la curva I-V bajo iluminación AM1.5.

Los índices de refracción de cada capa se obtuvieron a partir del ajuste de la reflectancia espectral de la celda seleccionada, según lo descrito en la sección 5.3.3.1. Estos valores se utilizaron como parámetros ópticos de entrada en el programa.

La energía de activación del a-Si:H tipo p (0,31 eV) se obtuvo de la medición a oscuras de la conductividad como función de la temperatura [21]. La densidad total de enlaces libres (*dangling bonds*) y otros parámetros de la banda de valencia de la capa p fueron obtenidas de la literatura, considerando mediciones experimentales en capas p de conductividad similar. Los demás parámetros eléctricos requeridos se consideraron dentro de los intervalos indicados en la bibliografía [22].

No existe en la bibliografía una representación confiable para los corrimientos de las bandas de energía (*offsets*) para cada interfaz entre las distintas capas. En particular, existen informes contradictorios en la literatura con respecto al tamaño de estas discontinuidades en los bordes de las bandas de valencia y de conducción en la interfaz a-Si:H/c-Si [23], por lo cual se decidió dividir estos valores en partes iguales para la banda de valencia y de conducción. Los parámetros eléctricos y ópticos de c-Si se obtuvieron de la literatura y la densidad de trampas en el medio del gap se ajustó de tal forma de reproducir el valor experimental del tiempo de vida medio de los portadores minoritarios.

La densidad de estados en el a-Si:H y en el μc -Si:H se representó mediante tres distribuciones gaussianas D^- , D^0 , y D^+ , cuyos picos de energía se localizan en la mitad inferior del gap (D^-), cerca del nivel de Fermi del material intrínseco (D^0), y en la mitad superior del gap (D^+), respectivamente. La densidad de defectos encerrada en cada gaussiana se fijó de

acuerdo con el modelo del pozo de defectos (*defect pool*) desarrollado por Powell y Deane [24]. Se eligió una relación de carga de 4 a 1 entre las cargas y defectos neutrales.

La energía de correlación utilizada fue de 0,2 eV y los picos de las gaussianas se fijaron separados entre sí en 0,3 eV. Las movilidades de electrones y huecos en el a-Si:H se tomaron $20 \text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{sec}^{-1}$ y $2 \text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{sec}^{-1}$, respectivamente, y en el $\mu\text{c-Si:H}$, estos valores se tomaron como el doble. La densidad efectiva de estados N_c y N_v fue de $2 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ y la sección eficaz fue $5 \times 10^{-15} \text{ cm}^2$ y $5 \times 10^{-16} \text{ cm}^2$ para estados cargados y neutrales, respectivamente.

5.4.2 Resultados

Utilizando el valor del espesor de ITO optimizado [18] se ajustó la respuesta espectral y la curva J-V de la celda solar bajo iluminación.

En la Figura 5.9 se muestra el mejor ajuste de la eficiencia cuántica obtenida en condiciones de cortocircuito. En la Tabla 5.3 se comparan los parámetros eléctricos experimentales y los obtenidos en este ajuste. Los efectos de R_s se tuvieron en cuenta incluyendo la caída en la tensión en la misma. Esta resistencia se determinó ajustando la curva dI/dV medida en oscuridad para valores altos de la tensión ($V > 0.5\text{V}$) [25].

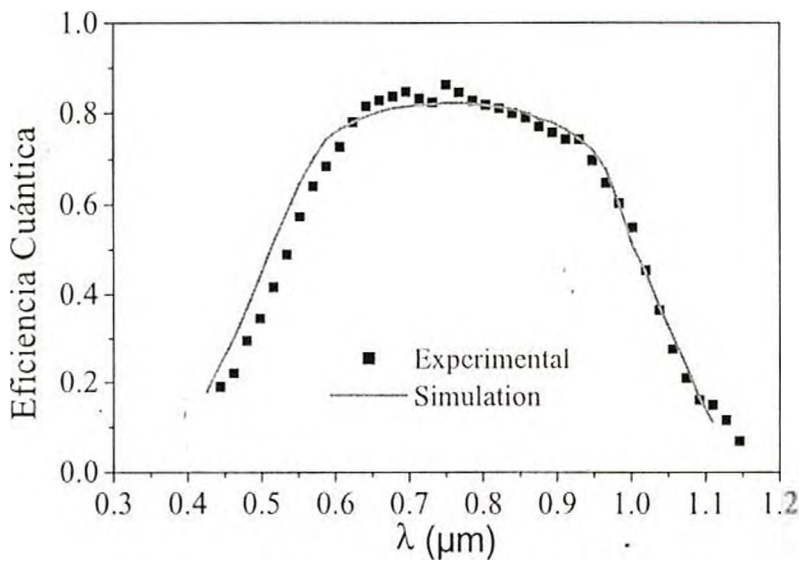


Figura 5.9. Eficiencia cuántica experimental y simulada para la estructura a-Si:H/c-Si.

Tabla 5.3. Datos experimentales y simulados obtenidos de la curva J - V bajo iluminación.

	J_{cc} (mA/cm ²)	V_{ca} (mV)	FF	η (%)
Simulación	28,8	604	0,73	12,87
Experimental	29,0	613	0,72	12,80

5.5 CONCLUSIONES

La técnica de deposición PECVD es ampliamente utilizada para producir películas delgadas semiconductoras mediante un proceso a baja temperatura. La misma permite obtener semiconductores con diferentes dopajes cambiando el gas utilizado en el proceso.

Se elaboraron un conjunto de celdas entre los cuales se obtuvo la máxima J_{cc} en el dispositivo con depósito epitaxial, aunque la pasivación de la superficie frontal de la base es inferior. Como se explicó anteriormente, el mayor valor de J_{cc} está asociado al coeficiente de absorción menor de estas películas.

La pasivación del c-Si de la base parece esencial en el desempeño de este tipo de celdas. V_{ca} resulta sensible a la concentración de SiH_4 durante la deposición de la capa intrínseca, la cual determina la calidad de la película. El valor máximo de V_{ca} (637 mV) se logró en la muestra con depósito μc -Si/a-Si (CS75). Estas celdas llegaron al 13,7% de eficiencia con el sustrato de c-Si completamente plano. Elaborando esta misma estructura sobre obleas texturadas esta eficiencia podría aumentarse, así como también con la optimización de la grilla de contacto.

Por último, como se puede observar en la Figura 5.9 y en la Tabla 5.3, se reproducen satisfactoriamente las características experimentales del dispositivo.

Para completar la simulación de esta celda se podría determinar el mínimo espesor de a-Si tipo p necesario para maximizar el potencial *built-in* y los parámetros eléctricos (J_{cc} , V_{ca} y FF) de la celda solar. Sin embargo, algunos estudios preliminares, no incluidos en esta Tesis, indican que la capa p de los dispositivos con heterojuntura es una capa muerta y aproximadamente el 90% de pares electrón-hueco generados en esta capa se pierden por

recombinación. Más aún, las pérdidas por difusión posterior de electrones y huecos en los contactos son despreciables, por lo cual las pérdidas eléctricas más significativa en el dispositivo tienen lugar en el c-Si.

En el Capítulo 7 se muestran estudios teóricos y experimentales para evaluar, en este tipo de celdas, el daño por radiación similar a la existente en el espacio.

Referencias Capítulo 5

- 1 W.Fuhs, R. Klem. *Thin-Film solar cell- Overview*. 2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion, pág. 381 (1998)
- 2 S. Guha, J. Yang, A. Barnasee, K. Hoffman, S. Sugiyama, J. Call, S. Jones, X. Deng, J. Doehler, M. Izu, H.C. Ovshinsky. *Triple-junction amorphous silicon alloy PV manufacturing plant of 5 MW annual capacity*. Proceedings of 26th IEEE Photovoltaics Specialist Conference, pág. 607 (1997).
- 3 T. Sasaki, M. Ryoji, Y. Ichikawa, M. Tohkai. *Deposition of microcrystalline silicon by electron beam excited plasma*. Solar Energy Materials and Solar Cells **49** pág. 81 (1997).
- 4 M. Imaizumi, T. Ito, K. Okitsu, K. Yamaguchi, T. Hara, M. Ban, M. Tokai, K. Kawamura. *Growth of microcrystalline silicon film by electron beam excited plasma CVD without hydrogen dilution*. 2nd World Conference on Photovoltaic Solar Energy Conversion, pág. 1758 (1998).
- 5 T. Ito, K. Yamaguchi, K. Okitsu, M. Imaizumi, I. Konomi, M. Yamaguchi, T. Hara, M. Ban, M. Tokai, K. Kawamura. *Hydrogen content in microcrystalline silicon films formed by electron beam excited plasma CVD*. 2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion, pág. 774 (1998).
- 6 M. Tanaka, M. Taguchi, T. Matsuyama, T. Sawada, S. Tsuda, S. Nakano, H. Hanafusa, Y. Kuwano. *Development of New a-Si/c-Si Heterojunction Solar Cells: ACJ-IIT (Artificially Constructed Junction-Heterojunction with Intrinsic Thin-Layer)*. Japanese Journal Applied of Physics **31**, pág.3518 (1992).
- 7 A. Madan, M. Shaw. *The physics and applications of amorphous semiconductors*. Academic Press (1988).
- 8 S. C. Saha, S. Ray. *Development of highly conductive n-type mu c-Si:H films at low power for device applications*. Journal of Applied of Physics **78**, pág.5713 (1995).
- 9 M. Kolter, C. Beneking, D. Pavlov, T. Eickhoff, P. Hapke, S. Frohahoff, H. Munder, H. Wagner. *Highly conductive microcrystalline n-layers for amorphous silicon stacked solar cells: preparation , properties, and device application*. 23rd IEEE Photovoltaics Specialist

- Conference, pág. 1031 (1993).
- 10 D.S. Ruby, W.L. Wilbanks, C.B. Fleddermann. *A statical analysis of the effect of PECVD deposition parameters on surface and bulk recombination in silicon solar cells*. First WCPEC, Hawaii, EEUU, pág. 1335 (1994)
 - 11 F. Fungler et al., Materials Research Society Symposium Proc., pág. 452, (1997).
 - 12 S. Oda et al., Materials Research Society Symposium Proc., pág. 358, (1997).
 - 13 S. Veprek. Pure and Applied Chemic, **54** (6) pág. 1197 (1982).
 - 14 R.A. Street. *Hydrogenated Amorphous Silicon*. Cambridge University Press, 1991.
 - 15 J. Perrin. *Plasma deposition of amorphous silicon-based materials*. Academic Press (1991).
 - 16 R. Rizzoli, C. Summonte, J. Pla, E. Centurioni, R. Pinghini, A. Desalvo y F. Zignani, *Plasma Deposition of amorphous free microcrystalline Silicon films thinner than 20nm*. 16th EPVSEC, Glasgow (UK), pág. 593 (2000).
 - 17 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** pág. 248 (2002).
 - 18 J. Plá, M. Tamasi, R. Rizzoli, M. Losurdo, E. Centurioni, C. Summonte, F. Rubinelli. *Optimization of ITO layers for applications in a-Si/c-Si heterojunction solar cells* Thin Solid Films **425** 1(2), pág.185 (2002).
 - 19 D. Bruggeman, Ann. Physics. **24**, pág. 636 (1953).
 - 20 F.A.Rubinelli, R.E.I. Schropp. *Sensitivity of the a-Si:H based solar cell current-voltage characteristics to the adopted model for the density of states*. Proceedings of the 2nd World Conference on Photovoltaic Solar Energy Conversion, pág. 998 (1998).
 - 21 R. Pinghini. Tesis de doctorado, Universidad de Bologna - Italia (1998).
 - 22 S.J. Fonash. *Solar cell device physics*. Academic Press (1981).
 - 23 M.W.M. van Cleef, F.A. Rubinelli, R. Rizzoli, R. Pinghini, R.E.I. Schropp, W.F. van der Weg. *Amorphous Silicon Carbide/Crystalline Silicon Heterojunction Solar Cells: A Comprehensive Study of the Photocarrier Collection*. Japanees Journal Applied of Physics

- 37, pág. 3926 (1998), y sus referencias.
- 24 M.J.Powel, S.C.Deane. *Defect-pool model and the hydrogen density of states in hydrogenated amorphous silicon*. Physical Review B **53**, pág. 10121 (1996).
- 25 J. Plá, E. Centurioni, R. Pinghini, C. Summonte, R. Rizzoli, F. Zignani, A. Desalvo. *Low temperature fabrication process for μ c-Si/c-Si heterojunction solar cells*. Proceedings of the 16th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Glasgow, pág. 597 (2000).

Capítulo 6

DAÑO POR RADIACIÓN EN CELDAS SOLARES DE SILICIO

Se estudió la degradación de los parámetros eléctricos y electrónicos de celdas solares de Si cristalino elaboradas en el Grupo Energía Solar de la CNEA, bajo los efectos de la irradiación con protones y electrones. En el marco de esta Tesis se realizó el análisis de la degradación de los parámetros eléctricos de las celdas irradiadas. Asimismo, se realizaron simulaciones teóricas con el fin de verificar la relación entre las características eléctricas de las celdas de Si y la vida media de los portadores minoritarios en la base, para luego poder calcular el coeficiente de daño en este tipo de celdas.

6.1 INTRODUCCIÓN

Las celdas solares utilizadas en el espacio como fuente de alimentación eléctrica de satélites artificiales están sometidas al bombardeo de partículas cargadas de diversas energías. Este bombardeo introduce defectos en los materiales que constituyen las celdas, deteriorando, en consecuencia, sus propiedades electrónicas. Los ensayos de daño por radiación realizados en Tierra, bajo condiciones controladas y normalizadas, permiten estudiar la resistencia de los dispositivos fotovoltaicos al ambiente espacial y predecir el comportamiento de los mismos al final de su vida útil, pudiéndose realizar entonces un diseño apropiado de los paneles solares de un satélite. Las principales fuentes de radiación que afectan la vida útil de los paneles solares de los satélites que orbitan alrededor de la Tierra son los protones y electrones atrapados por el campo magnético terrestre y los producidos por las erupciones solares, dependiendo el flujo de partículas de la órbita en cuestión. Otras fuentes de daño, no

relevantes en el espacio pero sí de posible utilidad para la caracterización de dispositivos, son los neutrones y los rayos γ [1].

Las partículas cargadas que provienen del ambiente espacial poseen una energía cinética que, al atravesar un medio material como la celda solar, se reduce como consecuencia de las interacciones coulombianas con los electrones y con los núcleos de los átomos de la red. Asimismo, dicha energía cinética inicial determina la profundidad de penetración de las partículas dentro del dispositivo. Si bien también existen interacciones nucleares, no son relevantes en este caso. El daño permanente es causado por las colisiones de las partículas incidentes con los átomos de la red que son desplazados de su posición en la misma. Estos átomos, denominados PKA (*Primary Knock-on Atom*), pueden a su vez, dependiendo de la energía recibida, desplazar a otros átomos del material, dando origen a una cascada de desplazamientos. Ésta evoluciona hasta disipar toda la energía entregada por la colisión inicial, dejando detrás complejos de intersticios y vacancias que evolucionan o se aniquilan hasta formar una estructura estable de defectos. El conjunto de los defectos generados provoca la degradación de las propiedades de conducción y de vida media de los portadores minoritarios de las celdas (ver, por ejemplo, refs. 2 y 3).

Howe et al. [4], observaron mediante microscopía electrónica de transmisión que en el silicio irradiado con iones pesados se producen regiones de material amorfo. Muy diferente es el caso de irradiaciones con electrones, donde aún para irradiaciones a 1 MeV la energía transferida es tan baja que producirá solamente algunos pares intersticial-vacancia (pares de Frenkel); para energías menores a 700 keV el daño es despreciable. Luego, la estructura de daño va a ser consecuencia de la migración de los defectos producidos tanto por electrones como por protones, formando distintos tipos de lazos de dislocaciones. Para el Si, dicha estructura es fuertemente dependiente del dopaje [5].

Para fluencias de partículas en los intervalos de interés, la variación de la inversa de la vida media de portadores minoritarios de la base en celdas solares (τ_{base}^{-1}) es proporcional a la fluencia (Φ) (ver, por ejemplo, ref. 6) siendo el coeficiente de daño k_r la constante de proporcionalidad, según:

$$\frac{1}{\tau} = \frac{1}{\tau_0} + k_r \Phi \quad (6.1)$$

donde k_r está dada por:

$$k_r = \sigma v_{th} F_c P_R \quad (6.2)$$

siendo τ_0 el tiempo de vida media de los portadores minoritarios de la base antes de la irradiación, σ la sección eficaz de captura, v_{th} la velocidad térmica $((3k_B T/m)^{1/2})$, F_c la probabilidad de Fermi de ocupación del centro de recombinación generado y P_R el número de centros de recombinación por unidad de área generado por cada partícula.

