



**HAL**  
open science

# Développement de cellules photovoltaïques à hétérojonction de silicium et contacts interdigités en face arrière

Sylvain de Vecchi

► **To cite this version:**

Sylvain de Vecchi. Développement de cellules photovoltaïques à hétérojonction de silicium et contacts interdigités en face arrière. Matériaux. INSA de Lyon, 2013. Français. NNT : 2013ISAL0050 . tel-01127620

**HAL Id: tel-01127620**

**<https://theses.hal.science/tel-01127620>**

Submitted on 7 Mar 2015

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

## THÈSE

Présentée devant  
**L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon**

Pour obtenir le grade de  
**Docteur en Science des Matériaux**

Par  
**Sylvain De Vecchi**

# Développement de cellules photovoltaïques à hétérojonction de silicium et contacts interdigités en face arrière

Soutenue le 01/07/2013 devant la Commission d'examen constituée de :

SLAOUI Abdelilah	Rapporteur
KAMINSKI-CACHOPO Anne	Rapporteur
KLEIDER Jean-Paul	Examineur
ALCUBILLA Ramon	Examineur
LEMITI Mustapha	Directeur
DESRUES Thibaut	Encadrant



Cette thèse a été préparée à l'Institut National de l'Énergie Solaire (INES), au sein du  
Laboratoire des Composants Photovoltaïques (DRT / Liten / DTS / LCP).

**Adresse du laboratoire :**

INES - DTS/LCP  
50 Avenue du Lac Léman- BP 332  
73370 Le Bourget du Lac  
FRANCE



*INSA Direction de la Recherche - Ecoles Doctorales – Quinquennal 2011-2015*

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
<b>CHIMIE</b>	<b>CHIMIE DE LYON</b> <a href="http://www.edchimie-lyon.fr">http://www.edchimie-lyon.fr</a>  Insa : R. GOURDON	<b>M. Jean Marc LANCELIN</b> Université de Lyon – Collège Doctoral Bât ESCPE 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 13 95 directeur@edchimie-lyon.fr
<b>E.E.A.</b>	<b>ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE</b> <a href="http://edcea.ec-lyon.fr">http://edcea.ec-lyon.fr</a>  Secrétariat : M.C. HAVGOUDOUKIAN eea@ec-lyon.fr	<b>M. Gérard SCORLETTI</b> Ecole Centrale de Lyon 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 65 55 Fax : 04 78 43 37 17 Gerard.scorletti@ec-lyon.fr
<b>E2M2</b>	<b>EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION</b> <a href="http://e2m2.universite-lyon.fr">http://e2m2.universite-lyon.fr</a>  Insa : <b>H. CHARLES</b>	<b>Mme Gudrun BORNETTE</b> CNRS UMR 5023 LEHNA Université Claude Bernard Lyon 1 Bât Forel 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 06.07.53.89.13 e2m2@univ-lyon1.fr
<b>EDISS</b>	<b>INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTE</b> <a href="http://www.ediss-lyon.fr">http://www.ediss-lyon.fr</a>  Sec : Samia VUILLERMOZ Insa : M. LAGARDE	<b>M. Didier REVEL</b> Hôpital Louis Pradel Bâtiment Central 28 Avenue Doyen Lépine 69677 BRON Tél : 04.72.68.49.09 Fax : 04 72 68 49 16 Didier.revel@creatis.uni-lyon1.fr
<b>INFOMATHS</b>	<b>INFORMATIQUE ET MATHEMATIQUES</b> <a href="http://infomaths.univ-lyon1.fr">http://infomaths.univ-lyon1.fr</a>  Sec :	<b>M. Johannes KELLENDONK</b> Université Claude Bernard Lyon 1 INFOMATHS Bâtiment Braconnier 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 44.82.94 Fax 04 72 43 16 87 infomaths@univ-lyon1.fr
<b>Matériaux</b>	<b>MATERIAUX DE LYON</b> <a href="http://ed34.universite-lyon.fr">http://ed34.universite-lyon.fr</a>  Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry Ed.materiaux@insa-lyon.fr	<b>M. Jean-Yves BUFFIERE</b> INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Saint Exupéry 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 83 18 Fax 04 72 43 85 28 Jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr
<b>MEGA</b>	<b>MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE</b> <a href="http://mega.ec-lyon.fr">http://mega.ec-lyon.fr</a>  Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry mega@insa-lyon.fr	<b>M. Philippe BOISSE</b> INSA de Lyon Laboratoire LAMCOS Bâtiment Jacquard 25 bis avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72 .43.71.70 Fax : 04 72 43 72 37 Philippe.boisse@insa-lyon.fr
<b>ScSo</b>	<b>ScSo*</b> <a href="http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/">http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/</a>  Sec : Viviane POLSINELLI Brigitte DUBOIS Insa : J.Y. TOUSSAINT	<b>M. OBADIA Lionel</b> Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.77.23.86 Fax : 04.37.28.04.48 Lionel.Obadia@univ-lyon2.fr

\*ScSo : Histoire, Géographie, Aménagement, Urbanisme, Archéologie, Science politique, Sociologie, Anthropologie

# *Remerciements*

Cette thèse a été effectuée à l'INES au LCP. Je tiens donc à remercier Dick Heslinga et Pierre-Jean Ribeyron, qui ont successivement dirigé le laboratoire, pour m'avoir accueilli au sein de leur équipe.

J'adresse un grand merci à Thibaut Desrues qui a été mon responsable et sans qui cette thèse n'aurait pas été aussi « funky ». Je le remercie tout particulièrement pour m'avoir guidé de façon très perspicace et d'avoir su prendre le temps de m'écouter et de m'aiguiller dans les moments de doute. Je lui souhaite bonne route pour ses projets futurs en espérant qu'on se recroisera après la thèse.

Je tiens tout particulièrement à remercier l'INL et surtout Mustapha Lemiti pour ces conseils précieux et ses remarques pertinentes sur mes travaux.

Merci à Delfina Muñoz responsable de la filière hétérojonction de m'avoir soutenu et d'avoir poussé pour que je participe à des formations et des conférences même si parfois cela n'a pas été évident. Son support m'a été d'une grande aide.

Je remercie Anne Kaminski-Cachopo, Abdelilah Slaoui, Ramon Alcubilla, et Jean-Paul Kleider d'avoir accepté de faire partie de mon jury de thèse.

Je tiens aussi à saluer Maria Recaman-Payo et Kris Van Neuenhuysen de l'IMEC pour m'avoir encouragé à effectuer une thèse et pour m'avoir recommandé auprès du CEA. Merci de m'avoir transmis les bases scientifiques qui m'ont permis d'aborder cette thèse dans de bonnes conditions.