La disminución de la vida media se manifiesta en la variación de los parámetros eléctricos de la celda: potencia generada, tensión a circuito abierto (V_{ca}) y corriente de cortocircuito (I_{cc}), con la dosis de irradiación. Comúnmente se presentan las variaciones de I_{cc} y V_{ca} para caracterizar el daño por radiación en celdas fotovoltaicas.

Usualmente se utiliza también la ecuación 6.1 expresada en función de la longitud de difusión de los portadores minoritarios (L_d) según la relación $L_d^2 = D_n \tau$, donde D_n es el coeficiente de difusión de los portadores minoritarios (en este caso electrones) en la base. Así, la ecuación 6.1 se transforma en

$$\frac{1}{L_d^2} = \frac{1}{L_{d0}^2} + k_L \Phi \quad (6.3)$$

donde k_L y k_r se relacionan a través del coeficiente de difusión D_n .

El gran intervalo de energías que presentan los electrones y protones en el espacio, como asimismo las distintas incidencias posibles sobre la celda solar, hacen necesario definir el concepto de daño equivalente producido por partículas de energía definida y apropiada para la realización de ensayos en laboratorio. Está en desarrollo una norma internacional acerca de los ensayos de daño por radiación en celdas para uso espacial (ISO/TC 20/SC14), en la cual se acepta que electrones de 1 MeV y protones de 10 MeV resultan apropiados para dichos ensayos [7].

Dado que no existe una cámara de ensayos con la que se pueda reproducir el campo de radiación que reciben las celdas en el espacio, es necesario utilizar métodos para correlacionar el daño en el espacio con el producido en laboratorio. En Tierra se realizan irradiaciones con protones, electrones o iones de energía definida, sin reproducir el espectro de energías que reciben las celdas en el espacio. Actualmente existen dos métodos utilizados en las misiones

espaciales, uno desarrollado en el Jet Propulsion Laboratory (JPL) [8, 9]] y otro en el Naval Reserch Laboratory (NRL) [1], y está en desarrollo un nuevo método en CNEA [10]. El objetivo de todos ellos es obtener la fluencia de partículas necesaria con la que se debe irradiar la celda en laboratorio, de forma tal de emular la degradación de las propiedades eléctricas al final de su vida útil en el espacio para una misión determinada.

Se realizaron diversas experiencias de irradiación con protones de dos energías distintas y con electrones, presentándose en este capítulo los resultados experimentales y algunas simulaciones numéricas que muestran la degradación de los parámetros eléctricos de las celdas de Si. Asimismo, se reportan mediciones de la vida media de portadores minoritarios de la base para distintas fluencias de irradiación, el coeficiente de daño calculado y mediciones de respuesta espectral de los dispositivos ensayados, antes y después de la irradiación. Finalmente, se realizó la comparación de dosis equivalentes entre electrones y protones.

6.2 SIMULACIONES TEÓRICAS

Con el propósito de estudiar la degradación de las características eléctricas de las celdas de Si elaboradas con la variación de la inversa de vida media de los portadores minoritarios de la base (τ^{-1}), se realizaron simulaciones de celdas n^+pp^+ iluminadas por la zona n^+ con el programa de simulación unidimensional de dispositivos PC-1D5 [11].

Las características de las celdas simuladas se definieron a partir de valores medidos (resistividad, resistencia de capa, τ_{eff} , curva IV, entre otros), ajustando aquellos parámetros no medidos de manera de poder reproducir los datos experimentales. Dichas características se muestran a continuación:

- Área de la celda: 800 mm^2
- Base: Si tipo p,
resistividad: $\rho = 1 \text{ } \Omega \text{ cm}$,
dopaje: $N_A = 1,5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$
- Emisor frontal n^+ : perfil de concentración gaussiano,

dopaje superficial: 10^{20} cm^{-3} ,

profundidad de juntura: $0,8 \text{ }\mu\text{m}$,

R_c : $85 \text{ }\Omega/\text{cuad}$.

Velocidad de recombinación superficial: 100 cm/seg ,

- Emisor posterior p^+ : perfil de concentración función error complementaria,

dopaje superficial: $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$,

profundidad de juntura: $2 \text{ }\mu\text{m}$,

R_c : $289 \text{ }\Omega/\text{cuad}$.

Velocidad de recombinación superficial: 10^6 cm/seg

- Tiempo de vida media de portadores de la base inicial ($\tau_{0\text{base}}$): $11 \text{ }\mu\text{s}$ (L_{d0} : $180 \text{ }\mu\text{m}$)

En la Figura 6.1 se presenta la variación de los parámetros eléctricos, normalizados al valor inicial, en función de τ_{base}^{-1} .

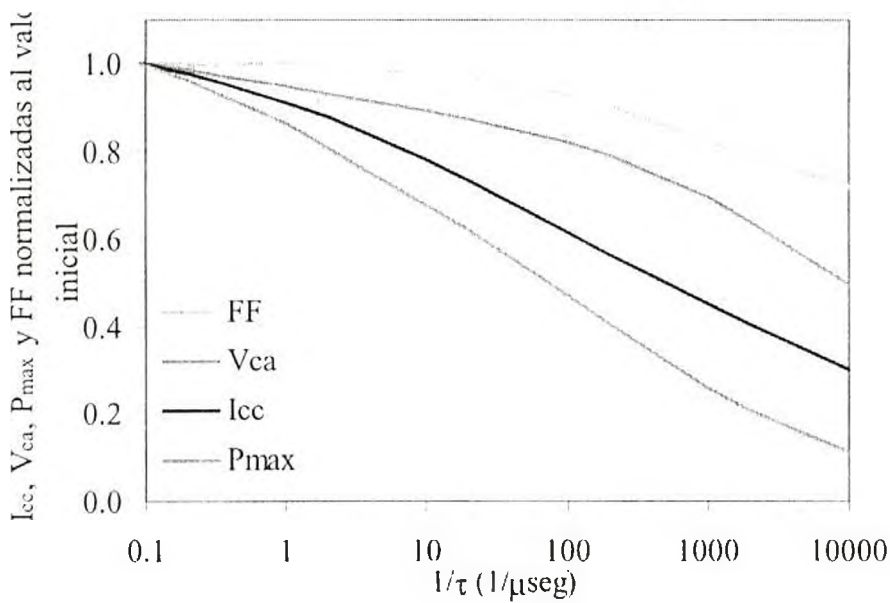


Figura 6.1. Parámetros eléctricos, normalizados al valor inicial, en función de la inversa de la vida media de los portadores minoritarios en la base.

A fin de analizar el efecto de la iluminación en el experimento se estudió también la variación de I_{cc} con τ_{base}^{-1} para distintos espectros (Figura 6.2): AM0, AM1.5, lámpara de tungsteno con reflector dicróico y luz monocromática con dos longitudes de onda, 500 y

900 nm. Asimismo, se analizaron distintas intensidades de la luz incidente entre 1 kW/m^2 y $0,4 \text{ kW/m}^2$, verificándose que la variación normalizada resultó independiente de la misma.

Se puede observar que para la menor longitud de onda analizada (500 nm), I_{cc} disminuye al 60 % del valor inicial en el intervalo analizado, mientras que para 900 nm la variación es mucho mayor, llegando a superar la degradación de la misma en un 90 %. Esto es consistente con el hecho de que el coeficiente de absorción disminuye con el incremento de la longitud de onda, en consecuencia, el efecto de la disminución del tiempo de vida media es más importante para estas longitudes de onda. En los casos de los espectros AM0, AM1.5 y de la lámpara de tungsteno no se encontraron mayores diferencias.

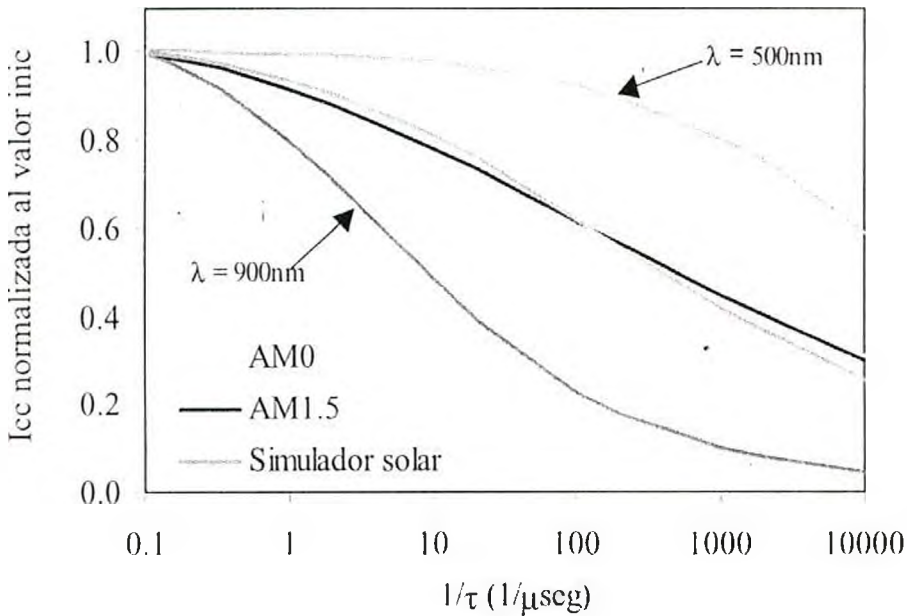


Figura 6.2. Dependencia del cambio de I_{cc} con de la inversa de la vida media de los portadores minoritarios para las distintos espectros de iluminación.

El efecto de la disminución de τ , y por lo tanto de L_d , sobre la respuesta espectral se observa para longitudes de onda relativamente largas debido a que gran parte de los fotones correspondientes se absorben lejos de la juntura. A medida que L_d disminuye, debido a los efectos de la radiación, los portadores pueden recorrer distancias menores sin recombinarse, así existe una menor contribución a la corriente de cortocircuito para estas longitudes de onda, como se observa en la Figura 6.3.

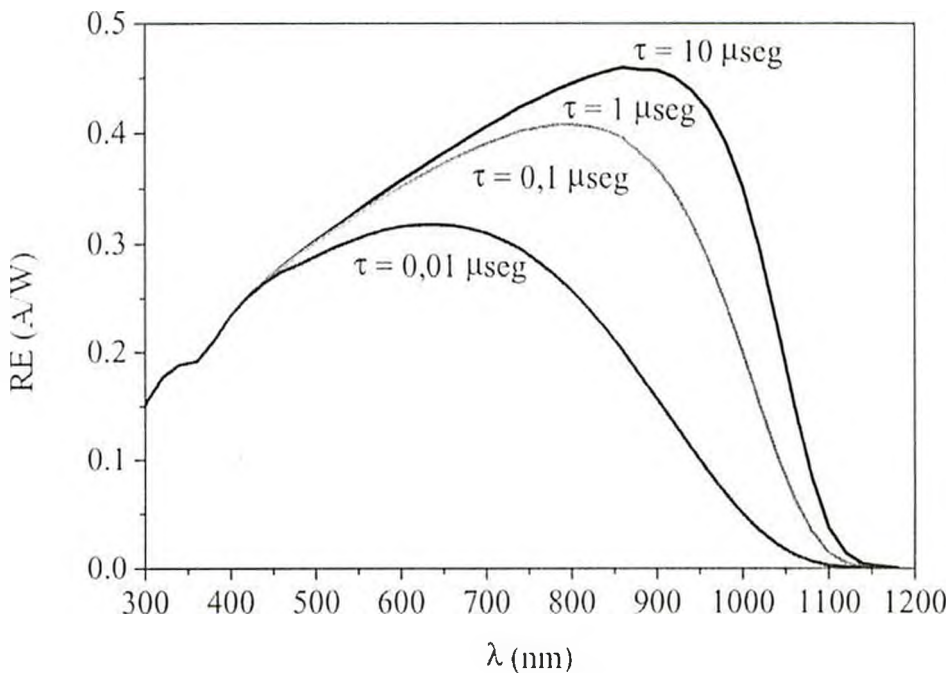


Figura 6.3. Variación de la respuesta espectral con la disminución del τ .

6.3 DISEÑO DE LA EXPERIENCIA

En la CNEA se dispone de dos aceleradores donde se pueden realizar las experiencias de irradiación con protones: el Laboratorio TANDAR del Departamento de Física del Centro Atómico Constituyentes y el Ciclotrón del Centro Atómico Ezeiza. Luego de algunas experiencias preliminares realizadas en el Ciclotrón [12], se desarrolló un experimento que utiliza el acelerador electrostático tipo tandem de 20 MV máximo en el terminal, denominado TANDAR. Este acelerador permite extraer el haz de protones al aire, con una corriente entre 1 y 5 nA. Cabe destacar que el diseño de esta experiencia fue realizado por el Dr. M. Alurralde, utilizando equipamiento desarrollado por el Grupo Energía Solar, contándose con la colaboración para la realización del experimento del Grupo de Espectroscopía Nuclear del Departamento de Física de la CNEA [13].

Las celdas fueron irradiadas con protones de 8 y 10 MeV de energía; en la Figura 6.4 se muestra esquemáticamente el montaje y una foto del equipo montado frente a la línea del haz externo [14].

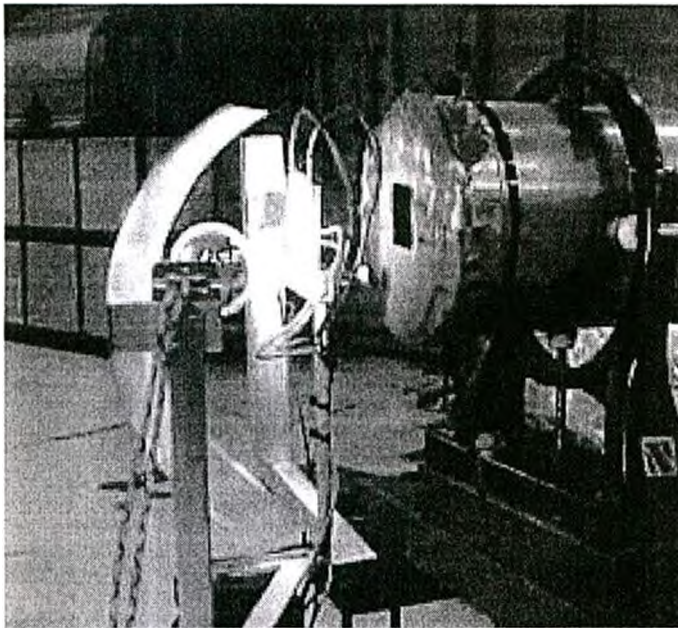
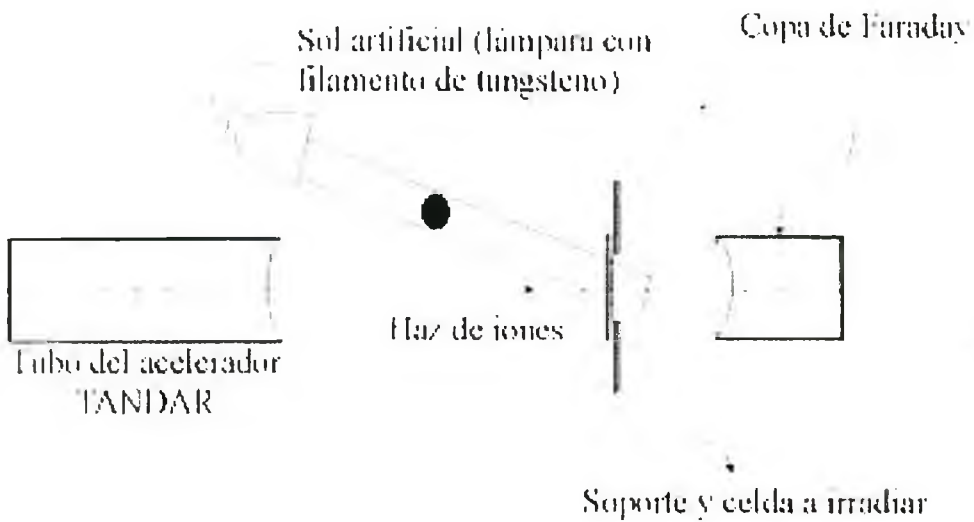


Figura 6.4. Esquema y foto del equipo utilizado en la irradiación en la línea externa del acelerador TANDAR del Centro Atómico Constituyentes de la CNEA.

Se midió la curva corriente-tensión (I-V) de las celdas previamente a la irradiación, repitiéndose la medición al aumentar la fluencia un orden de magnitud entre 10^8 y 10^{13} protones/cm². El flujo se mantuvo por debajo de $1,2 \times 10^9$ p cm⁻² seg⁻¹ [15].

Las muestras fueron irradiadas hasta alcanzar cada una de las dosis preestablecidas, momento en el cual se cortaba el haz y se procedía a medir la curva I-V en forma remota, o sea sin acceder a la sala de irradiación. La corriente del haz sobre la muestra se variaba de manera de tratar de tener tiempos razonables entre dosis; estos lapsos iban desde alrededor de

ocho segundos hasta más de tres horas.

La irradiación con electrones se realizó en el acelerador LINAC del Centro Atómico Bariloche de la CNEA. La disposición y metodología del experimento fue idéntica a la irradiación con protones.