Je remercie tout particulièrement Florent Souche pour son implication dans mes expériences, sa bonne humeur et les nombreuses discussions dans lesquels nous avons plusieurs fois refait le monde. Un grand merci à Thomas Blévin et Jordan Le Calvez, les deux stagiaires de la dream team HET-RCC, qui m'ont apporté une aide précieuse sur certains sujets dont traite ma thèse.

Pendant ces trois ans au sein de l'équipe HET, j'ai passé de très bons moments. Je remercie donc tous ses membres pour avoir participé de près ou de loin à mes travaux notamment Anne-Sophie Ozanne, Nathalie N'Guyen, Christine Denis, Catherine Arnal, Wilfried Favre et Renaud Varache. Mais aussi, Frédéric Jay et Guillaume d'Alonzo pour les discussions de comptoir sur les résultats footballistiques du moment. Enfin, merci à Jean Coignus pour m'avoir épaulé dans l'élaboration d'un modèle efficace de simulation et pour ces nombreux jeux de mots dont lui seul a le secret.

Le LCP est un laboratoire où la bonne ambiance règne grâce une bonne tribu de techniciens et d'ingés qui rendent le travail plus plaisant. Je tiens donc à remercier Yannick Veschetti, Samuel Gall, Rémi Monna, Nicolas Enjalbert, Sébastien Dubois, Nicolas Auriac, Sylvain Manuel, Seb Gaillard, Alex Vachez, Julie Stendera, Simon Mialon, Fabien Ozanne,

Alexandre Bettinelli, Bernadette Grange, Fred Barbier, Julien Diaz, Jérôme Le Perchec, Marc Pirot et tous ceux que j'aurais oubliés. Merci également à Vincenzo Sanzone pour les débats politico-philosophiques engagés et Raphael Cabal pour les conseils scientifiques qu'il m'a dispensés et son sens de l'humour toujours à la limite du politiquement correct que j'apprécie toutefois beaucoup.

Je tiens à remercier la population de l'Open-space de l'Alouette 3, cette joyeuse troupe qui a égayé mes journées et que je regretterai beaucoup. Un grand merci à Lotfi dit « Le rouge » pour les nombreuses discussions scientifiques. Mais aussi pour m'avoir fait partager sa vision du monde lors de débats engagés. Mes amitiés à Jordi Veirman « Vermouth », Bertrand Paviet-Salomon « Pavé de Saumon », Silvia Martin, Benoit Martel, Adeline Lanterne, Thomas Schutz, Florent Tanay, Anthony Valla et Nora Najib.

Merci à ma famille pour leur soutien durant ces années et pour m'avoir donné toutes les cartes en main pour réussir ma vie personnelle et professionnelle.

Enfin, je remercie la personne sans qui rien ne se serait fait, qui m'a soutenu et supporté pendant ces trois ans. Et ce n'est pas rien....Je dédie donc ce mémoire à ma femme qui a toujours été là pour moi.

# Résumé

---

Cette thèse est axée sur la fabrication et l'optimisation d'une nouvelle structure permettant théoriquement d'améliorer les performances des cellules à base de silicium cristallin. Cette nouvelle architecture de cellule utilise la technologie des hétérojonctions de silicium a-Si:H/ c-Si (Si-HJ) appliquée sur des structures à contacts interdigités en face arrière (IBC). Le potentiel de rendement des cellules IBC Si-HJ est supérieur à 25%, mais leur fabrication nécessite une localisation des couches de a-Si:H de dopage différent et de leurs métallisations. L'intégration de ces étapes dans un procédé simplifié utilisant des techniques industrielles (PECVD, pulvérisation, sérigraphie et laser) a été étudiée. De plus, une structure obtenue sans séparation entre le BSF et l'émetteur est présentée, permettant de réduire le nombre d'étapes de fabrication. Les avantages ainsi que les limites liés à cette architecture simplifiée ont été illustrés du point de vue expérimental et par simulation. Dans le cadre de ces travaux, le rendement maximum atteint sur les dispositifs IBC Si-HJ simplifiés de 25cm<sup>2</sup> est de 19% (substrats de type n), ce qui constitue le 3<sup>e</sup> meilleur résultat au niveau mondial. Les performances des cellules restent encore limitées par l'absorption des couches de a-Si:H utilisées pour la passivation de la face avant, et par la conductivité des couches dopées en face arrière. De nombreuses pistes d'amélioration sont explorées dans cette étude.

Un procédé de métallisation innovant a également été élaboré pour le passage sur des substrats de grande taille (150cm<sup>2</sup>). Il permet de limiter les pertes résistives tout en offrant de la flexibilité au niveau de la géométrie des contacts. La mise en module de cellules ayant ce design de métallisation a ensuite été étudiée, et un module de 4 cellules IBC Si-HJ a pu être fabriqué.

# Abstract

---

This thesis studies the fabrication and the optimization of a new structure to enhance the efficiency of crystalline silicon based solar cells. This new cell design uses a-Si:H/c-Si heterojunction (Si-HJ) technology applied on interdigitated back contact structures (IBC). With IBC Si-HJ solar cells, the efficiency potential is theoretically higher than 25%. Their fabrication requires to pattern doped a-Si:H and the associated metallization on the same side. The implementation of those process steps has been carefully studied. All processes used in this study are potentially industrial (PECVD, sputtering, screen-printing, and laser) and the obtained structure without buffer layer between the BSF and the emitter allows to reduce fabrication steps. Issues linked to this design have been investigated. Within the frame of this work, the maximum efficiency reached on reduced size devices (25cm<sup>2</sup>) with n-type substrate and is 19% which is the 3<sup>rd</sup> best result worldwide. The cell performances are still limited by the absorption of front surface passivating layer (a-Si:H) and by the low doped layer conductivity. Several optimization ways are explored in this study.

An innovative metallization process is then elaborated to allow large area solar cell fabrication while limiting resistive losses and offering more flexibility on metallized pattern. The interconnection and the encapsulation of cells with this metallization design have been illustrated and a module with 4 cells has been fabricated.

# TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION.....	- 5 -
ETAT DE L'ART .....	- 11 -
1. FONCTIONNEMENT DES CELLULES PHOTOVOLTAÏQUES EN SILICIUM CRISTALLIN .....	- 11 -
1.1. La conversion photon - électron .....	- 11 -
1.1.1. Absorption de la lumière .....	- 11 -
1.1.2. L'effet photovoltaïque .....	- 12 -
1.1.3. Absorption et conversion du rayonnement solaire .....	- 13 -
1.2. La production d'énergie par un dispositif photovoltaïque.....	- 14 -
1.2.1. La Jonction (ou diode) p-n : base du dispositif photovoltaïque.....	- 14 -
1.2.2. Jonction p/n sous éclairement.....	- 16 -
1.2.3. Production d'énergie par un dispositif photovoltaïque.....	- 16 -
1.3. Limites à la conversion photovoltaïque.....	- 18 -
2. STRUCTURES A HAUT RENDEMENT DE CONVERSION .....	- 21 -
2.1. Les structures à contacts localisés en face arrière et à émetteur sélectif .....	- 21 -
2.2. Les cellules à hétérojonction a-Si :H/c-Si.....	- 22 -
2.3. Les cellules à contacts interdigités en face arrière .....	- 26 -
2.4. Les cellules IBC Si-HJ .....	- 29 -
3. PROCÉDES DE STRUCTURATION DE COUCHE DANS LES CELLULES SOLAIRES .....	- 33 -
3.1. La photolithographie.....	- 33 -
3.2. La localisation par nano-impression.....	- 34 -
3.3. La sérigraphie.....	- 35 -
3.4. Localisation par dépôt à travers un masque .....	- 36 -
3.5. La gravure laser.....	- 37 -
CHAPITRE I : ELABORATION D'UNE STRUCTURE SIMPLIFIÉE EN FACE ARRIÈRE .....	- 43 -
1. LA STRUCTURE SIMPLIFIÉE .....	- 44 -
2. PROCÉDE DE STRUCTURATION COUCHE DE SILICIUM AMORPHE .....	- 46 -
2.1. Localisation par sérigraphie .....	- 46 -
2.1.1. Localisation du silicium amorphe .....	- 46 -
2.1.2. Localisation de couches de a-Si:H dans le procédé de fabrication des cellules IBC Si-HJ .....	- 47 -
2.1.3. Conclusion .....	- 53 -
2.2. Procédé de localisation par ablation laser .....	- 54 -
2.2.1. Localisation de couches d'a-Si:H par ablation laser .....	- 54 -

# TABLE DES MATIERES

2.2.2.	Procédé de localisation de couches de a-Si:H pour la fabrication de cellules IBC Si-HJ .....	- 57 -
2.3.	<i>Conclusion</i> .....	- 62 -
3.	<b>PROCEDE DE STRUCTURATION DES COUCHES DE LA METALLISATION</b> .....	- 63 -
3.1.	<i>Introduction</i> .....	- 63 -
3.2.	<i>Localisation de l'OTC</i> .....	- 65 -
3.2.1.	Localisation de l'ITO par sérigraphie .....	- 66 -
3.2.2.	Localisation de l'ITO par voie laser .....	- 67 -
<b>CONCLUSIONS DU CHAPITRE I</b> .....		<b>- 70 -</b>
<b>CHAPITRE II : OPTIMISATION DU PROCEDE DE FABRICATION DE LA STRUCTURE SIMPLIFIEE</b> .....		<b>- 71 -</b>
1.	<b>CONFORMITE DE LA STRUCTURE OBTENUE DANS LA ZONE DE RECOUVREMENT</b> .....	- 72 -
1.1.	<i>Structure obtenue dans la zone de recouvrement</i> .....	- 72 -
1.2.	<i>Conséquences de la structure obtenue sur les performances cellules</i> .....	- 74 -
1.2.1.	Recouvrement entre a-Si :H (n) et a-Si:H (i/p) .....	- 74 -
1.2.2.	Cavités dans la zone de recouvrement .....	- 75 -
1.3.	<i>Bilan</i> .....	- 80 -
2.	<b>OBTENTION D'UNE BONNE ISOLATION ELECTRIQUE ENTRE LES ELECTRODES DE COLLECTE</b> .....	- 80 -
2.1.	<i>Isolation par gravure chimique de l'ITO</i> .....	- 81 -
2.2.	<i>Isolation par gravure laser de l'ITO</i> .....	- 83 -
<b>CONCLUSIONS DU CHAPITRE II</b> .....		<b>- 87 -</b>
<b>CHAPITRE III : OPTIMISATION DE LA FACE AVANT</b> .....		<b>- 89 -</b>
1.	<b>DIMINUTION DE L'ABSORPTION DE LA COUCHE DE PASSIVATION DE SURFACE</b> .....	- 90 -
2.	<b>LA COUCHE ANTI-REFLET</b> .....	- 95 -
2.1.	<i>Films de a-Si:N<sub>x</sub>:H</i> .....	- 95 -
2.2.	<i>Films de a-SiC<sub>x</sub>:H</i> .....	- 96 -
2.3.	<i>Résistance des couches anti-reflet aux étapes chimiques</i> .....	- 97 -
2.4.	<i>Influence de la couche antireflet sur la passivation de surface d'une bi-couche a-Si :H/CAR</i> .....	- 98 -
2.5.	<i>Influence de la couche antireflet sur l'effet des recuits thermiques</i> .....	- 101 -
3.	<b>CHOIX DU DOPAGE ET DE L'ÉPAISSEUR DE LA COUCHE DE PASSIVATION DE SURFACE</b> .....	- 103 -
4.	<b>OPTIMISATION DE L'EMPILEMENT EN FACE AVANT</b> .....	- 105 -
4.1.	<i>Optimisation optique</i> .....	- 106 -
4.2.	<i>Optimisation globale</i> .....	- 107 -
<b>CONCLUSIONS DU CHAPITRE III</b> .....		<b>- 109 -</b>
<b>CHAPITRE IV: OPTIMISATION DES CELLULES SI-HJ ET IBC SI-HJ</b> .....		<b>- 111 -</b>