6.4 IRRADIACIÓN CON PROTONES

6.4.1 Primera experiencia

6.4.1.1 Desarrollo

Los objetivos de la primera irradiación de celdas solares realizada con el acelerador TANDAR de la CNEA fueron:

- Observar el comportamiento de las celdas bajo irradiación.
- Estudiar posibles mejoras al equipamiento diseñado, localizar posibles fuentes de problemas, tanto de parte del acelerador como de los equipos de medición. Evaluar posibles problemas debido a la radioactividad inducida por la irradiación en las muestras, soportes, etc..
- Adquirir experiencia en la medición de celdas durante la irradiación.

En este primer experimento se irradiaron tres muestras (271-06, 271-07 y 271-15) elaboradas en el GES de la CNEA. Se utilizaron celdas rectangulares de 20 mm por 40 mm de lado, sin vidrio de protección, elaboradas a partir de obleas de Si monocristalino de origen comercial tipo Czochralski, dopadas con B y con una resistividad de aproximadamente 1 Ωcm . Poseían una estructura n^+pp^+ , con una resistencia de capa (R_c) en la cara frontal de 90 $\Omega/\text{cuad.}$ y contactos metálicos frontal (tipo grilla) y posterior formados por una multicapa de Ti-Pd-Ag. La vida media efectiva de estas celdas medida mediante la técnica OCVD era aproximadamente 6 $\mu\text{seg.}$

Las celdas fueron irradiadas con protones de 10 MeV de energía, por la parte frontal. Como ya se mencionó, se midió la curva I-V antes de la irradiación y para distintas fluencias

entre 10^8 y 10^{13} p/cm².

6.4.1.2 Resultados experimentales

La curva I-V se midió a través de una carga electrónica, iluminando la celda con una lámpara de tungsteno con reflector dicroico. Estas mediciones no se realizaron a temperatura controlada y después de cada irradiación se repitió la medición de la curva tres veces, encendiendo y apagando la lámpara, para verificar repetibilidad. En la Figura 6.5 se muestra la degradación de la curva IV de una de las celdas irradiadasa.

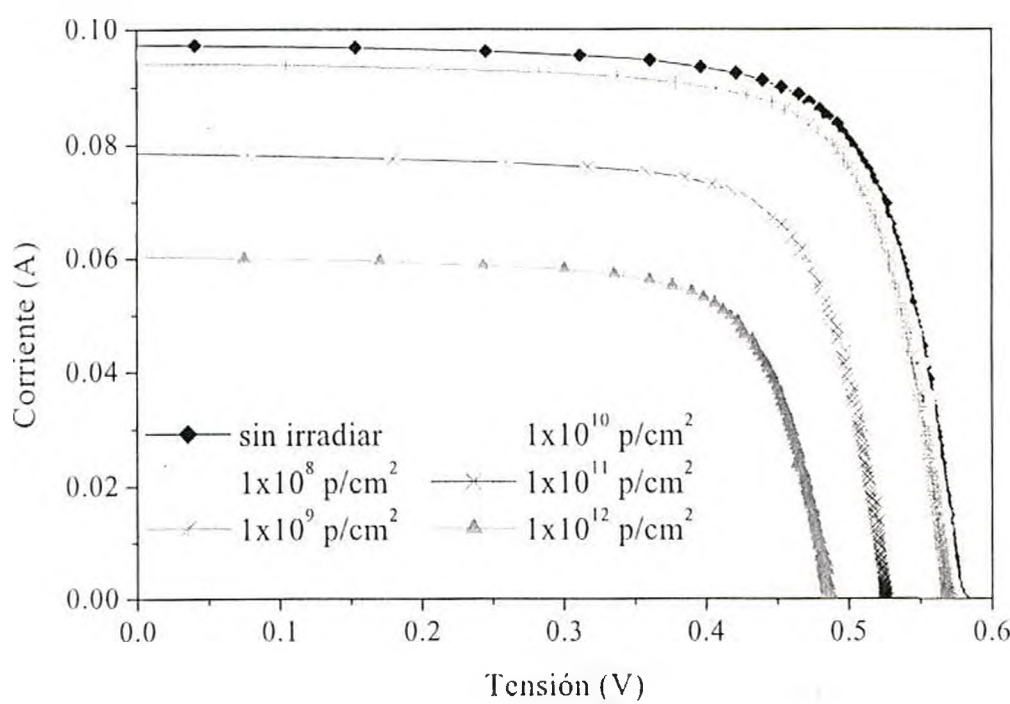


Figura 6.5. Degradación de la curva I-V de una celda de Si irradiada con protones.

Se obtuvieron V_{ca} , I_{cc} , $P_{m\acute{a}x}$ y FF, para cada una de las curvas. Estos parámetros, que caracterizan el comportamiento de las celdas, normalizados a los valores iniciales de la celda sin irradiar, se graficaron en función de la fluencia para las tres celdas analizadas (Figura 6.6). Como era de esperar y de acuerdo con las simulaciones teóricas realizadas, la degradación afecta en mayor medida a la corriente generada que a la tensión, lo cual se refleja en una importante disminución de I_{cc} y de la potencia. El efecto, en cambio, es menor sobre V_{ca} y FF.

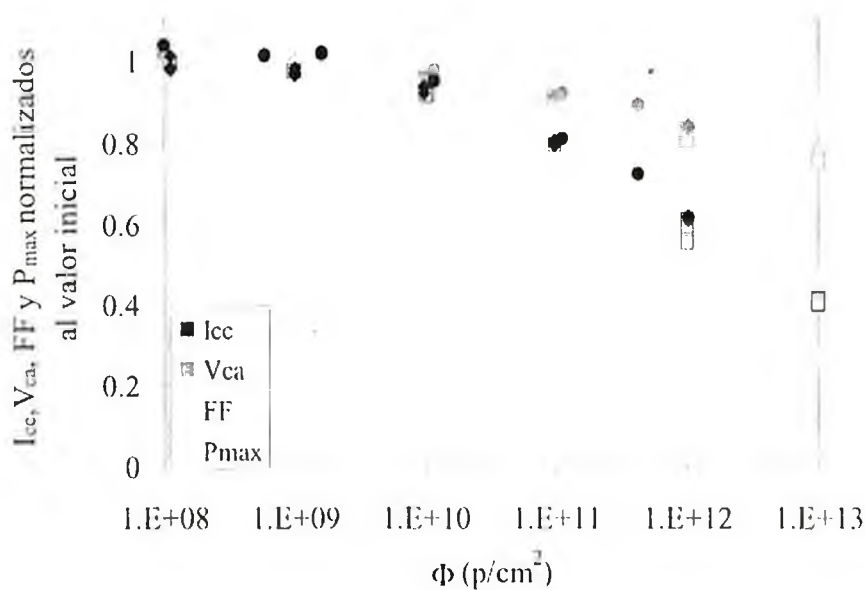


Figura 6.6. Parámetros eléctricos, normalizados al valor inicial, en función de la fluencia para las tres celdas analizadas (cada color representa a los distintos parámetros y los diferentes símbolos corresponden a distintas celdas).

Se midió la respuesta espectral de una celda (271-15) antes y después de la irradiación, como muestra la Figura 6.7.

En base a la medición de la curva I-V y τ_{ef} , se simuló la celda (271-15) con el programa PC1D5. El τ_{base} final calculado para esta celda fue 0,08 μseg que equivale a una longitud de difusión $L_d = 16 \mu\text{m}$. Así, para longitudes de onda mayores que 550 nm la profundidad de penetración de la luz es mayor que L_d calculada y por lo tanto estas longitudes de onda contribuyen en menor medida a I_{cc} .

Cabe destacar que las características del dispositivo simulado fueron ajustadas de manera tal de reproducir los parámetros eléctricos medidos. Se observa que este ajuste permite también reproducir razonablemente la respuesta espectral.

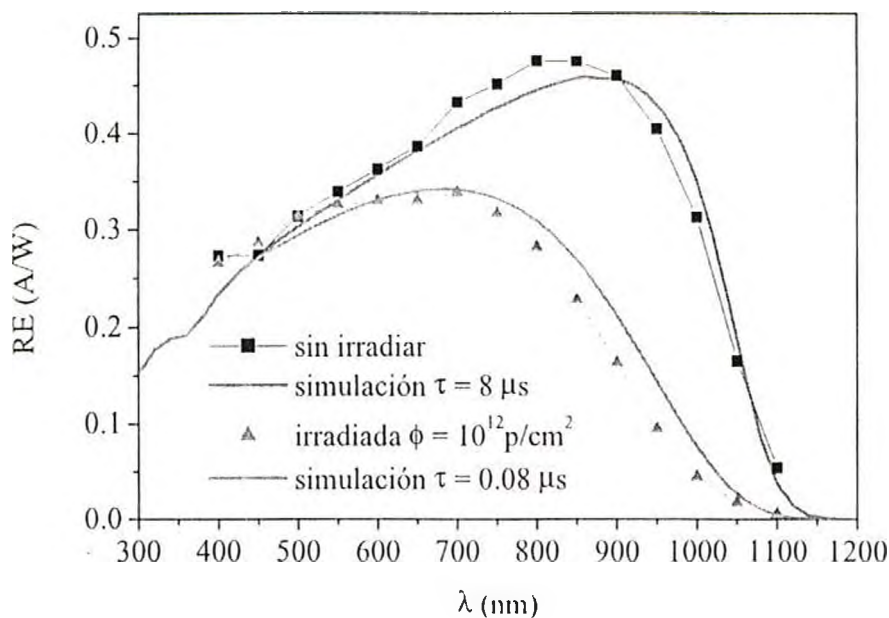


Figura 6.7. Respuesta espectral medida y simulada de una celda (271-15) antes y después de la irradiación con protones.

6.4.2 Segunda experiencia

6.4.2.1 Desarrollo

Se realizó una segunda experiencia de irradiación de celdas fotovoltaicas en el mismo acelerador, nuevamente con protones de 10 MeV. Se irradiaron tres celdas solares de Si cristalino sin el vidrio de protección, pero en este caso con distintas fluencias: 10^8 , 10^9 y 10^{10} p cm⁻². El objetivo fue verificar resultados teóricos y permitir la medición de la vida media efectiva τ_{ef} utilizando la técnica OCVD, para dosis intermedias con respecto a las usadas en la primera experiencia. Las celdas irradiadas (271-04, 271-06 y 271-20) provenían del mismo proceso de elaboración que las utilizadas en el primer experimento.

El ensayo se llevó a cabo de manera similar al anterior, agregándose en el montaje un radiómetro desarrollado en el laboratorio del GES, para obtener una mayor repetitividad en la irradiancia de la luz utilizada para la medición de la curva I-V.

6.4.2.2 Resultados experimentales

En la Tabla 6.1 se muestran los valores de τ_{ef} medidos con la técnica OCVD antes y

después de cada irradiación.

Tabla 6.1. Valores de los tiempo de vida media efectiva de portadores minoritarios medidos antes y después de cada irradiación.

Celda	Fluencia (p/cm ²)	τ_{ef} medido (μ seg)
271-08	s/ irradiar	7,0
	0,94 x 10 ⁸	6,9
271-20	s/ irradiar	6,0
	9,94 x 10 ⁸	5,9
271-04	s/ irradiar	5,9
	9,94x 10 ⁹	3,1

6.4.3 Tercera experiencia

6.4.3.1 Desarrollo

Se realizó una tercera experiencia de irradiación de celdas fotovoltaicas con protones. Se utilizó la misma disposición y la misma la línea externa del acelerador Tandar.

Se irradiaron celdas por la cara posterior para poder observar las diferencias con las experiencias anteriores. Se utilizaron protones de 8 MeV para simular la dosis el daño producido en el espacio sobre una celda similar con vidrio frontal de 150 μ m, de acuerdo con un modelo propuesto por M. Alurralde [10].

Se seleccionaron cuatro celdas de Si sin vidrio de protección. Dos de ellas (271-5 y 296-1) fueron irradiadas por la cara frontal con protones de 10 MeV y fluencias entre 10⁸ y 10¹¹ p/cm². Los otros dos dispositivos (296-2 y 296-4) se irradiaron, uno por la cara frontal y el otro por la cara posterior, con protones de 8 MeV y fluencia máxima 10¹² p/cm².

6.4.3.2 Resultados experimentales

En la Figura 6.8 se muestra la disminución de I_{cc} para celdas irradiadas con 10 MeV desde la cara frontal de la celda y con 8 MeV desde la parte frontal y posterior. En la Figura 6.9 se observa la degradación de V_{ca} , también para los tres casos.

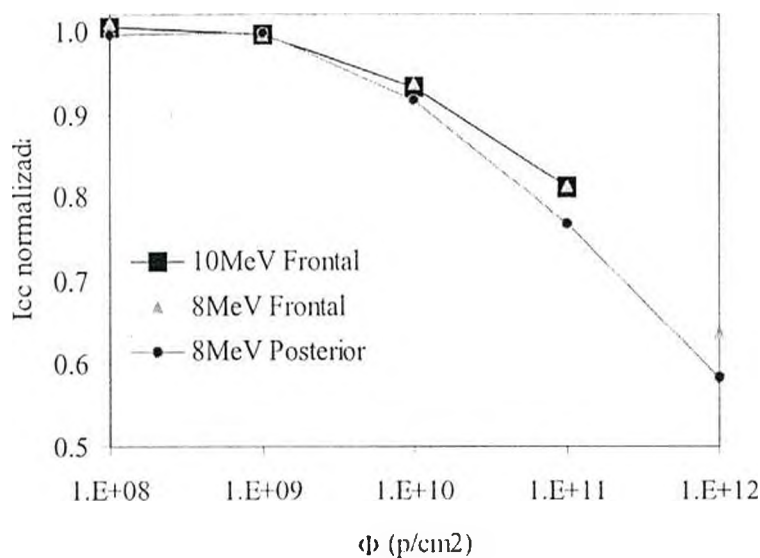


Figura 6.8. Degradación de I_{cc} producida por la irradiación con protones.

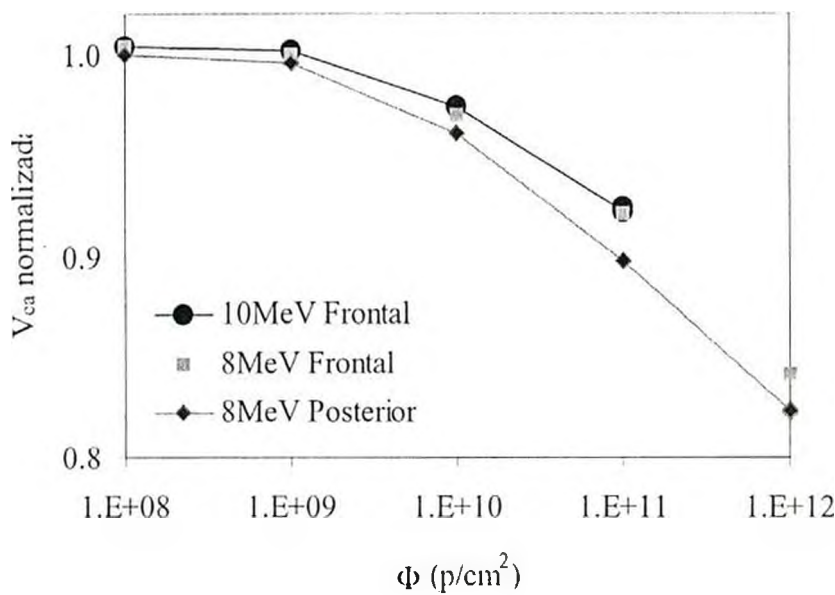


Figura 6.9. Degradación de V_{ca} producida por la irradiación con protones.

Se observa que la irradiación a 10 MeV por la cara frontal reproduce las curvas normalizadas obtenidas en las anteriores experiencias.

La variación en V_{ca} para las celdas irradiadas frontalmente con 8 y con 10 MeV no presentan diferencia. En cambio, para la celda irradiada por la cara posterior, la diferencia en los parámetros eléctricos es de alrededor de un 3 % para la dosis final.

6.5 IRRADIACIÓN CON ELECTRONES

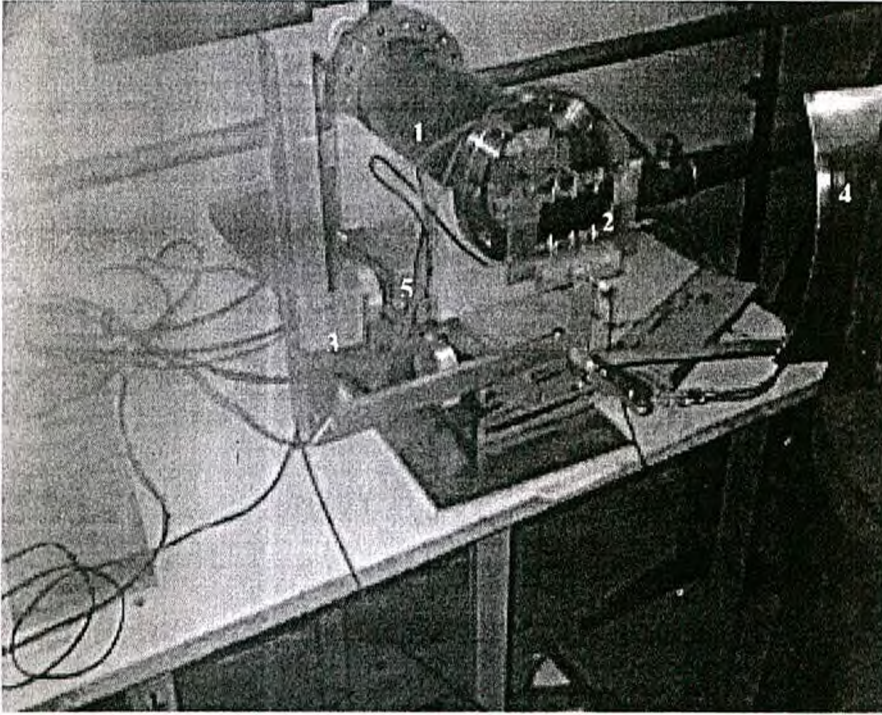
La irradiación con electrones en materiales produce ionización en los átomos. Las partículas incidentes colisionan con átomos de la estructura del cristal, liberando electrones exteriores y creando una corriente proporcional al número de partículas. La energía liberada no sólo se convierte en calor sino que puede desplazar átomos de la estructura cristalina, produciendo daños por desplazamiento. Los sitios vacantes son eléctricamente activos, causando reducción de la longitud de difusión de los portadores minoritarios y de la vida media en la región de la base de las celdas solares. Así, este daño se manifiesta en la disminución de los parámetros eléctricos.

La energía de los electrones que se utilizan en los estudios de daño por radiación en celdas para uso espacial abarcan de algunas décimas de MeV a 3 MeV y fluencias hasta 10^{15} o 10^{16} e/cm².

No fue posible realizar experiencias con electrones de 1 MeV (energía normalizada según el documento de trabajo de la Norma ISO/Ts 20/SC 14 N 213 [7]) dado que no existe en el país un acelerador que pueda proveerlos.

6.5.1 Montaje experimental y método de medición

Esta experiencia fue llevada a cabo en el Centro Atómico Bariloche utilizando un acelerador lineal (LINAC) para irradiar con electrones de 2,6 MeV. El dispositivo experimental utilizado es similar al utilizado para protones (Figura 6.10).



*Figura 6.10. Dispositivo experimental para la experiencia de irradiación con electrones:
Copa de Faraday (1), soporte de la celda (2), radiómetro (3), fuente de luz (4)
y conexión para adquisición de datos (5).*

La celda se ubica en un soporte delante de la copa de Faraday y a la salida del haz de partículas. Se coloca a una distancia tal que la apertura del haz permita una irradiación uniforme en toda la celda. Al comienzo de la experiencia y luego de cada irradiación se realiza la medición de la curva I-V bajo iluminación, controlando la intensidad mediante el radiómetro. Durante la irradiación se mide la corriente, utilizando la copa de Faraday conectada a un electrómetro, y el tiempo de haz.

6.5.2 Resultados

Se irradiaron dos celdas de Si del mismo proceso (198-03 y 198-14), midiéndose la curva I-V de tres a cinco veces consecutivas para cada dosis. Los valores medios de la degradación de las características eléctricas medidas se muestran en las Figura 6.11 y 6.12. La medición se comenzó a partir de fluencias cercanas a 10^{11} p/cm² debido a que el daño que producen los electrones en las celdas de Si es casi 3000 veces menor que la de protones de 10 MeV.

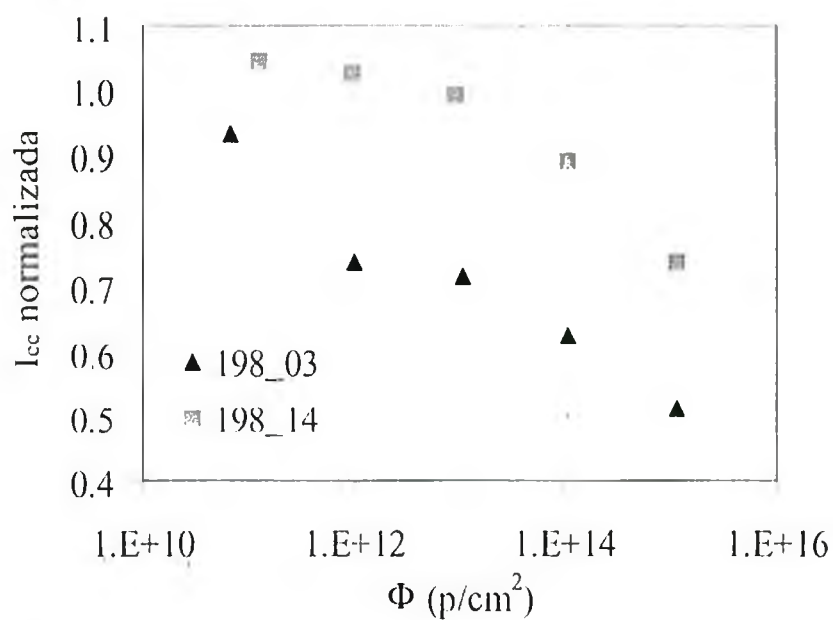


Figura 6.11. Variación de I_{cc} con la fluencia de electrones.

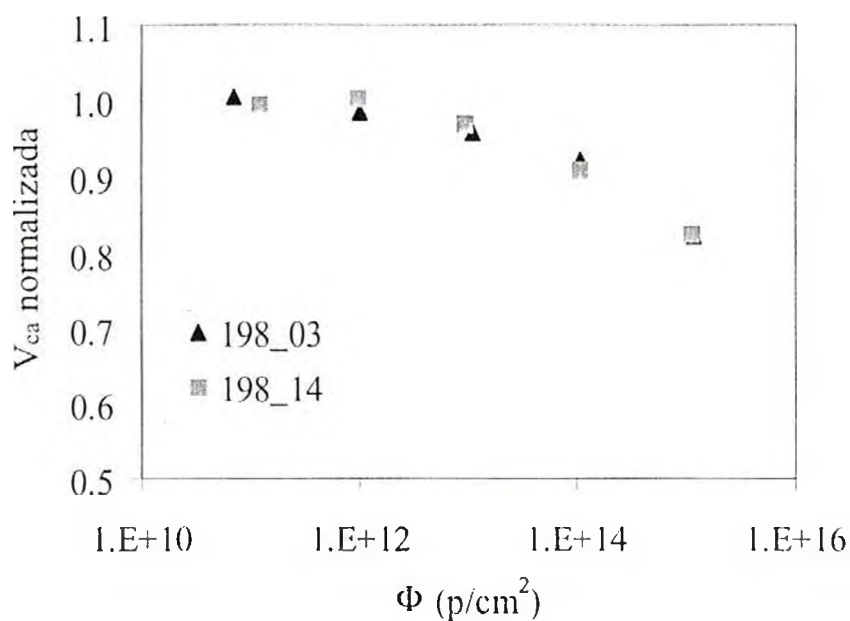


Figura 6.12. Variación de V_{ca} con la fluencia de electrones.

La diferencia que se observa en la Figura 6.11 entre las celdas 198-03 y 198-04 se debe posiblemente al error cometido al iluminar la celda durante la medición de la curva I-V de la primera, debido a que en esa irradiación no se contó con el radiómetro por desperfectos técnicos. Esta diferencia no se observa en V_{ca} ya que este parámetro es menos sensible a pequeños cambios de irradiancia.

En la Figura 6.13 se muestra la respuesta espectral de una de las celdas antes y después de la irradiación. La curva correspondiente a la otra celda es muy similar.

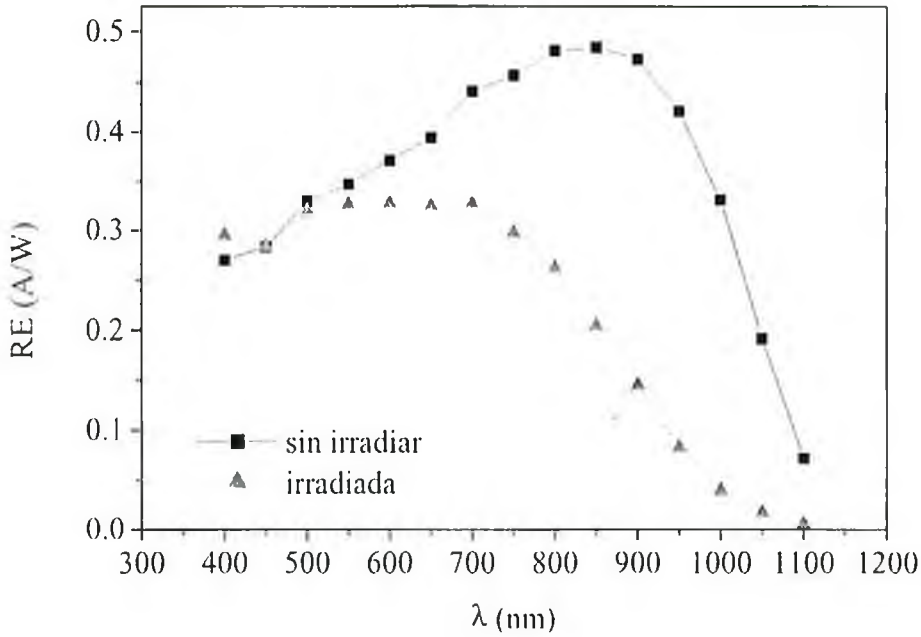


Figura 6.13. Respuesta espectral antes y después de la irradiación con electrones de 2,6 MeV y fluencia de 10^{15} e/cm^2 .

6.6 DAÑO EQUIVALENTE

El daño producido por los electrones en un material es distinto al que producen los protones. Sin embargo, el efecto sobre las características eléctricas de las celdas solares es similar. En celdas solares de Si con base p la teoría sobre un daño equivalente está todavía en estudio [1, 16, 17]. Existen resultados empíricos que determinan el coeficiente de daño equivalente (C_{eq}) entre protones de 10 MeV y electrones de 1 MeV. Por ejemplo, Yamaguchi et al [16] han determinado un C_{eq} del orden de 3000, mientras que Summers et al. [17], Tada et al. [8, 18], entre otros, utilizan un $C_{eq} \cong 3500$. Este coeficiente también depende de la resistividad de la base y del espesor de la muestra, entre otros parámetros, ya que el daño ocasionado en el material varía con la profundidad [10].

Se suele definir la relación de equivalencia entre las fluencias de protones (Φ_p) con energía E_p y electrones (Φ_e) con energía E_e según la ecuación 6.4:

$$\Phi_e(E_e) = C_{eq} \Phi_p(E_p) \tag{6.4}$$

Se calculó C_{eq} para las experiencias realizadas. Así, a partir de las experiencias realizadas, se halló el coeficiente de daño equivalente entre electrones de 2,6 MeV y protones de 10 MeV. El cálculo se realizó buscando el valor de la constante C_{eq} que minimiza el área entre las curvas de la degradación de I_{cc} para electrones y protones. El valor obtenido de C_{eq} es 2800. En la Figura 6.14 se puede ver la variación de I_{cc} en función de la fluencia para las irradiaciones con electrones y con protones. Las escalas de fluencia de ambas partículas se han desfasado entre sí un factor $C_{eq} = 2800$ a fin de remarcar el buen ajuste de ambas curvas.

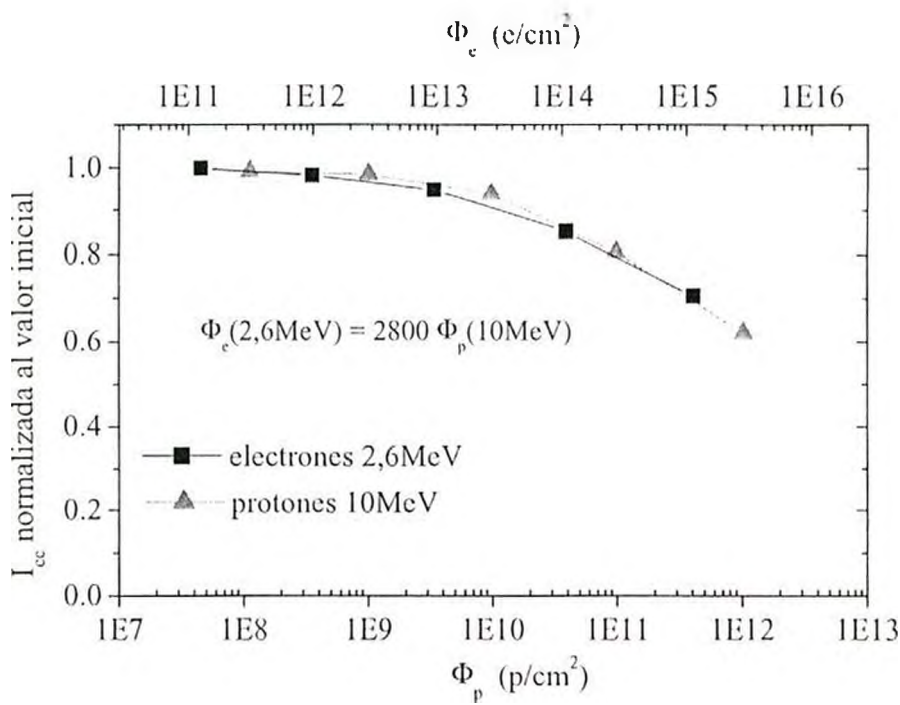


Figura 6.14. Variación de I_{cc} con la fluencia de protones de 10 MeV y electrones de 2,6 MeV.

Hay que considerar que no se contó con muestras para realizar comparaciones estadísticas en el caso de la experiencia con electrones, ya que sólo se irradiaron dos celdas.

En la Figura 6.15 se puede ver la similitud en las respuestas espectrales de la celda

irradiada con electrones de 2,6 MeV con una fluencia de 10^{15} e/cm² y otra irradiada con electrones de 10 MeV con una fluencia de 10^{12} p/cm².

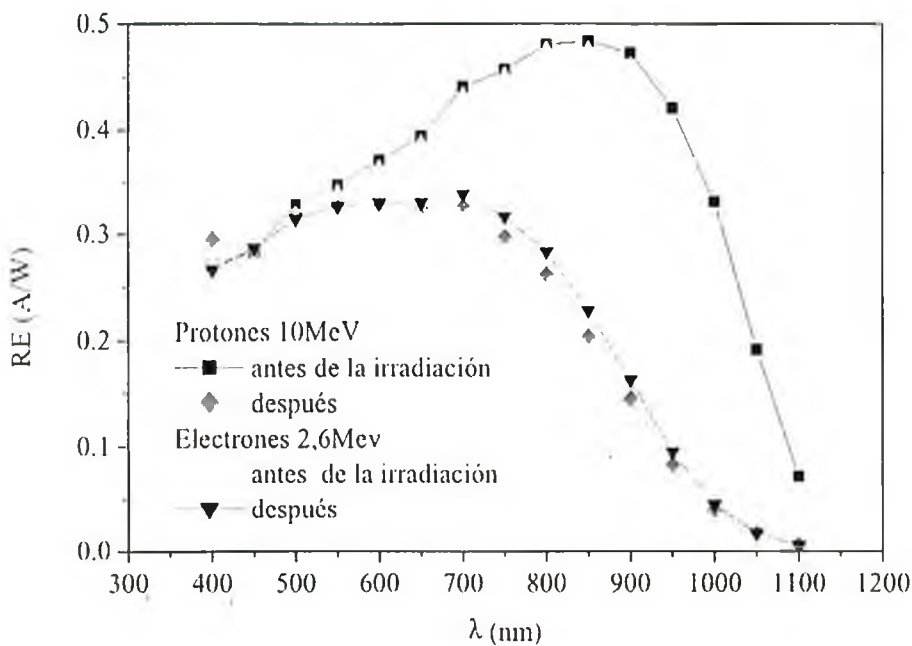


Figura 6.15. Comparación de la respuesta espectral de dos celdas antes y después de las irradiaciones con protones y electrones para dosis equivalentes.

6.7 CÁLCULO DEL COEFICIENTE DE DAÑO

Para hallar el coeficiente de daño k_{τ} de la ecuación 5.1, se eligió una de las celdas irradiadas (271-15). En base a los parámetros eléctricos provenientes de las mediciones de la curva I-V y del τ_{cl} , realizadas antes de la irradiación, se obtuvo un valor inicial de τ_{base} con el programa de simulación de dispositivos PC1D5 [11]. Las características iniciales del dispositivo simulado son las siguientes:

- Área de la celda: $A = 800 \text{ mm}^2$
- Base tipo p: resistividad: $\rho = 1 \text{ } \Omega \text{ cm}$

dopaje: $N_A = 1,5 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$

- Emisor frontal n^+ : perfil de concentración: gaussiano

dopaje superficial: $9,5 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$

profundidad de juntura: $0,3 \mu\text{m}$

R_c : $88 \Omega/\text{cuad}$

Velocidad de recombinación superficial: 100 cm/seg

- Emisor posterior p^+ : perfil de concentración: función error complementaria

dopaje superficial: $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$

profundidad de juntura: $2 \mu\text{m}$

R_c : $289 \Omega/\text{cuad}$.