## TABLE DES MATIERES

---

1.	<b>GEOMETRIE DES ZONES EMETTEUR ET BSF SUR DES STRUCTURES « POINT CONTACT »</b> .....	- 112 -
1.1.	<i>Introduction</i> .....	- 112 -
1.2.	<i>Géométrie de la zone d'émetteur</i> .....	- 113 -
1.3.	<i>Géométrie de la zone de BSF</i> .....	- 117 -
2.	<b>OPTIMISATION DES CELLULES IBC Si-HJ</b> .....	- 119 -
2.1.	<i>Optimisation de la géométrie en face arrière</i> .....	- 119 -
2.1.1.	Augmentation de la fraction d'émetteur .....	- 119 -
2.1.2.	Fraction de contact de la métallisation sur le BSF .....	- 121 -
2.2.	<i>Texturation de la face avant</i> .....	- 123 -
2.2.1.	Introduction .....	- 123 -
2.2.2.	Influence de l'état de surface du c-Si .....	- 123 -
2.2.3.	Résultats J-V de cellules IBC Si - HJ avec face avant texturée .....	- 125 -
	<b>CONCLUSIONS DU CHAPITRE IV</b> .....	- 127 -
	<b>CHAPITRE V : CELLULES IBC SI-HJ DE GRANDE TAILLE (150CM2)</b> .....	- 129 -
1.	<b>VERS DES CELLULES DE GRANDE TAILLE</b> .....	- 130 -
1.1.	<i>Introduction</i> .....	- 130 -
1.2.	<i>Procédé de métallisation à 2 niveaux</i> .....	- 132 -
1.2.1.	Description du procédé .....	- 132 -
1.2.2.	Isolation électrique de la pâte polymère .....	- 132 -
1.3.	<i>Mesure J-V de cellules IBC</i> .....	- 136 -
1.4.	<i>Influence de la métallisation à 2 niveaux sur les propriétés électriques des cellules IBC Si-HJ...</i>	- 138 -
1.4.1.	Introduction .....	- 138 -
1.4.2.	Influence sur les paramètres électriques des cellules IBC Si-HJ .....	- 139 -
1.5.	<i>Réalisation de cellules IBC Si-HJ de 150cm<sup>2</sup></i> .....	- 142 -
2.	<b>MISE EN MODULE DE CELLULES IBC SI-HJ</b> .....	- 144 -
2.1.	<i>Introduction</i> .....	- 144 -
2.2.	<i>Interconnexion de cellules IBC Si-HJ avec une métallisation à 2 niveaux</i> .....	- 144 -
2.2.1.	Cellules IBC Si-HJ sans busbar .....	- 144 -
2.2.2.	Cellules IBC Si-HJ avec Busbar .....	- 146 -
2.3.	<i>Performance du module fabriqué</i> .....	- 147 -
	<b>CONCLUSIONS DU CHAPITRE V</b> .....	- 149 -
	<b>CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES</b> .....	- 151 -
1.	<b>PROCEDE DE FABRICATION</b> .....	- 151 -
2.	<b>OPTIMISATION DES PERFORMANCES DES CELLULES IBC SI-HJ</b> .....	- 152 -
3.	<b>CELLULES IBC SI-HJ DE GRANDE TAILLE</b> .....	- 153 -



## TABLE DES MATIERES

---

<b>ANNEXE : MODELISATION DES DISPOSITIFS EN DEUX DIMENSIONS .....</b>	<b>- 155 -</b>
<b>BIBLIOGRAPHIE .....</b>	<b>- 157 -</b>
<b>PUBLICATIONS DE L'AUTEUR.....</b>	<b>- 169 -</b>
<b>COMMUNICATIONS SCIENTIFIQUES EN RAPPORT AVEC LA THESE: .....</b>	<b>- 169 -</b>
<b>PUBLICATIONS DANS DES REVUES A COMITE DE LECTURE .....</b>	<b>- 169 -</b>
<b>ACTES DE CONFERENCES INTERNATIONALES .....</b>	<b>- 169 -</b>
<b>PRESENTATIONS ORALES LORS DE CONFERENCES INTERNATIONALES .....</b>	<b>- 170 -</b>
<b>BREVETS.....</b>	<b>- 170 -</b>
<b>AUTRES COMMUNICATIONS SCIENTIFIQUES .....</b>	<b>- 170 -</b>

# INTRODUCTION

---

L'augmentation de la population, le développement industriel et l'émergence de nouveaux vecteurs de consommation ont contribué à une augmentation du besoin énergétique mondial. Ainsi, la consommation énergétique est passée de  $5.4 \times 10^4$  à  $1 \times 10^5$  TWh par an de 1973 à 2010 [IEA12]. Pour faire face à cette demande, les principales sources de production ont été la transformation de combustibles fossiles comme le pétrole, le charbon et le gaz naturel en énergie avec respectivement 32%, 27% et 21% de la production d'énergie en 2010.

En ce qui concerne la production d'électricité qui représente 18% de l'énergie mondiale consommée [IEA12], un modèle production/distribution centralisé prédomine depuis l'ère industrielle avec d'un côté le producteur et de l'autre le consommateur reliés à travers un réseau électrique. Ce modèle favorise évidemment les grosses unités de production comme les centrales nucléaires, les centrales à gaz et au charbon et donc la consommation de ressources fossiles.

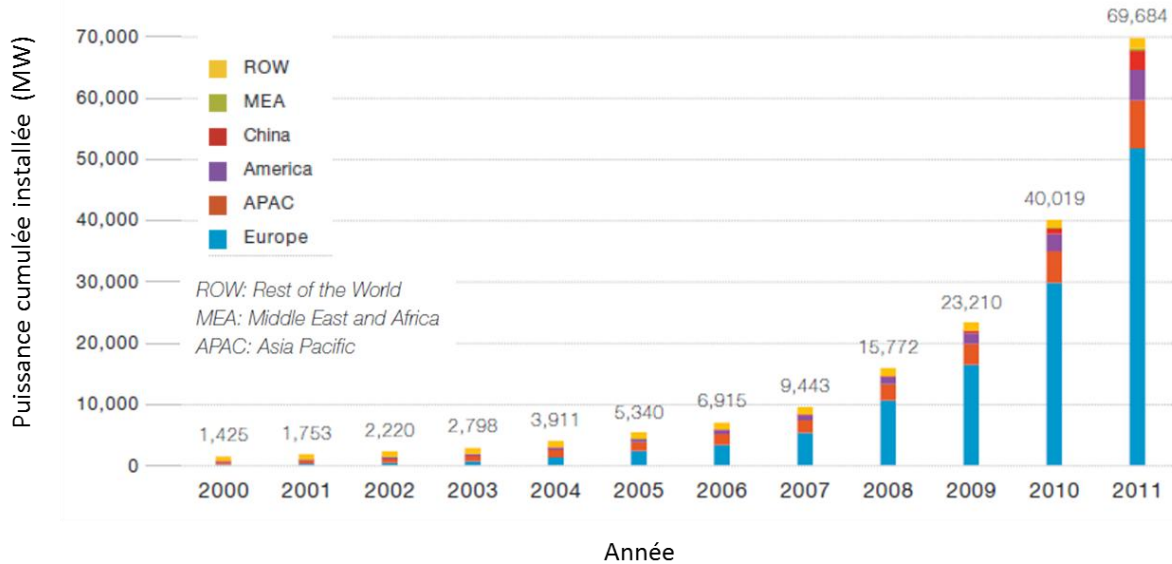
D'un point de vue environnemental, leur utilisation n'est pas sans conséquences. En effet, l'exploitation de ces ressources conduit à une hausse des émissions de gaz à effet de serre (GES) anthropiques (principalement du  $\text{CO}_2$ ), ce qui a pour conséquence à l'échelle du globe une hausse des températures moyennes de l'atmosphère et de l'océan, une fonte massive de la neige et de la glace et une élévation du niveau de la mer [GIEC07]. Il apparaît donc risqué d'un point de vue environnemental et plus généralement d'un point de vue sociétal de continuer sur cette voie. Plusieurs solutions existent pour combattre le phénomène de réchauffement climatique, elles sont notamment résumées par la démarche Negawatt qui préconise une sobriété, une efficacité énergétique et un recours prioritaire aux énergies renouvelables [Negawatt11].