Velocidad de recombinación superficial (S_r): 10^6 cm/seg

- Tiempo de vida medio de portadores minoritarios de la base inicial $\tau_{0\text{base}}$: $8 \mu\text{s}$
(L_{d0} : $160 \mu\text{m}$)

Para cada fluencia se obtuvo τ_{base} a partir de I_{cc} mediante simulación. Una vez obtenidos estos valores se determinó k_r mediante un ajuste por cuadrados mínimos de la ecuación 5.1. En la Figura 6.16 se muestra el ajuste realizado para una de las celdas a modo de ejemplo.

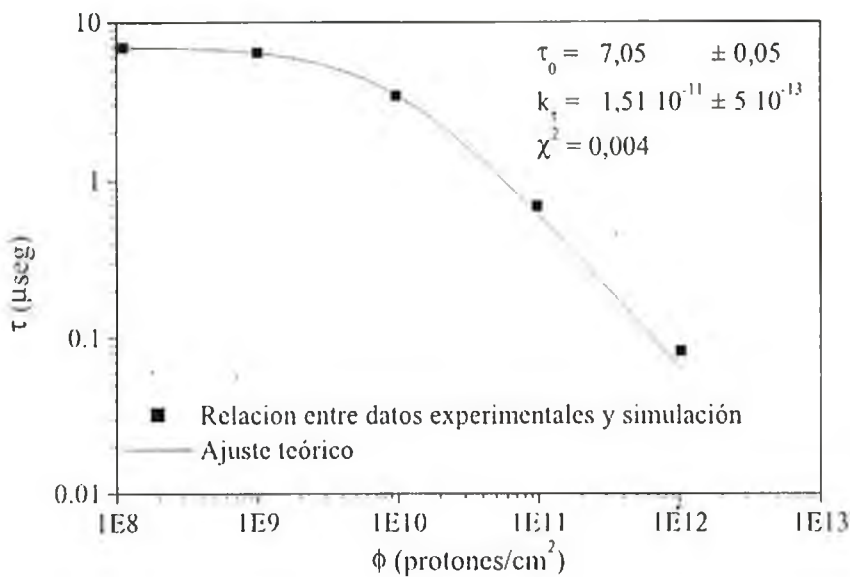


Figura 6.16. Correlación entre τ_{base} (celda 217-15) con la fluencia y su ajuste teórico.

El coeficiente de daño resultante de la ecuación 5.1 obtenido como un promedio ponderado de distintas celdas fue:

$$k_r = (1,51 \pm 0,05) \times 10^{-11} \mu\text{sec}^{-1} \text{cm}^2 \text{p}^{-1}$$

El valor de k_L puede obtenerse dividiendo k_r por $D_n = 27 \text{ cm}^2\text{s}^{-1}$ [19], encontrándose $k_L = (5,5 \pm 0,2) \times 10^{-7} \text{ p}^{-1}$. Prácticamente no hay datos en la bibliografía de k_L para protones de 10 MeV. En cambio, existe en la literatura bastante información para celdas de Si (base p, dopadas con B) irradiadas con electrones de 1 MeV para distintas resistividades de la base presentadas en la Tabla 6.2.

Teniendo en cuenta que el daño producido por protones de 10 MeV es equivalente al daño producido por electrones de 1 MeV con una fluencia 3000 veces mayor [20], todos los valores de la Tabla 6.2 son recalculados para protones de 10 MeV multiplicando por 3000, excepto el obtenido en esta Tesis y en las referencias 16 y 19 que son obtenidos para protones de 10 MeV.

Tabla 6.2. Constantes de daño k_L para celdas irradiadas con electrones de 1 MeV (excepto Refs. 16 y 19 para irradiación con protones) extraídas de la literatura y convertidas para protones de 10 MeV. El valor de la ref. 16 es una estimación basada en una fórmula semiempírica.

$\rho_{\text{base}} (\Omega\text{cm})$	k_L	Referencia
10	$2,1 \times 10^{-7}$	[22]
10	$2,4 \times 10^{-7}$	[21, 22]
10	2×10^{-7}	[20]
9	$3,5 \times 10^{-7}$	[19]
7	$4,2 \times 10^{-7}$	[23]
2	$6,6 \times 10^{-7}$	[24]
1	$5,5 \times 10^{-7}$	esta tesis
1	$8,8 \times 10^{-7}$	[16]
0,8	9×10^{-7}	[23]

El τ_{ef} final de la celda 271-15 de la cual se obtuvo el coeficiente de daño, no se pudo medir con la técnica de OCVD ya que se encontraba muy por debajo del límite del método de medición utilizado. A partir de simulaciones numéricas se obtiene que el τ_{base} , así como el τ_{ef} , después de la irradiación, se encuentran alrededor de $0,08 \mu\text{seg}$.

La velocidad de recombinación superficial en la cara posterior (S_r) es uno de los parámetros que intervienen en la simulación del cual sólo se tienen valores estimados. Este valor depende esencialmente de la pasivación en dicha cara. Para analizar la influencia de S_r sobre el cálculo de k_τ , se realizó la simulación de la misma manera que se explicó anteriormente, considerando en este caso $S_r = 10^4 \text{ cm/seg}$. En la Tabla 6.3 se muestran las constantes de daño para las dos valores de S_r utilizados.

Tabla 6.3. Comparación de las constantes de daño k_L y k_τ calculadas a partir de dos velocidades de recombinación superficial de la cara posterior distintas.

$S_r \text{ (cm/seg)}$	$k_\tau (\mu\text{seg}^{-1} \text{ cm}^2 \text{ p}^{-1})$	$k_L (\text{p}^{-1})$
10^6	$1,5 \times 10^{-11}$	$5,5 \times 10^{-7}$
10^4	$1,7 \times 10^{-11}$	$4,4 \times 10^{-7}$

Con el fin de verificar los cálculos realizados se midió τ_{ef} antes y después de las irradiaciones con fluencias intermedias, pertenecientes a la segunda experiencia. Se comparó el τ_{base} , calculado a partir de τ_{ef} , con el obtenido mediante el coeficiente de daño utilizando la ecuación 5.1 para cada una de dichas fluencias. Estos valores de τ_{base} pueden verse en la Tabla 6.4.

Tabla 6.4. Comparación de tiempo de vida medio efectivo de la base obtenido a partir de los datos experimentales (τ_{base}) y mediante el coeficiente de daño (τ_{base} calculado).

Celda	Fluencia (p/cm ²)	τ_{ef} medido (μ seg)	τ_{base} (μ seg)	τ_{base} calculado (μ seg)
271-08	s/ irradiar	7,0	14	
	1×10^8	6,9	13,9	13,7
271-20	s/ irradiar	6,0	13,0	
	1×10^{10}	5,9	11,2	10,9
271-04	s/ irradiar	5,9	13,0	
	1×10^{11}	3,1	6,8	4,4

6.8 CONCLUSIONES

Se analizó la degradación de las características eléctricas de las celdas durante la irradiación con protones de 10 MeV utilizando un equipo preparado especialmente para medir la curva I-V *in situ*. Los resultados obtenidos en las distintas experiencias con protones son altamente repetitivos y el comportamiento de los valores experimentales de los parámetros eléctricos de las celdas irradiadas es similar al encontrado en la literatura acerca del tema [8] y a los valores obtenidos de la simulación.

Dado que la lámpara de tungsteno del simulador solar tiene una componente importante en el infrarrojo y previéndose un comportamiento distinto de la variación relativa de la I_{cc} con el espectro de iluminación, se estudió dicha variación con los distintos espectros (Figura 6.2). Aunque no se observan mayores diferencias al iluminar con AM1.5, AM0 y la lámpara de tungsteno con reflector dicróico, en este último caso existe una leve disminución adicional de I_{cc} , para valores mayores a 100 μ seg⁻¹, como consecuencia de su mayor componente espectral en el infrarrojo con respecto a los espectros solares.

Como se esperaba, la variación de los parámetros eléctricos medidos en función de la fluencia (Figura 6.6), tiene el mismo comportamiento que los parámetros simulados en función de τ^{-1} , mostrado en la Figura 6.1.

La dependencia de τ con la fluencia cumple la relación 5.1, determinándose que el coeficiente de daño k_r , o su equivalente k_L , son del mismo orden que los valores de bibliografía [16]

Como ha sido explicado, el efecto de la radiación afecta directamente a τ . La disminución de este parámetro, o equivalentemente la de L_d , se observa para longitudes de onda largas, mayores a 700 nm. Esto era de esperarse ya que a medida que disminuye la longitud de difusión los portadores de carga pueden recorrer menores distancias antes de recombinarse, contribuyendo en menor medida a la corriente y disminuyendo así la respuesta espectral para esas longitudes de onda.

El daño ocasionado por protones de 8 MeV incidiendo normalmente sobre la cara frontal de la celda es idéntico al causado por protones de 10 MeV (incidencia frontal). Esto se produce debido a que, como se presenta en la ref. 10, el perfil de daño (cantidad de PKA en función de la profundidad) es prácticamente constante en todo el espesor de la celda, teniendo un pequeño aumento en la cantidad de defectos producidos a partir de los 220 μm para ambas energías. En cambio, en el caso de incidencia posterior el aumento en este perfil se produce más cerca de la juntura al estar invertida la celda, afectando así en mayor medida a la eficiencia de colección de portadores. Por otra parte, el perfil de daño producido por protones de 8 MeV con incidencia posterior es similar al espectro de energías que recibe la celda en el ambiente espacial [10].

En cuanto a la irradiación con electrones de 2,6 MeV puede observarse que para causar el mismo daño sobre las celdas debe irradiarse con una fluencia 2800 veces mayor que con protones de 10 MeV. Esto se confirma en la disminución de la respuesta espectral observándose el mismo comportamiento para ambas partículas (Figura 6.13).

En cuanto al valor obtenido de C_{eq} , no es posible realizar una comparación estricta con los valores publicados previamente ya que la misma depende de numerosos parámetros, en particular la resistividad de la base, el espesor de la celda y la profundidad de juntura.

Referencias Capítulo 6

- 1 G.P.Summers, R.J. Walters, M.A. Xapsos, E.A. Burke, S.R. Messenger, P. Shapiro, R.L.Statler. *A new approach to damage prediction for solar Cells exposed to different radiations*. Proceedings of the 1st World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, pág. 2068 (1994).
- 2 K. Gibbons. *Ion Implantation in Semiconductors-Part II: Damage Production and Annealing*. Proceedings of 9th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, 60 pág. 1062 (1972).
- 3 S. Zh. Karazhanov. *Effect of radiation-induced defects on silicon solar cells*. Journal of Applied Physics **88** (7), pág. 3943 (2000).
- 4 L.M.Howe, M.H. Rainville. *Features of collisions cascades in silicon as determined by transmission electron microscopy*. Nuclear Instruments and Methods 182/183, pág.143 (1981).
- 5 A. Khana, M. Yamaguchi, M. Kanciwa, T. Saga, T. Abe, O. Annzawa, S. Matsuda. *Influence of the dopant species on radiation-induced defects in Si single crystals*. Journal of Applied Physics **87** (12), pág.8389 (2000).
- 6 J. C. Bourgoin, N. de Angelis. *Solar cells degradation by electron irradiation Comparison between Si, GaAs and GaInP cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells **66**, pág. 495 (2001).
- 7 ISO/Tc 20/SC 14 N 213 *Space systems- Space solar cells- Electron and proton irradiation test methods*. Documento de trabajo de International Organization for Standarization (ISO), 13-11-2002.
- 8 H.Y. Tada, J.R. Carter, B.E. Anspaugh, y R.G. Downing. *Solar Cell Radiation Handbook*. JPL publication 82 (1982).
- 9 B.E. Anspaugh. *Proton and electron damage coefficients for GaAs/Ge Solar Cells*. Proceeding of the 22nd IEEE Photovoltaic Specialist Conference, pág. 1593 (1991).
- 10 M. Alurralde. *A new method to characterize the electrical degradation of monocrystalline silicon solar cells by space protons*, enviado para su publicación a Journal of Applied

Physics (2002).

- 11 D. Clugstone y P. Basore. *PC1D version 5: 32-bit solar cell modeling on personal computers*. Proceeding of the 26th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, Anaheim, EE.UU., pág. 207 (1997).
- 12 C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, E.M. Godfrin, M.G. Martínez Bogado, L.M. Merino, J.C. Plá, , M.J.L. Tamasi, , M. Barrera. *First experiment of argentine solar cells in space: modules fabrication, characterisation, and telemetry data analysis from SAC-A satellite*. Solar Energy Materials and Solar Cells **73**, pág. 269 (2002).
- 13 M. Alurralde, M.J.L. Tamasi, C.J. Bruno, M.G. Martínez Bogado, J. Plá, J. Fernández Vázquez, J. Durán, J. Schuff, A.A. Burlon, P. Stoliar, A.J. Kreiner. *Experimental and theoretical radiation damage studies on crystalline silicon solar cells* Enviado para su publicación a Solar Energy Materials and Solar Cells (2003).
- 14 A. Filevich, C.J. Bruno, J. Fernández Vázquez, M. Alurralde, I. Prario, M.J.L. Tamasi, M.G. Martínez Bogado, J.C. Plá, J. Duran, J. Schuff, A. Burlon, P. Stoliar, D. Minsky, A. Kreiner and R. Mayer. *A Compact Portable Setup for in situ Solar Cells Degradation Studies*. presentado para su publicación en 2003 IEEE Nuclear and Space Radiation Effects Conference, Monterey, California, USA, (2003)
- 15 M.J.L. Tamasi, M.G. Martínez Bogado, M. Alurralde, J.C. Plá. *Estudio teórico-experimental de daño por radiación con protones de 10MeV en celdas solares de silicio cristalino*. Energías Renovables y Medio Ambiente **11** pág.19 (2002).
- 16 M. Yamaguchi, A. Khan, S. Taylor, M. Imaizumi, T. Hisamatsu y S. Matsuda. *A detailed model to improve radiation-resistance of Si space solar cells*. IEEE Transactions on Electron Devices **46**, pag. 2133, (1999).
- 17 G.P.Summers, E.A. Burke, M.A. Xapsos. *Displacement damage analogs to ionizing radiation effects*. Radiation Measurements **24**, (1) pág. 1 (1995).
- 18 H.Y. Tada, J.R. Carter, B.E. Anspaugh, y R.G. Downing. *Solar Cell Radiation Handbook*. JPL publication 82 (1982).
- 19 H.J. Hovel. *Semiconductors and semimetals*. Vol. 11, Academic Press (1975).
- 20 M.Yamaguchi, S.J. Taylor, M. Yang, M., S. Matsuda, O. Kawasaki, , T. Hisamatsu. *High-*

- energy and high-fluence proton irradiation effects in silicon solar cells*. Journal of Applied Physics **80**, pág. 4916 (1996)
- 21 A. Khan, M. Yamaguchi, Y. Ohshita, N. Dharmaraso, K. Araki, V.T. Khanh, H. Itoh, T. Ohshima, M. Imaizumi, S. Matsuda. *Strategies for improving radiation tolerance of Si space solar cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells **75**, pág. 271 (2003).
- 22 M. Yamaguchi. *Radiation resistance solar cells for space use*. Solar Energy Materials and Solar Cells **68**, pág. 31 (2001).
- 23 S.J. Taylor, M. Yamaguchi, T. Yamaguchi, S. Watanabe, K. Ando, S. Matsuda, T. Hisamatsu, S.I. Kim. *Comparison of the effects of electron and proton irradiation on n^+p - p^+ silicon diodes*. Journal of Applied Physics **83**, pág. 4620 (1998).
- 24 T.J.Fait. *Temperature dependence of damage coefficient in electrons irradiated solar cells*. IEEE Transaction on Nuclear Science NS-20, pág. 238 (1973).

Capítulo 7

DAÑO POR RADIACIÓN EN CELDAS SOLARES CON HETEROJUNTURA

En los últimos años ha crecido el interés en el estudio de las celdas de multijuntura basadas en GaAs para aplicaciones espaciales, debido a su mayor resistencia a la radiación y eficiencia de conversión respecto de las celdas de Si. La información disponible sobre irradiación de celdas de multijuntura para usos espaciales es escasa y los mecanismos que ocurren en el material todavía no están estudiados a fondo como en el caso del Si.

Las celdas con heterojuntura de Si presentan una alternativa para misiones de bajo costo que requieran celdas menos sofisticadas que las de multijuntura. En este hecho radica la importancia de investigar estas nuevas estructuras y analizar el daño provocado por la irradiación con partículas.