Les énergies renouvelables sont des énergies qui au contraire des énergies dites de stock (pétrole, gaz, charbon...) sont basées sur l'exploitation d'un flux (soleil, vent, eau) qui se renouvellera en permanence à l'échelle du passage de l'humanité sur terre. Parmi elles, l'énergie solaire offre un gigantesque gisement énergétique, car chaque année la terre reçoit du Soleil plus de 14000 fois la production d'énergie annuelle mondiale [Smil02]. Il paraît donc évident que si on en transforme une petite partie en énergie utilisable, son potentiel est énorme. La technologie solaire permettant de transformer cette énergie en électricité (photovoltaïque (PV)) est une voie très intéressante pour remplacer en partie les moyens de production traditionnels. De plus, le PV permet une production plus propre que son équivalent pétrole et charbon. En effet, quand on produit un kWh avec un système PV on génère 10 à 20 fois moins de GES [Meier02].

A l'heure actuelle, le PV occupe une petite part sur le marché des énergies car il souffre toujours d'un coût élevé par rapport à ses concurrents soit 0.2 à 0.5 €/kWh en 2011 [IRENA12], à titre de comparaison en France le coût moyen de l'électricité est à 7 c€/kWh [MEDDE12]. De plus, son intégration dans le réseau est plus compliquée car sa production est

## INTRODUCTION

intermittente et son avenir est donc lié au progrès technologique dans le domaine du stockage de l'électricité. Cependant, le PV fait l'objet d'un soutien financier croissant de la part de beaucoup de pays et ce secteur est en pleine émergence comme l'indique la figure 1, qui représente l'évolution de la capacité de production par des modules PV durant ces dernières années.



**Figure 1** Puissance photovoltaïque globale installée par région du monde entre 2000 et 2011 [EPIA12]

Ces aides (essentiellement l'obligation de rachat de l'électricité PV par les opérateurs énergétiques à un prix plus fort que le tarif de vente) ont permis une croissance forte surtout en Europe, mais l'avenir de la filière repose sur une diminution du coût de production du kWh PV, synonyme d'une réduction du ratio €/W, jusqu'à atteindre la « parité réseau » caractérisée par un prix d'achat du kWh PV égal au prix du kWh réseau. Afin de diminuer ces coûts il faut agir sur toute la filière, et notamment sur le coût de production du panneau (appelé « module ») photovoltaïque qui représente entre 30 et 50% du coût total de l'installation [IRENA12].

Un système photovoltaïque est constitué d'un module photovoltaïque qui fournit l'électricité en courant continu ainsi qu'un onduleur qui convertit cette électricité en courant alternatif. Le module photovoltaïque est lui constitué de plusieurs cellules interconnectées électriquement en série ou en parallèle de manière à produire de l'électricité à une certaine tension. L'efficacité d'un module PV est évaluée par son rendement de conversion qui est le rapport entre l'énergie solaire arrivant sur le module et l'énergie électrique produite par celui-ci. Les rendements des modules dépendent en grande partie du type de cellules utilisées pendant la fabrication de celui-ci comme le souligne le Tableau 1 [IRENA12].

## INTRODUCTION

**Tableau 1.** Rendement moyen des modules PV commercialisés pour les technologies dominantes.

Technologie	Couches minces				Silicium cristallin	
	Silicium amorphe (a-Si)	Tellure de Cadmium (CdTe)	Cuivre Indium Gallium Sélénium (CIGS)	Tandem (a-Si/ $\mu$ c-Si)	Mono	Multi
Rendement (%) sous AM1.5G	5-7	8-11	7-11	8	15-19	13-15
Surface par kW <sub>c</sub> (m <sup>2</sup> )	15	11	10	12	7	8

Une grande variété de cellules PV existe, on peut les distinguer en trois grandes familles :

- les cellules de première génération : silicium cristallin (c-Si) et multicristallin (mc-Si).
- Les cellules de deuxième génération : silicium amorphe/silicium micro-cristallin (a-Si/ $\mu$ c-Si), cadmium-tellure (CdTe) et Cuivre-Indium-Selenium (CIS) ou Cuivre-Indium-Gallium-Selenium (CIGS).
- Les cellules de troisième génération : cellules à encre sensibilisé (Dye-sensitized solar cell, DSSC), les cellules organiques et les nouveaux concepts de cellule solaire.

Actuellement, la technologie de cellule dominant le marché est la technologie à base de c-Si avec 87% des ventes au niveau mondial en 2010 [IRENA12]. C'est une technologie mature industriellement et fiable une fois installée ; la longévité des installations est de plusieurs dizaines d'années. De plus, elle démontre les meilleurs rendements de conversion, ce qui est un avantage quand on dispose d'une surface limitée. Cependant, elle reste limitée dans son développement par son coût élevé, même s'il a beaucoup baissé ces dernières années (entre 2006 et 2011 on est passé de 3 €/W à 1 €/W [EPIA12]). Si on regarde plus en détail la répartition des coûts pour la fabrication d'un module à base de c-Si, la fabrication du matériau plus sa mise en forme jusqu'à l'obtention de la cellule solaire est responsable de 60% du coût global du module soit 18% à 30% du coût global d'une installation PV [delCanizo09]. Par conséquent, une rupture technologique dans le domaine de la fabrication de cellules solaires serait un levier important pour réduire le coût d'un module.

Deux solutions cohabitent donc pour réduire le coût de la cellule PV. On peut, tout d'abord, envisager la diminution du coût de la plaquette de silicium (substrat) soit en diminuant la quantité de matériau utilisé en utilisant des substrats fins [Wang96, Petermann11, Helbing97] ou en utilisant de nouvelles techniques de transfert de couches [Dross12] ou encore, en diminuant la pureté du matériau et donc son prix tout en gardant un rendement de conversion élevé [Jouini12]. En outre, une augmentation du rendement de conversion des cellules est aussi une piste pertinente [delCanizo09]. Pour ce faire, de nombreux travaux ont été menés afin de se rapprocher des 29% de rendement de conversion qui est la limite théorique pour la technologie c-Si [Kerr02]. Cependant, le rendement maximum obtenu jusqu'à lors est de 25% sur un dispositif de laboratoire [Green09], il reste donc un long chemin pour atteindre cette limite.

Trois structures de cellule ont un potentiel intéressant pour atteindre des hauts rendements :

- Les structures dites à **contact localisé** « Point contact » qui sont la **PERL** (Passivated Emitter Rear Locally Diffused), la **PERT** (Passivated Emitter, Rear Totally-diffused, et la **PERC** (Passivated Emitter, Rear Cell) [Zhao04]. Des rendements de conversion supérieurs à 20% ont été obtenus avec chacune d'elles sur cellule industrielle [Wang 12] et le record mondial est attribué à la structure PERL [Zhao99]. Ces bonnes performances peuvent être accordées à une bonne répartition des zones dopées et aux progrès effectués sur les couches de passivation de surface.
- La structure à contacts interdigités en face arrière **IBC** (Interdigitated Back Contact) qui a été développée par l'université de Stanford [Swanson05] puis simplifiée et industrialisée par SunPower Corp [Mulligan04]. Récemment, 24.2% de rendement a été obtenu sur une cellule IBC de grande taille (155cm<sup>2</sup>) avec des équipements de production industriels [Cousins10]. Ces excellents résultats ont été obtenus grâce aux très faibles pertes optiques et résistives de cette structure. Elle reste cependant très chère à cause du nombre d'étapes nécessaire à sa fabrication [Harder12].
- La structure à **hétérojonctions de silicium (Si-HJ)**, qui utilise le silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H) pour effectuer la jonction avec le c-Si. Cette structure apparue en 1974 [Fuhs74] a été très largement étudiée et développée notamment par Sanyo. De très bon résultats cellules ont été obtenus [Mishima11, Maki11] grâce à de très faibles recombinaisons en surface sans l'utilisation de contact localisé. La progression au niveau performance est toutefois limitée par des pertes optiques fortes dues à la grille métallique en face avant et à l'absorption d'une partie du rayonnement dans les couches déposées.

La combinaison de la structure Si-HJ et la structure IBC a été envisagée pour la première fois par la firme EBARA [Mishima03]. En effet, la structure à hétérojonction de silicium et à contacts interdigités en face arrière (**Si-HJ IBC**) combinerait les avantages optiques et électriques de la structure IBC avec les faibles recombinaisons de surface de la structure Si-HJ. Une telle structure pourrait avoir des rendements supérieurs à 26% [Lu09]. Son potentiel justifie donc le développement de la structure et son optimisation.

La structure Si-HJ IBC est étudiée en France depuis 2006 dans le cadre de projets ANR (QCPassi, SHARCC puis SMASH IBC2). Un premier travail de thèse [Desrues09] a été mené dans le cadre du projet QCPassi au CEA-INES. Un procédé utilisant des masques métalliques avait été développé pour la localisation des couches de a-Si:H et des contacts. Un rendement de conversion de 12.7% avait été obtenu après une optimisation de la structure et des couches déposées. Plusieurs éléments avaient été évoqués en perspective pour augmenter les performances des cellules Si-HJ IBC, notamment la simplification de la géométrie en face arrière (FAR) et donc du procédé de localisation des couches dopées, l'optimisation des couches en face avant (FAV) pour augmenter leur transparence et, le passage sur des cellules de grandes tailles avec la problématique d'épaississement des lignes de métallisation. Une optimisation des couches dopées en FAR est aussi une voie vers l'obtention de dispositifs plus efficaces.

## INTRODUCTION

---

C'est donc dans ce contexte que ces travaux de thèse ont commencé. Les premières études (**Chapitre I**) ont par conséquent été focalisées sur la simplification de la structure en face arrière en proposant une structure sans gap entre les zones dopées n et p. Plusieurs procédés de localisation de couches ont été utilisés et comparés pour l'obtention de cette structure. Le procédé laser qui semble plus intéressant dans sa mise en œuvre a alors été étudié plus en détail (**Chapitre II**) pour la localisation des couches de silicium amorphe et l'isolation des électrodes de collecte.

Ensuite, une étude sur l'optimisation des couches déposées à basse température (200°C) en FAV a aussi été traitée (**Chapitre III**). Après quoi, une étude sur les voies d'amélioration des résultats cellules a été effectuée à travers le changement de la géométrie en FAR et l'implémentation d'une texturation de surface en face avant (**Chapitre IV**). Enfin, la possibilité de fabriquer des cellules de grande taille sans pertes résistives supplémentaires a été envisagée à travers le développement de procédés de métallisation avancée (**Chapitre V**).

Les réalisations expérimentales ont été menées principalement au Bourget du Lac sur le site de l'INES ainsi que la plupart des caractérisations. Les expériences sur le dépôt des métallisations par voie électrochimique ont été réalisées en collaboration avec l'INL (Institut de Nanotechnologie de Lyon). Ce travail a été réalisé dans le cadre du projet ANR SHARCC (Silicon Heterojunction for Advanced Rear Contact Cells).



# ETAT DE L'ART

---

## 1. Fonctionnement des cellules photovoltaïques en silicium cristallin

### 1.1. La conversion photon - électron

#### 1.1.1. Absorption de la lumière

La lumière peut être considérée sous forme d'ondes électromagnétiques de longueur d'onde  $\lambda$  ou sous forme de corpuscules (appelés « photons ») dotées d'une énergie propre  $E_{\text{photon}}$ , fonction de  $\lambda$  (relation 1).

$$E_{\text{photon}} = h\nu = \frac{hc}{\lambda} \quad (1)$$

Avec  $h$  : Constante de Planck (J.s)  
 $c$  : Vitesse de la lumière dans le vide ( $\text{m.s}^{-1}$ )  
 $\nu$  : Fréquence ( $\text{s}^{-1}$ )  
 $\lambda$  : Longueur d'onde (m)

Cette dualité de la lumière est essentielle dès lors que l'on souhaite comprendre les interactions rayonnement-matière; les phénomènes intervenant dans l'absorption de la lumière et la conversion photoélectrique dépendent à la fois de l'énergie et de la longueur d'onde du rayonnement incident. Ainsi, on définit le phénomène d'absorption de la lumière par un matériau par la loi de Beer-Lambert (relation 2) où le coefficient d'absorption  $\alpha$  (en  $\text{m}^{-1}$ ) est lui-même défini par la relation 3.  $k$  est le coefficient d'extinction du matériau qui dépend lui aussi de la longueur d'onde du rayonnement.

$$I = I_0 \cdot \exp(-\alpha x) \quad (2)$$

$$\alpha = \frac{4\pi k}{\lambda} \quad (3)$$

Avec  $I_0$  : Intensité de la lumière incidente (W)  
 $I$  : Intensité de la lumière sortante (W)  
 $x$  : Longueur du trajet optique (m)



### 1.1.2. L'effet photovoltaïque

Découvert par Becquerel en 1839, l'effet photovoltaïque provoque, sur certains matériaux, l'émission d'une petite quantité d'électricité lorsqu'ils sont exposés à la lumière. Pour cela il faut d'abord que l'énergie des photons incidents soit transmise à des porteurs de charge (électrons ou trous) dans le matériau.