Se realizaron ensayos de daño por radiación sobre celdas del tipo heterojuntura, con protones de 10MeV en el acelerador TANDAR y con electrones de 2,6 MeV en un acelerador LINAC, en las mismas experiencias descriptas en el Capítulo 6. Se presenta en este Capítulo, como parte de esta Tesis Doctoral, el análisis de la degradación de los parámetros eléctricos y electrónicos de celdas solares de distintos materiales (multijunturas de GaAs sobre Ge y Si microcristalino sobre cristalino) bajo los efectos de la radiación.

7.1 IRRADIACIÓN DE CELDAS BASADAS EN GaAs

7.1.1 Introducción

Las celdas de multijuntura basadas en compuestos con GaAs resultan más resistentes

al daño por radiación, además de poseer una mayor eficiencia respecto de las celdas de Si. Las celdas de doble juntura de GaInP₂/GaAs/Ge comenzaron a estudiarse en la década del 90, poniéndose en órbita en 1997 el primer satélite comercial cuyos paneles estaban compuestos por estas celdas [1].

Los dispositivos de GaAs utilizados en las experiencias realizadas fueron adquiridos a la empresa Spectrolab [2]. Se emplearon celdas de doble juntura de GaInP₂/GaAs/Ge sin y con vidrio de protección y diodo integrado en la parte posterior de la celda. Algunas de las características de las celdas, provistas por el fabricante, se muestran en la Tabla 7.1. En la Figura 7.1 se observa esquemáticamente y fuera de escala la estructura de dichas celdas.

	Contacto	
capa AR	n GaAs	capa AR
n AlInP ₂		
n GaInP ₂		
p GaInP ₂		
celda frontal		
p ⁺⁺ GaAs		
n ⁺⁺ GaAs		
juntura túnel		
n GaInP ₂		
p GaAs		
celda posterior		
p GaInP ₂		
p ⁺⁺ GaAs		
n ⁺⁺ GaAs		
juntura túnel		
n GaAs		
n Ge		
sustrato		
Contacto		

Figura 7.1. Esquema fuera de escala de las celdas de doble juntura GaInP₂/GaAs/Ge.

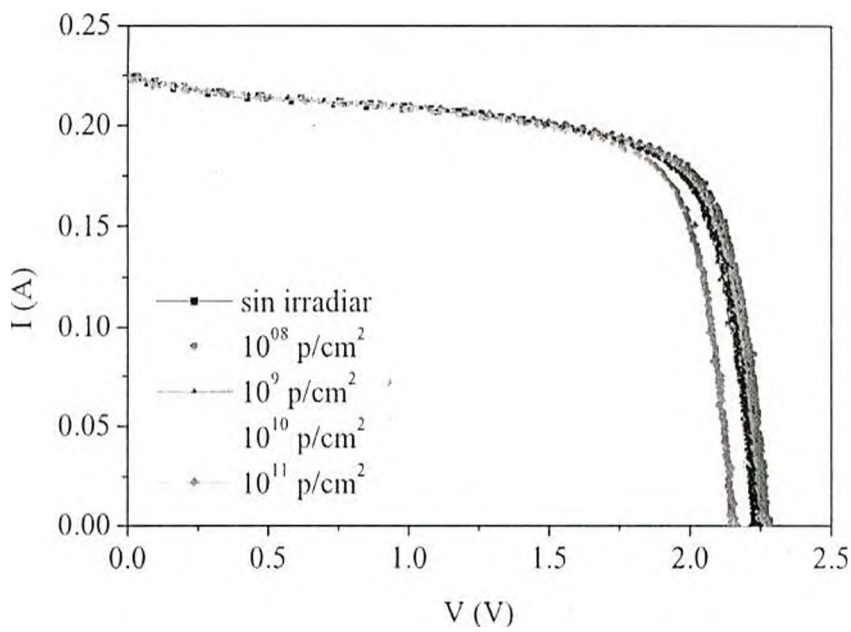


Figura 7.2. Degradación de la curva I - V de una celda doble juntura de GaAs con distintas fluencias de irradiación.

En las Figura 7.3 y 7.4 se muestran la variación de I_{cc} y de V_{ca} , respectivamente, normalizadas al valor inicial, en función de las distintas fluencias para las cuatro celdas irradiadas.

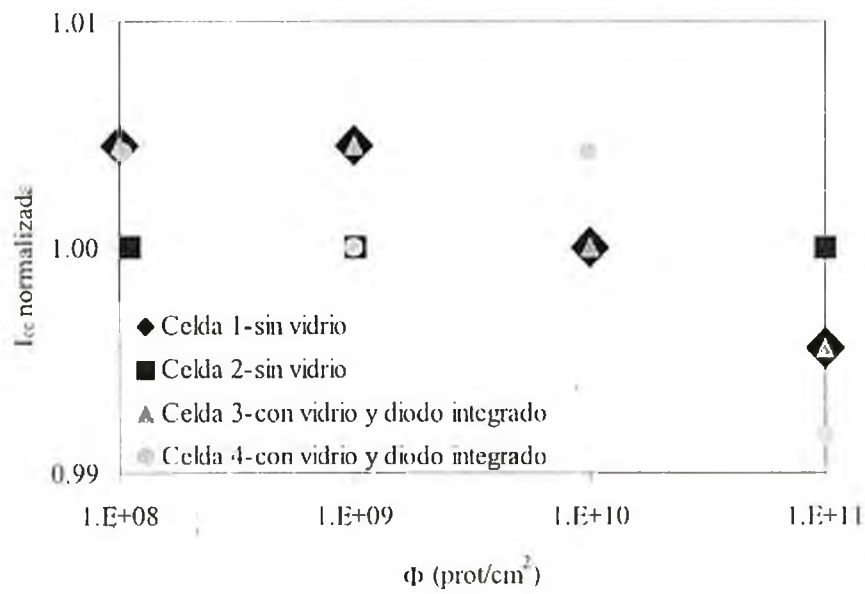


Figura 7.3. Variación de I_{cc} , normalizada al valor inicial, en función de la fluencia.

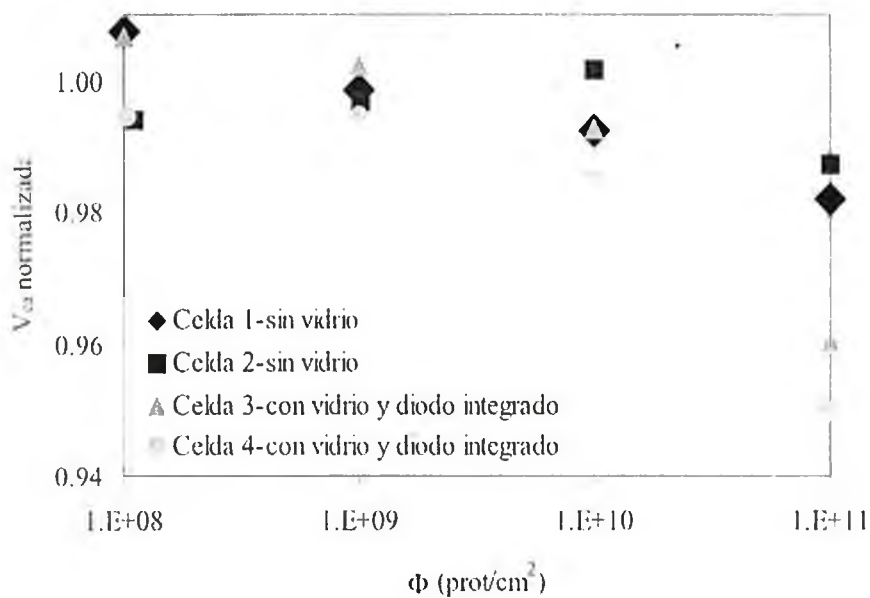


Figura 7.4. Variación de V_{ca} normalizada al valor inicial, en función de la fluencia.

Los valores normalizados mayores a 1 que se observan en ambas figuras se encuentran dentro del error experimental. También se observa que I_{cc} prácticamente no varía con la fluencia y las fluctuaciones son comparables con dicho error.

7.1.3 Irradiación con electrones

Se irradiaron con electrones de 2,6 MeV en un acelerador LINAC un dispositivo multijuntura con vidrio y otro sin vidrio.

La variación de I_{cc} con la fluencia de electrones es comparable al error experimental, estimado en un 5%, como en el caso de irradiación con protones.

En la Figura 7.5 se presenta la variación de V_{ca} con la fluencia de electrones entre 10^{10} y 10^{15} e/cm².

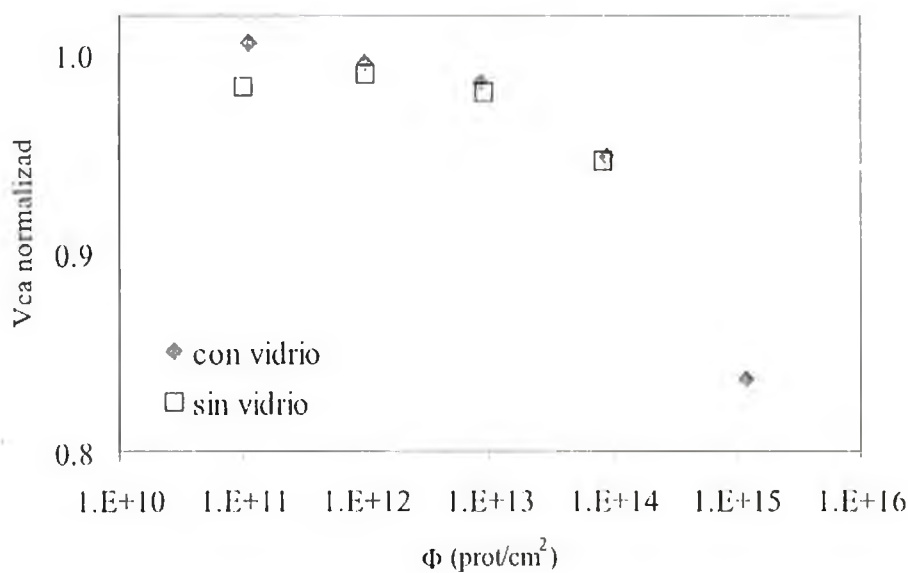


Figura 7.5. Variación de V_{ca} , normalizada al valor inicial, con la fluencia de electrones.

7.1.4 Daño equivalente

Se comparó la degradación de las características eléctricas de celdas irradiadas con protones y con electrones. Hay que tener en cuenta que la relación entre el daño provocado por protones de 10 MeV y electrones de 1 MeV depende, en general, de la estructura. En particular el factor asociado a celdas monojuntura y doble o triple juntura es distinto. En la Tabla 7.2 se muestran las relaciones de equivalencia entre electrones de 1 MeV y protones de 10 MeV para celdas de doble juntura y para celdas monojuntura basadas en GaAs sobre sustrato de Ge, obtenidas de la ref. 1 para ambos tipos de celdas.

Tabla 7.2. Relación de equivalencia entre protones de 10 MeV y electrones de 1 MeV (fluencia $2 \times 10^{15} \text{ e/cm}^2$) [1].

	I_{cc}	V_{ca}	P_{mp}
Doble juntura	900	700	800
GaAs/Ge	400	1400	1000

Los coeficientes de las celdas utilizadas en este trabajo, proporcionados por el

fabricante, se muestran en la Tabla 7.3 donde se observan distintos valores para diferentes porcentajes de degradación en las características eléctricas respecto de la inicial. Por ejemplo, para una disminución de la P_{max} al 85%, el coeficiente es de 695 e I_{cc} decrece al 98 % y V_{ca} al 89 %.

Tabla 7.3. Relación de equivalencia entre electrones de 1 MeV y protones de 10 MeV para distintos porcentajes de degradación en las características eléctricas normalizado al valor inicial de las celdas GaInP₂/GaAs/Ge [2].

P_{mp}/P_{mp0}	0,95	0,90	0,85	0,80
I_{cc}/I_{cc0}	0,999	0,995	0,98	0,97
V_{ca}/V_{ca}	0,95	0,91	0,89	0,86
Coeficiente	560	750	695	700
Coeficiente promedio: 715				

Como ya se ha dicho, la experiencia de irradiación con electrones se realizó utilizando la energía disponible: 2,6 MeV. Se halló la constante de equivalencia de la misma manera que se hizo para las celdas de Si, minimizando el área entre las curvas experimentales y obteniendo el corrimiento entre las mismas. El cálculo sólo se realizó para V_{ca} debido a que no se apreciaron variaciones de I_{cc} mayores al error experimental.

El valor de la constante obtenida da una relación entre las fluencias según se muestra en la ecuación (7.1).

$$\Phi_e(2,6 \text{ MeV}) = 800 \Phi_p(10 \text{ MeV}) \tag{7.1}$$

Graficando las dos curvas en escalas similares y con sus abscisas desfasadas en un factor 800, se observa que tienen un comportamiento similar de la degradación de V_{ca} como función de la fluencia (Figura 7.6).

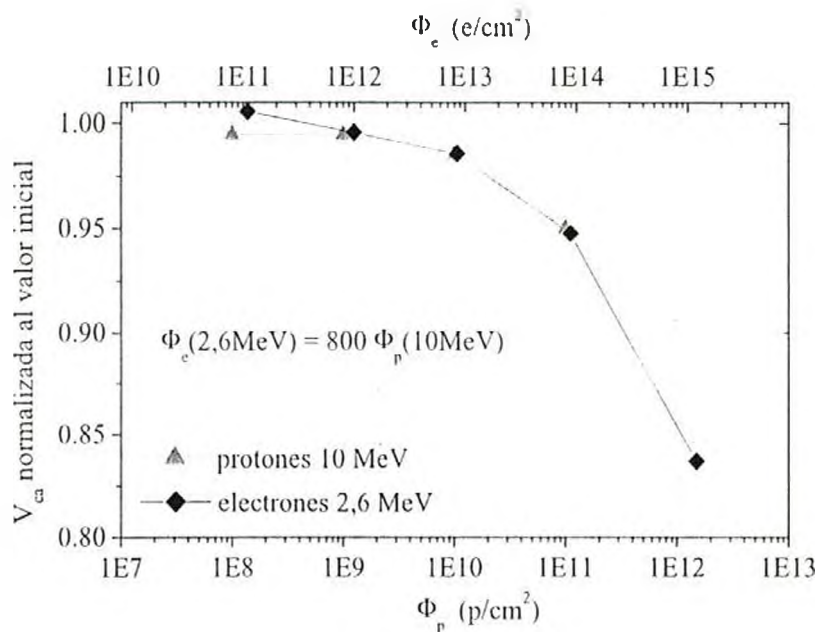


Figura 7.6. Comparación de la degradación de V_{ca} entre irradiaciones con protones de 10 MeV y electrones de 2,6 MeV.

7.1.5 Conclusiones

La variación de la curva I-V con la fluencia de la irradiación es poco apreciable, según lo observado en la Figura 7.2 y en los datos suministrados por el fabricante presentados en la Tabla 7.3. También este efecto se ve en la Figura 7.3 en donde la variación de I_{cc} es comparable al error experimental, con lo cual puede afirmarse que, prácticamente, este parámetro no se degrada con las fluencias consideradas. En cuanto a V_{ca} , el cambio con la fluencia es más evidente (Figura 7.4).

Las celdas de doble juntura con vidrio protector (celdas 3 y 4) tienen una disminución mayor en V_{ca} , esto puede deberse a que el vidrio y el pegamento disminuyan la energía de los protones ocasionando más daño en el material debido al aumento de la sección eficaz de colisión. Como era de esperar, de las experiencias se observa que las celdas multijuntura estudiadas son más resistentes al daño producido por la radiación que las celdas de Si.

Como se mencionó previamente, la importancia de estos estudios sobre celdas comerciales, radica en el hecho que proporcionan un mecanismo de control y verificación de los datos suministrados por el proveedor.

7.2 IRRADIACIÓN DE CELDAS CON HETEROJUNTURA DE SILICIO

7.2.1 Introducción

La tecnología de celdas solares para uso espacial está siempre en desarrollo de nuevos materiales y estructuras que sean resistentes a la radiación a la que están sometidos los satélites en las distintas órbitas, que logren una alta eficiencia y tratando, en estos últimos años, de bajar los costos. Es por ello que resulta de interés estudiar el daño producido en dispositivos de nueva tecnología como las heterojunturas de Si microcristalino sobre Si cristalino, presentadas en el Capítulo 5. En la bibliografía existen pocas referencias sobre irradiaciones de estas celdas. Por tal motivo se decidió realizar este estudio a fin de evaluar la posibilidad de nuevas tecnologías en celdas para uso espacial.

Se eligieron dos estructuras de las muestras elaboradas en el laboratorio LAMEL, del CNR, Italia para pruebas de daño por radiación. Una de ellas, en particular, era la muestra que tenía la mayor eficiencia de todo el conjunto.

7.2.2 Desarrollo experimental

Se irradiaron dos celdas de heterojuntura de Si de diferentes estructuras. Una de ellas, la CS67, con emisor p y la capa intrínseca predominantemente epitaxial. La segunda celda elegida, la CS75, con emisor p de una capa de material microcristalino y una segunda capa de amorfo, mientras que la capa intrínseca pasivante es totalmente de Si amorfo. El proceso de fabricación y caracterización estructural fue desarrollado en el Capítulo 5 y en la Figura 7.7 se muestra un esquema de las mismas.

La irradiación se realizó con protones de 10 MeV y con fluencias entre 10^8 y 10^{12} p/cm², midiéndose la curva I-V para obtener los parámetros característicos.

ITO	contacto transparente	ITO
Si-epitaxial	emisor p ⁺	μc-Si
		a-Si
Si epitaxial	intrínseca	a-Si:H
c-Si	base n	c-Si
μc-Si	emisor n ⁺	μc-Si
Al	contacto posterior	Al

Figura 7.7. Esquema, fuera de escala, de las celdas de heterojuntura de Si irradiadas con protones de 10 MeV (CS67 y CS75, respectivamente).

7.2.3 Resultados

En las Figura 7.8 y 7.9, se observan los resultados correspondientes a las irradiaciones de las dos celdas heterojuntura referidos a los valores iniciales antes de la irradiación.

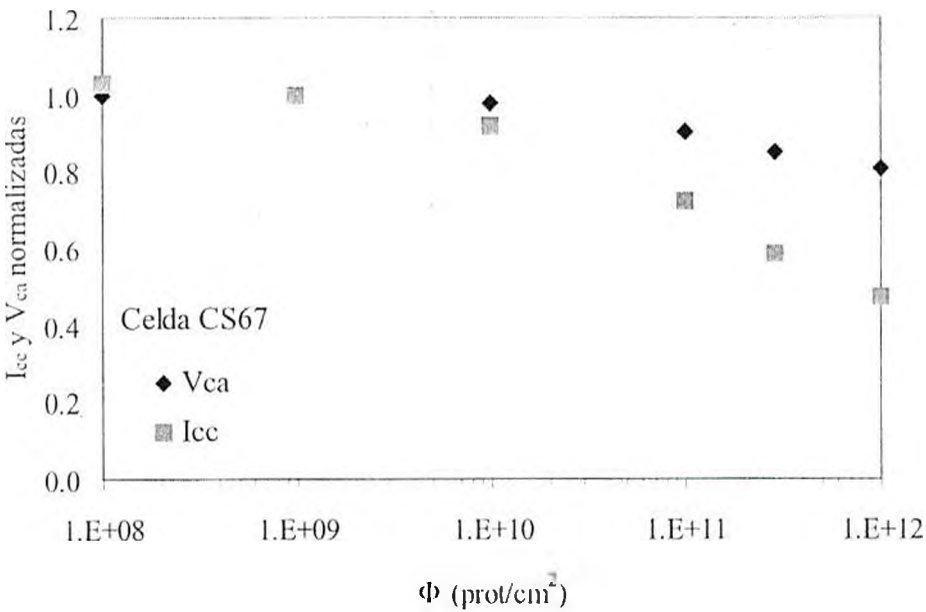


Figura 7.8. Variación de I_{cc} y V_{ca} , normalizadas al valor inicial, en función de la fluencia de protones de 10 MeV, correspondientes a la celda CS67.

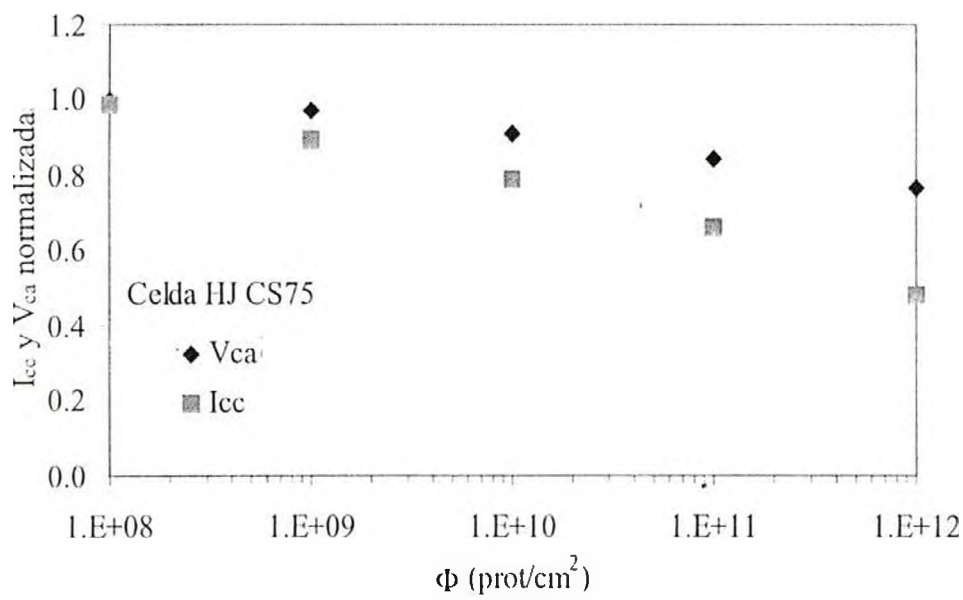


Figura 7.9. Variación de I_{cc} y V_{ca} , normalizadas al valor inicial, en función de la fluencia de protones de 10 MeV, correspondientes a la celda CS75.

Se midió, además, la respuesta espectral de la celdas antes y después de la irradiación (Figura 7.10).

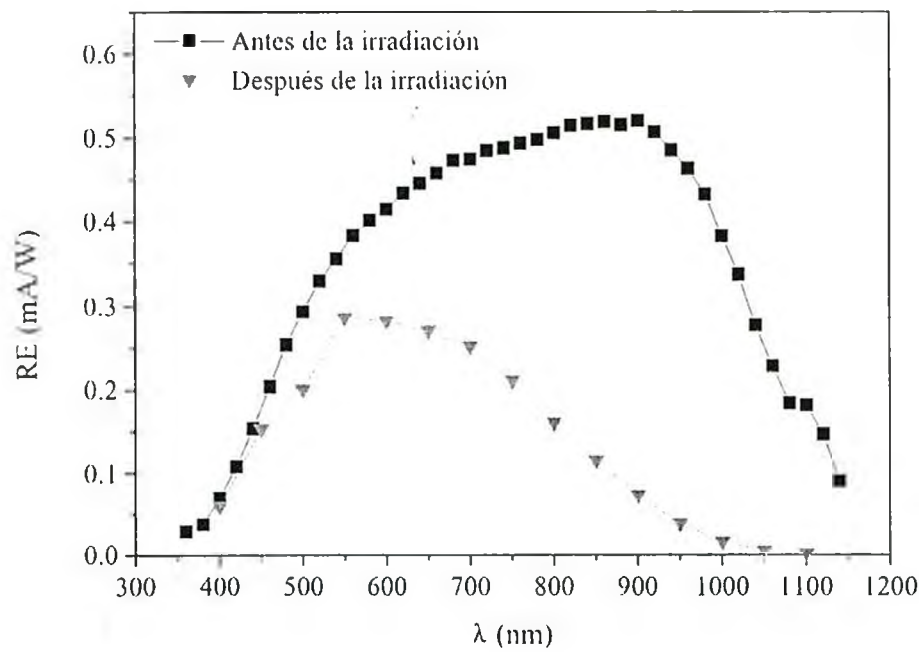


Figura 7.10. Respuesta espectral de la celda CS75 antes y después de la irradiación.

La curva de respuesta espectral antes de la irradiación fue medida en el LAMEL, mientras que la obtenida después de la irradiación con protones se midió en el laboratorio del GES de la CNEA.

7.2.4 Simulación del dispositivo dañado

Se realizó la simulación de la degradación de una celda de heterojuntura de Si mediante el programa AMPS-1D (ver sección 5.4) [5], con el fin de estudiar las consecuencias de la introducción de defectos en el dispositivo debido a la irradiación con protones. Los efectos del daño en los emisores de estos dispositivos son despreciables desde el punto de vista eléctrico o electrónico, haciéndose evidentes en el volumen de la celda. Por esta razón, se modeló el daño agregando niveles de energía dentro del *gap* del c-Si y variando la concentración de impurezas en dichos niveles.

Al bombardear el Si con partículas cargadas se producen defectos eléctricamente activos en la red del cristal. Los principales defectos son vacancias e intersticios. Las vacancias pueden migrar y combinarse, por ejemplo, con los átomos dopantes (B, P) o impurezas del cristal (C, O). En Si tipo n, distintos trabajos [6, 7, 8] coinciden en que las vacancias producidas reaccionan con las impurezas de O para formar pares vacancia-oxígeno (V-O), y con impurezas donoras forman los pares vacancia-donor (V-P para el fósforo como dopante). Ambos defectos son eléctricamente activos y pueden tornarse eléctricamente negativos por la aceptación de un electrón de la banda de conducción. Los niveles de energía aceptores de los pares V-O y V-P según varios autores [8, 9, 10] se ubican 0,17 y 0,42 eV por debajo de la banda de conducción. Estos defectos son trampas y centros de recombinación, y su formación durante la irradiación reduce el τ de la celda. Los pares V-P se recuperan rápidamente por recocido cerca de los 150 °C, mientras que las V-O, a 350 °C [11]. La variación de la concentración de defectos por unidad de fluencia se encuentra entre 0,1 y 0,3 cm^{-1} para electrones de 1 MeV. Así, la tasa de desplazamientos es de 5,2 cm^{-1} , por lo cual surge que una gran cantidad de estas vacancias intervienen en otras reacciones a temperatura ambiente, como por ejemplo recombinación con átomos intersticiales.

La irradiación de Si tipo p a temperatura ambiente da como resultado defectos en la estructura con características netamente donoras. El nivel de energía de estos defectos donores

se localizan a 0,27 y 0,30 eV por encima de la banda de valencia. A temperatura ambiente la tasa de introducción de estos defectos en Si por electrones de 1 MeV es comúnmente 0,03 cm⁻¹. Este valor es considerablemente menor que el valor encontrado para Si tipo n [11].

La estructura de la celda estudiada con los espesores de cada capa se presenta en la Figura 7.11.

contacto transparente	ITO (85 nm)
emisor p ⁺	μc-Si (37 nm)
	a-Si (11 nm)
intrínseca	a-Si:H (10 nm)
base n	c-Si (50000 nm)
emisor n ⁺	μc-Si (50 nm)
contacto posterior	Al (10000 nm)

Figura 7.11. Esquema de la celda utilizada en la simulación.

En una primera etapa, se ajustaron los parámetros de la simulación a fin de reproducir la curva experimental de la respuesta espectral en condiciones de cortocircuito y la curva I-V bajo iluminación AM1.5, para la celda sin irradiar.

Los índices de refracción de las diferentes capas fueron los obtenidos mediante el ajuste de la reflectancia espectral, como se ha mencionado en la sección 5.3.3.1 del Capítulo 5. Estos valores se utilizaron como parámetros ópticos de entrada en el programa de simulación.

En cuanto a la energía de activación, *gap* óptico y demás parámetros, fueron establecidos de manera similar a la desarrollada en el Capítulo 5.

El daño producido por la radiación se simuló modificando la densidad de estados en el *gap* del c-Si. El mejor ajuste obtenido para la respuesta espectral de la celda irradiada se obtuvo colocando en la estructura del c-Si niveles de defectos, a manera de estados localizados a una energía definida según los datos presentados en la Tabla 7.4 [6, 8, 12]. Además de introducir nuevos niveles de defectos donores y aceptores se fue cambiando la

densidad de los mismos, ya sean donores o aceptores, llegando a un resultado final coincidente con los trabajos de las referencias. Las secciones eficaces de estos defectos fueron tomadas de la bibliografía [6, 11].

Tabla 7.4. Parámetros de ajuste de la respuesta espectral de la celda antes y después de la irradiación.

Antes de la irradiación

Nivel del defecto	Tipo de defecto	Densidad de defectos
$E_v + 0,46 \text{ eV}$	Aceptor	10^{12} cm^{-3}
$E_c - 0,46 \text{ eV}$	Donor	10^{12} cm^{-3}

Después de la irradiación

Nivel del defecto	Tipo de defecto	Densidad de defectos	Referencias
$E_v + 0,17 \text{ eV}$	Aceptor	10^{12} cm^{-3}	6, 8, 12
$E_c - 0,42 \text{ eV (NA1)}$	Donor	10^{15} cm^{-3}	6, 7, 9
$E_c - 0,27 \text{ eV (NA2)}$	Donor	10^{12} cm^{-3}	6, 8, 9

En la Figura 7.12 se muestran los ajustes realizados en la respuesta espectral y dos curvas intermedias correspondientes a dos densidades de defectos aceptores intermedias ($NA1 = 10^{13}$ y 10^{14} cm^{-3}) para el nivel introducido en $E_c - 0,42 \text{ eV}$.

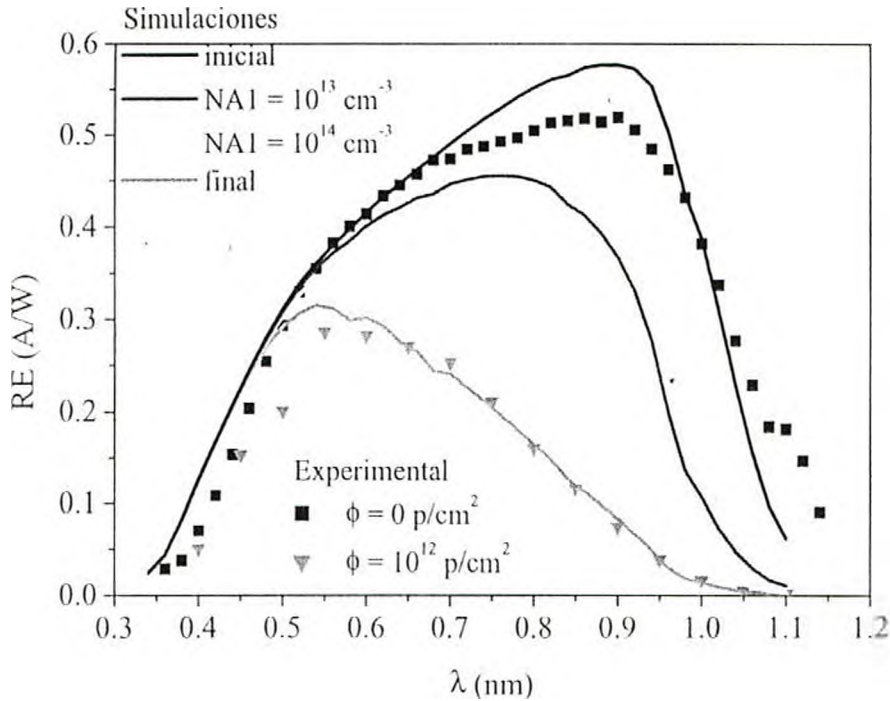


Figura 7.12. Respuesta espectral medida y simulada para distintas densidades de defectos.

7.2.5 Conclusiones

La variación de los parámetros eléctricos (I_{cc} y V_{ca}) correspondientes a las celdas heterojuntura de Si es similar a los resultados obtenidos en las celdas de Si cristalino presentadas en el capítulo precedente. En ambas puede observarse que, para una fluencia final de 10^{12} p/cm^2 , decayeron I_{cc} al 60 % y 50 % y V_{ca} al 80 % del valor inicial.

Teniendo en cuenta que la degradación resultó prácticamente igual en todas las celdas de Si analizadas (c-Si y dos heterojunturas con estructuras diferentes), puede decirse que la misma está asociada esencialmente al daño producido en la base del dispositivo (c-Si en todos los casos). Esta hipótesis fue corroborada con las simulaciones realizadas, pudiéndose observar que fue necesario introducir defectos en el volumen a fin de reproducir los resultados experimentales.

Como se observa en la Figura 7.12 no se logró un ajuste inicial demasiado bueno debido a que no se contaba con muchos de los datos experimentales requeridos, debiéndose obtener de la bibliografía. Aún así, esta comparación permite estudiar cualitativamente el problema.

Los niveles que tienen mayor influencia en τ (Tabla 7.4) corresponden a los centros V-O. Existen otros defectos que se generan con la irradiación de protones (por ejemplo: $E_c - 0,297$ eV y $E_c - 0,45$ eV) pero las simulaciones realizadas muestran que no tienen influencia directa en la disminución de τ , en buen acuerdo con la bibliografía [10, 12]. Esta disminución en τ fue corroborada por la caída observada en la curva de respuesta espectral de la celda irradiada respecto de la misma celda sin irradiar.