Dans un atome isolé, les électrons ne peuvent pas prendre n'importe quelle énergie. Les règles de distribution des niveaux énergétiques ont été énoncées par Niels Bohr en 1913. Lorsque les atomes sont rassemblés pour former un solide, les niveaux discrets de chaque atome se différencient pour former des bandes continues d'énergie. C'est ce qu'on appelle la structure de bande des solides. Dans un semi-conducteur ces bandes sont appelées la bande de valence (BV) et la bande de conduction (BC) et sont séparées par un gap d'énergie interdite ( $E_G$ ).

A l'équilibre les électrons possèdent une énergie correspondant à des états situés dans la BV et sont dits « liés ». Lorsqu'un photon interagit avec un électron, il transfère intégralement son énergie à ce dernier, à la condition que le niveau énergétique final de l'électron soit autorisé et libre. Ainsi, un photon incident dont l'énergie est supérieure à  $E_G$  du matériau permettra le passage d'un électron de la bande de valence vers la bande de conduction. Il y a alors création d'une paire électron/trou (e/h) constituée de l'électron « excité » de la BC et de la lacune créée dans la BV par la transition électronique. Leur déplacement dans le matériau est alors possible.

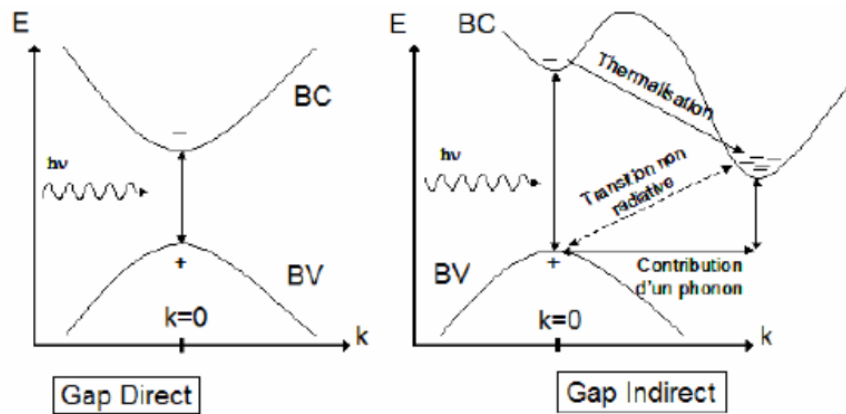
La transition électronique respecte les lois de conservation de l'énergie et de la quantité de mouvement. La quantité de mouvement peut s'exprimer par la relation 4.

$$\vec{p} = \frac{h}{2\pi} \vec{k} \quad (4)$$

Avec  $\vec{k}$ : Vecteur d'onde

Il existe deux types de transitions : à gap direct et à gap indirect (Figure 2). Quand on est dans le cas où le maximum de la bande de valence correspond au minimum de la bande de conduction, la transition est directe. Dans ce cas, la conservation du moment est satisfaite puisque  $k=k'=0$ . En revanche, dans le cas où la transition est à gap indirect, pour satisfaire la relation de conservation du moment, il faut qu'une troisième particule appelée phonon intervienne. Les phonons sont des vibrations du réseau apportant ou absorbant la quantité de mouvement nécessaire. Puisqu'il s'agit d'un problème à trois corps, on comprend que la probabilité d'absorption soit plus faible que pour une transition à gap direct. L'effet photoélectrique est donc plus ou moins important en fonction du matériau semi-conducteur suivant qu'il permettra une transition électronique directe ou indirecte.

Le silicium cristallin (c-Si) possède un gap direct de 3,4 eV, ce qui limite les transitions radiatives aux photons très énergétiques ( $\lambda < 365$  nm). Au-delà de 365 nm, les seules transitions possibles sont celles impliquant le gap indirect de 1,12 eV appelé ici  $E_G$ .



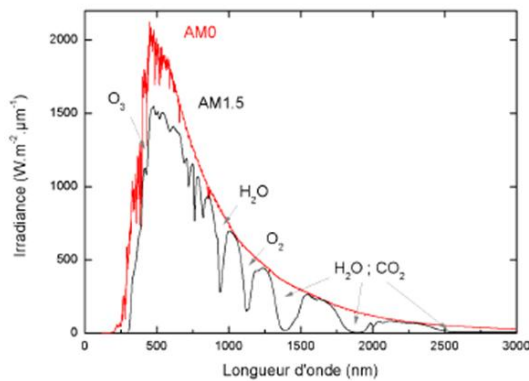
**Figure 2 :** Transition électronique (gauche) pour un gap direct (droite) pour un gap indirect

### 1.1.3. Absorption et conversion du rayonnement solaire

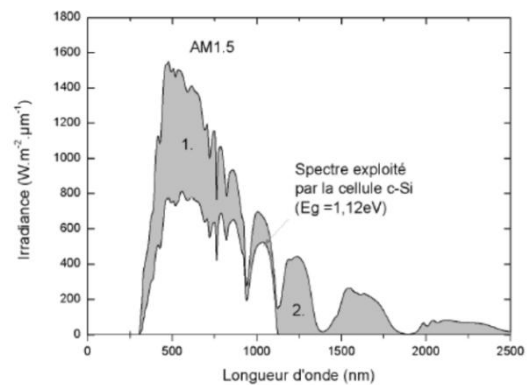
L'énergie solaire est rayonnée sur une large gamme de longueurs d'ondes (couvrant l'ensemble du visible plus une partie de l'UV et de l'IR). On représente ce rayonnement par un spectre d'irradiance fonction de la longueur d'onde. Ce spectre est comparable à celui d'un corps noir à une température de 5800K. Dans l'espace, ce spectre est différent du spectre solaire à la surface de la Terre pour lequel les molécules présentes dans l'atmosphère ( $O_3$ ,  $O_2$ ,  $H_2O$ ,  $CO_2$ ) ont absorbé une partie du rayonnement (Figure 3). Les conditions climatiques (pression, altitude, incidence d'éclairement) influencent également le rayonnement solaire.