Referencias Capítulo 7

- 1 M. Brown, L. Goldhammer, G.S. Goodelle, C. U. Lortz, J. Perron, J. Powe, J. Schwartz, B.T. Cavicchi, M. Gillander, D. Krut. *Characterization testing of dual junction GaInP₂/GaAs/Ge solar cell assemblies*. Proceeding of the 26th IEEE Photovoltaics Specialist Conference, Anaheim, California, EEUU, pág. 805 (1997).
- 2 <http://www.spectrolab.com/DstaSheets/DJCell/DjCells.html>. Hoja técnica celdas de doble juntura de GaAs.
- 3 C.G. Bolzi, C.J. Bruno, E.M. Godfrin, M.G. Martínez Bogado, J. Plá, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, M. Alurralde, P. Cabot, E. Carella, J. Fernández Vázquez, C.D. Franciulli, V. Goldbeck, E. Mezzabolta, F. Antonuccio, S.L. Nigro, J.C. Durán. *Convenio de cooperación CONAE-CNEA: Desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para misiones satelitales argentinas*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente, 5, 4.07 (2001).
- 4 A. Filevich, C.J. Bruno, J. Fernández Vázquez, M. Alurralde, I. Prario, M.J.L. Tamasi, M.G. Martínez Bogado, J.C. Plá, J. Durán, J. Schuff, A. Burlon, P. Stoliar, D. Minsky, A.J. Kreiner, R. Mayer. *A compact portable setup for in situ solar cells degradation studies*. Enviado a IEEE Transaction on Nuclear Science 6 (2003).
- 5 F.A. Rubinelli, R.E.I. Schropp. *Sensitivity of the α -Si:H based solar cell current-voltage characteristics to the adopted model for the density of states*. Proceedings of the 2nd World Conference on Photovoltaic Solar Energy Conversion, pág. 998 (1998).
- 6 L.W. Song, B.W. Benson, G.D. Watkins. *New vacancy-related defects in n-type silicon*. Physical Review B 33 (2), pág. 1452 (1986).
- 7 B.G. Svensson, C. Jagadish, A. Hallén, J. Lalita. *Generation of vacancy-type point defects in single collision cascades during swift-ion bombardment of silicon*. Physical Review B 55 (16), pág. 10498 (2002).
- 8 H. Kauppinen, C. Corbel, K. Skog, K. Saarinen, T. Laine, P. Hautojärvi, P. Desgardin, E. Ntsoenzok. *Divacancy and resistivity profiles in n-type Si implanted with 1.15-MeV protons*. Physical Review B 55 (15), pág. 9598 (1997).

- 9 S.Zh. Karazhanov. *Effect of radiation-induced defects on silicon solar cells*. Journal of Applied of Physics **88** (7), pág. 3943 (2000).
- 10 J.C. Bourgoin, N. de Angelis. *Solar cells degradation by electron irradiation Comparison between Si, GaAs and GaInP cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells **66**, pág. 495 (2001).
- 11 E.V. Monakhov, B. S. Avset, A. Hallén, B. G. Svensson. *Formation of a double acceptor center during divacancy annealing in low-doped high-purity oxygenated Si*. Physical Review B **65** (23), pág. 233207-1 (1997).
- 12 A. Hallén, N. Keskitalo, F. Masszi, V. Nágel. *Lifetime in proton irradiated silicon*. Journal of Applied of Physics **79** (8), pág. 3906 (1996).

- 9 S.Zh. Karazhanov. *Effect of radiation-induced defects on silicon solar cells*. Journal of Applied of Physics **88** (7), pág. 3943 (2000).
- 10 J.C. Bourgoin, N. de Angelis. *Solar cells degradation by electron irradiation Comparison between Si, GaAs and GaInP cells*. Solar Energy Materials and Solar Cells **66**, pág. 495 (2001).
- 11 E.V. Monakhov, B. S. Avset, A. Hallén, B. G. Svensson. *Formation of a double acceptor center during divacancy annealing in low-doped high-purity oxygenated Si*. Physical Review B **65** (23), pág. 233207-1 (1997).
- 12 A. Hallén, N. Keskitalo, F. Masszi, V. Nagl. *Lifetime in proton irradiated silicon*. Journal of Applied of Physics **79** (8), pág. 3906 (1996).

CONCLUSIONES GENERALES

Los trabajos desarrollados durante esta Tesis constituyeron los primeros pasos del desarrollo, caracterización y calificación de dispositivos solares para uso espacial, tanto en lo que se refiere al diseño y elaboración de celdas solares de silicio, cuanto a la caracterización de celdas fotovoltaicas de otros materiales.

La puesta a punto del proceso de difusión es esencial para poder controlar características de las celdas solares de silicio cristalino tales como dopaje, resistencia de capa, profundidad de juntura, espesor de SiO_2 , entre otros. Asimismo, es importante que el proceso completo permita realizar una gran cantidad de muestras simultáneamente en tiempos cortos. Las celdas elaboradas fueron utilizadas para realizar distintos tipos de ensayos y para desarrollar diversas técnicas dentro del proyecto Paneles Solares para Uso Espacial tales como soldado de interconectores, pegado de vidrios, estudios de daño por radiación y elaboración de sensores de radiación. También, estos dispositivos sirvieron para la fabricación del primer panel de uso terrestre elaborado íntegramente en Argentinas. Este panel fue integrado al sistema de seguimiento de una cocina solar desarrollada en el Instituto de Energías no Convencionales (INENCO) de la Universidad Nacional de Salta.

La difusión de Al para la formación del emisor posterior parece ser la etapa más importante en el procesado de las obleas en relación con el aumento de la vida media de los portadores minoritarios de la base. Más aún, se obtienen valores semejantes de tiempo de vida media tras la difusión de Al en obleas sometidas a procesos con características muy diferentes. El *gettering* con Al y P es más eficaz que el producido por el P solamente, como muestran los mayores valores de τ medidos en las celdas con ambos emisores. Sin embargo, no resulta totalmente claro si el efecto de la difusión de Al sobre la vida media de los portadores minoritarios se debe al proceso de captura de impurezas y pasivación de defectos, a la formación del BSF-p^+ o a una combinación de ambos. Se observó, además, que el espesor de

Al evaporado y posteriormente difundido es importante para lograr un buen BSF, obteniéndose claramente mejores resultados con espesores de alrededor de 6 μm frente a los de 1 μm .

Se ensayaron por primera vez en el espacio un conjunto de celdas solares de silicio cristalino fabricadas en la Argentina para tal fin. A partir de los datos recibidos por telemetría entre enero y julio de 1999 desde el satélite SAC-A, se analizó el funcionamiento eléctrico de dichas celdas. Los análisis realizados muestran el correcto funcionamiento de los sensores de posición angular y de todas las celdas incluidas en los paneles de ensayo. Asimismo, los parámetros eléctricos medidos en el espacio son compatibles con las estimaciones teóricas y con las mediciones realizadas en el laboratorio. Debido a la corta duración de la misión, la evolución temporal de los parámetros medidos no permitió detectar la degradación de los mismos.

Las celdas solares de heterojuntura de silicio son una alternativa interesante y poco explorada como dispositivos de bajo costo para uso espacial. Los estudios presentados muestran que sus características eléctricas y su resistencia a la radiación son similares a las de celdas de homojuntura de silicio. Más aún, los ensayos de daño por radiación dieron resultados prácticamente independientes de la estructura.

Se estudió la degradación de las características eléctricas de las celdas de silicio irradiadas con protones de 8 y 10 MeV, y con electrones de 2,6 MeV, utilizando un equipo preparado especialmente para medir la curva I-V *in situ* desarrollado en el GES. Los resultados obtenidos en las distintas experiencias de daño por radiación son altamente repetitivos y el comportamiento de los parámetros eléctricos medidos en las celdas irradiadas es similar al encontrado en la literatura y a lo obtenido mediante simulación teórica. El coeficiente de daño k_τ , o su equivalente k_L , calculado a partir de la dependencia de τ con la fluencia, se encuentra en buen acuerdo con la bibliografía.

Las celdas de doble juntura basadas en GaAs son evidentemente más resistentes al daño por radiación que las celdas de Si. Si bien este resultado era el esperado, los experimentos llevados a cabo y el análisis incluidos en esta Tesis permitieron obtener tanto el coeficiente de daño como el de correlación entre electrones y protones, necesarios para realizar el cálculo del desempeño eléctrico del panel en diferentes etapas de una misión dada. Por otro lado, proporcionaron los elementos y la capacitación necesarios para realizar en

Argentina los ensayos referidos a este tema en las celdas de vuelo que se utilizarán en el satélite SAOCOM.

Por último, cabe destacar que las actividades desarrolladas en esta Tesis, de carácter claramente interdisciplinarias, pudieron ser realizadas gracias a la disponibilidad de equipamiento y personal especializado en distintas áreas dentro de la misma institución (CNEA).

Agradecimientos

Quiero empezar los agradecimientos por mi familia, por su ayuda, su aliento y comprensión durante este tiempo. En especial a mi mamá, a quien debo mi dedicación a la *ciencia*; a mi papá, con quien di mis primeros pasos en la *técnica*, y a Marcelo por su apoyo.

Debo continuar por Julio de quien he aprendido mucho, por su paciencia, su dedicación, su ayuda en todo momento y con quien compartimos el entusiasmo y la convicción de que se pueden realizar estos proyectos y que se debe hacer ciencia y técnica "industria nacional". Además de todo esto, lo más importante, por lo buena persona que es.

Continúo por "mi mitad siniestra", Mónica, con quien compartimos toda la carrera de Física entre otras cosas (amigos, apuntes, vacaciones, oficina, director, madres, mediciones, varias cosas más excepto maridos). A ella le agradezco profundamente su ayuda en todo momento, su amistad y sobre todo por los momentos alegres compartidos, que son muchos.

Un agradecimiento especial a cada uno de los integrantes, actuales y anteriores, del GES: a Elena y su ayuda con el místico mundo de la programación, a Cristian por su apoyo y su aliento, a Claudio que sigue con su paciencia intacta y con quien empecé a trabajar aquí aprendiendo muchas cosas; a Luis y sus gruñidas; a Juan por su ayuda en algunas mediciones y la atenta lectura y crítica de estos papeles; a Silvia, Marcela, Seba, Carlos, Enrique y Javier.

A Pancho un agradecimiento muy especial por su ayuda con las simulaciones, su paciencia y por todo lo que aprendí con él.

A Martín no sé si agradecerle o perdonarlo por el daño que le ha ocasionado a "mis" celdas, bombardeándolas junto a sus secuaces con cuanta partícula pudiera.

Agrego en los agradecimientos a mis amigos de siempre: Fabián, Carlos, Sergio, Ricardo y Gabriel, a quienes conocí en distintos lugares y épocas y cada uno aportó algo en mi carrera; por su paciencia, colaboración, por su apoyo y por su cariño.

Por último una mención especial a "la Casa", CNEA, y al Departamento de Física, por permitirme desde hace 10 años concluir primero con la licenciatura y ahora con el doctorado, esperando poder seguir sumando modestos granitos de arena.

Lista de Publicaciones

1. M.J.L. Tamasi, M. Alurralde, I. Prario, A. Filevich, R. Mayer, J.C. Durán, M.G. Martínez Bogado, J. Plá, J. Fernández Vázquez, C.J. Bruno. *Comparación del daño por radiación producido por protones y electrones en celdas solares para uso espacial*, enviado para su publicación a Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente (2003).
2. M. Alurralde, M.J.L. Tamasi, C.J. Bruno, M.G. Martínez Bogado, J. Plá, J. Fernández Vázquez, J. Durán, J. Schuff, A.A. Burlon, P. Stoliar, A.J. Kreiner. *Experimental and theoretical radiation damage studies on crystalline silicon solar cells*, enviado para su publicación a Solar Energy Materials and Solar Cells (2003).
3. A. Filevich, C.J. Bruno, J. Fernández Vázquez, M. Alurralde, I. Prario, M.J.L. Tamasi, M.G. Martínez Bogado, J.C. Plá, J. Durán, J. Schuff, A. Burlon, P. Stoliar, D. Minsky, A.J. Kreiner, R. Mayer, *A compact portable setup for in situ solar cells degradation studies*. Enviado a IEEE Transaction on Nuclear Science 6 (2003).
4. A. Filevich, C.J. Bruno, J. Fernández Vázquez, M. Alurralde, I. Prario, M.J.L. Tamasi, M.G. Martínez Bogado, J.C. Plá, J. Durán, J. Schuff, A. Burlon, P. Stoliar, D. Minsky, A. Kreiner and R. Mayer. *A Compact Portable Setup for in situ Solar Cells Degradation Studies*. Proc. IEEE Nuclear and Space Radiation Effects Conference (NSREC). Julio de 2003, Monterey, California (EEUU).
5. J. Pla, M. Tamasi, R. Rizzoli, M. Losurdo, E. Centurioni, C. Summonte, F. Rubinelli. *Optimization of ITO layers for applications in a-Si/c-Si heterojunction solar cells*. Thin Solid Films 425 (1), 185 (2003).
6. J.C. Durán C.J. Bruno, M. Alurralde, F. Antonuccio, C.G. Bolzi, P. Cabot, E. Carella, J. Fernández Vázquez, A. Filevich, C.D. Franciulli, E.M. Godfrin, V. Goldbeck, M.G. Martínez Bogado, E. Mezzabolta, S.L. Nigro, J. Plá, S.E. Rodríguez y M.J.L. Tamasi. *Convenio de cooperación CONAE-CNEA: desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para misiones satelitales argentinas - actividades desarrolladas en el último año* Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente 6, pág. 04.13 (2002).

7. M. Alurralde, M.J.L. Tamasi, M.G. Martínez Bogado, J. Plá. *Evaluación del daño por radiación de celdas solares de distintos materiales con protones de 10MeV*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente **6**, pág. 04.25 (2002).
8. C.Cadena, H.Bárcena, R.Echazú, R.Caso, L.Saravia, M.G.Martínez Bogado, M.J.L.Tamasi y E.M.Godfrin. *Sistema de seguimiento para cocinas solares alimentado por módulo fotovoltaico*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente **6**, pág. 05.1 (2002).
9. M.J.L. Tamasi, M.G. Martínez Bogado, M. Alurralde, J.C. Plá. *Estudio teórico-experimental de daño por radiación con protones de 10MeV en celdas solares de silicio cristalino*. Energías Renovables y Medio Ambiente **11** pág.19 (2002).
10. C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, E.M.Godfrin, M.G. Martínez Bogado, L.M. Merino, J.C. Plá, M.J.L. Tamasi, M. Barrera. *First experiment of argentine solar cells in space: modules fabrication, characterisation, and telemetry data analysis from SAC-A satellite*. Solar Energy Materials and Solar Cells **73**, 269 (2002).
11. J. Plá, M. Tamasi, E. Centurioni, R. Rizzoli, C. Summonte, J. Durán. *ITO films for heterojunction a-Si/c-Si solar cells* Proceedings of the 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Munich, Alemania, pág. 3027 (2001).
12. E. Centurioni, C. Summonte, R. Rizzoli, D. Iencinella, J. Plá, K. Mellassi, M. Martínez Bogado, M. Tamasi, A. Desalvo, F. Zignani. *Junction formation and interface passivation in homojunction and heterojunction silicon solar cells deposited by VHF – PECVD*. Proceedings of the 17th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Munich, Alemania, pág. 3001 (2001).
13. M. Alurralde, M.J.L. Tamasi, C.J. Bruno, M.G. Martínez Bogado, J. C. Plá y J. Fernández Vázquez. *Estudios de daño por radiación con protones de 10 MeV en celdas solares de silicio cristalino utilizando el acelerador TANDAR*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente **5**, pág. 08.43 (2001).
14. C.G. Bolzi, C.J. Bruno, E.M. Godfrin, M.G.Martínez Bogado, J. Plá, S.E. Rodríguez, M.J.L. Tamasi, M. Alurralde, P. Cabot, E. Carella, J. Fernández Vázquez, C.D. Franciulli, V. Goldbeck, E. Mezzabolta, F. Antonuccio, S.L. Nigro y J.C. Durán. *Convenio de cooperación CONAE-CNEA: desarrollo, fabricación y ensayo de paneles solares para misiones satelitales argentinas* Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente **5**, pág. 04.07 (2001).

15. J.C.Plá, M.J.L. Tamasi, C.G.Bolzi, G.L.Venier, J.C.Durán, *Short circuit current vs. cell thickness in solar cells under rear illumination: a direct evaluation of diffusion length*. Solid State Electronics **44/4**, 719 (2000).
16. C.G. Bolzi, C.J. Bruno, J.C. Durán, E.M. Godfrin, M.G. Martínez Bogado, L.M. Merino, J.C. Plá, M.J.L. Tamasi, M. Barrera. *SAC-A satellite: first experiment of argentine solar cells in space* Proceedings of the 28th IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Anchorage, Alaska, EE.UU., pág. 1344 (2000).
17. E.M.Godfrin, M.G. Martínez Bogado, M.J.L. Tamasi y J.C. Durán. *Primera experiencia de celdas solares argentinas en el espacio: análisis preliminar de los resultados*. Avances en Energías Renovables y Medio Ambiente **3**, Nro. 1, pág. 04.25 (1999).
18. M.J.L. Tamasi, J.C. Plá, C.G. Bolzi, M.G. Martínez Bogado, G.L. Venier y J.C. Durán. *Comparison of different simple fabrication processes for high efficiency silicon solar cells*. Proc. Second World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, Viena, Austria, pág. 1874 (1998).