Une normalisation introduisant la notion d'Air-masse (AM) a donc été établie afin de pouvoir comparer les différents spectres utilisés, dont la valeur correspond à la couche d'atmosphère traversée par la lumière avant d'atteindre la cellule. L'intégration de l'irradiance sur la totalité du spectre permet d'obtenir la puissance (en  $W.m^{-2}$ ) fournie par le rayonnement. Le spectre solaire dans l'espace correspond donc à la valeur air-masse 0 (AM0), tandis que la valeur 1 (AM1) correspond au spectre solaire reçu sur Terre à l'équateur quand le soleil est au zénith. Le spectre solaire utilisé comme référence dans l'industrie photovoltaïque correspond à un éclairement de  $1kW.m^{-2}$  avec une traversé AM1.5 d'atmosphère sur une surface plane inclinée de  $37^\circ$  par rapport à l'horizontale, il est appelé AM1.5G (G signifie Global incluant le spectre Direct et le spectre Diffus). Cette définition du spectre est d'autant plus importante qu'elle va influencer l'optimisation des dispositifs PV, de sorte que leurs propriétés optiques vont être optimisées pour une absorption optimale de ce spectre.

Dans le cas du c-Si, une grande partie du spectre n'est pas absorbée. En effet, pour les faibles longueurs (photons très énergétiques :  $E_{\text{photon}} > E_G$ ), le surplus d'énergie non consommée lors de la photo-génération est dissipé sous forme thermique (on parle de perte par thermalisation). Au contraire, les photons d'énergie inférieure au gap ne peuvent pas générer de porteurs libres. Ils traversent le silicium sans être absorbés (Figure 4).



**Figure 3.** Spectre solaire AM0 (rouge) et AM1 (noir) [Caball0]



**Figure 4.** Influence des pertes dues aux mécanismes d'absorption dans le c-Si (1) Thermalisation des photons (2) Photons non absorbés [Caball0]

## 1.2. La production d'énergie par un dispositif photovoltaïque

### 1.2.1. La Jonction (ou diode) p-n : base du dispositif photovoltaïque

Les mécanismes de création des paires électron-trou (porteurs de charge) à partir de l'absorption des photons ont été définis dans la partie précédente. Cependant, pour l'obtention d'un courant électrique ces paires doivent être collectées avant de disparaître par recombinaison. En effet, la durée de vie des porteurs de charge dans un semi-conducteur est suffisante pour séparer les électrons des trous en faisant intervenir un champ électrique au sein du matériau. On peut réaliser ce champ électrique de différentes manières soit par variation du dopage du semi-conducteur, ce qui conduit à une homojonction p-n soit par variation de la composition du matériau, ce qui conduit aux structures composées à bande interdite variable. Soit par variation des deux, ce qui conduit à l'hétérojonction. Pour des raisons de clarté les explications qui suivent seront données pour la première solution avec le matériau c-Si dopé p qui est le matériau prépondérant dans l'industrie photovoltaïque.

Pour former une jonction p/n, le substrat c-Si constituant la base de type p, est localement dopé  $n^+$  pour former l'émetteur. La différence de concentration d'électrons entre les zones dopées  $n^+$  et celles de type p entraîne un courant de diffusion à la jonction des deux zones de conductivité opposée. En effet, les porteurs majoritaires de chaque zone diffusent vers les zones de plus faibles concentration, laissant derrière eux des atomes d'impuretés ionisées, donc des charges fixes. Entre les régions de dopage opposé apparaît une zone neutre appelée Zone de Charge d'Espace (ZCE) dans laquelle règne un champ électrique intrinsèque à la jonction. Ce champ électrique provoque une barrière de potentiel qui s'oppose à la diffusion des porteurs majoritaires et permet aussi la collecte des porteurs minoritaires libres vers la zone où ils sont majoritaires. Ainsi, les électrons de la base p sont accélérés vers la zone d'émetteur  $n^+$ . La barrière de potentiel (ou tension de diffusion)  $V_D$  s'exprime selon la relation 5.

$$V_D = \frac{kT}{q} \ln \left( \frac{N_A \times N_D}{n_i^2} \right) \quad (5)$$

Avec  $n_i$  : Densité intrinsèque de porteurs ( $10^{10}$  at.cm<sup>-3</sup> pour le silicium)  
 $k$  : Constante de Boltzmann (J.K<sup>-1</sup>)  
 $q$  : Charge élémentaire  $1,6.10^{-19}$  (C)  
 $T$  : Température (K)  
 $N_D$  : Densité d'impuretés de type donneur (cm<sup>-3</sup>)  
 $N_A$  : Densité d'impuretés de type accepteur (cm<sup>-3</sup>)

Dans la jonction non polarisée, la nullité du courant relatif à un type de porteur résulte de l'équilibre entre deux actions très fortes, l'une dues à la diffusion, l'autre au champ électrique. Dans une jonction polarisée, la densité de courant due à un type de porteur va être provoquée par un déséquilibre relativement faible entre ces deux actions. Quand on polarise en direct ( $V > 0$  appliquée en zone p) la barrière de potentiel diminue et, le flux de porteurs majoritaires (courant de diffusion) est favorisé. Une polarisation inverse de la diode ( $V < 0$  appliquée en zone p) entraîne une augmentation de la hauteur de barrière ( $V$  et  $V_D$  se cumulent). Le flux de majoritaires est alors réduit au seul courant de fuite - ou courant de saturation - de la diode, qui injecte les électrons de l'émetteur dans la base pour compenser les pertes en minoritaires dues aux recombinaisons. La modélisation d'une diode idéale soumise à une rampe de tension est décrite par la relation 6 où «  $n$  » est un facteur d'idéalité et «  $J_0$  » la densité de courant de saturation. Cette caractéristique courant-tension (I-V, J-V pour la densité de courant) permet d'évaluer la qualité du dispositif. En effet, le courant de saturation est d'autant plus fort que les recombinaisons en surface et dans le volume du matériau sont élevées.

$$J_{obs} = J_0 (e^{\frac{qV}{nkT}} - 1) \quad (6)$$

Avec  $V$  : tension aux bornes de la jonction (V)  
 $J_0$  : densité de courant de saturation de la diode (A.cm<sup>-2</sup>)  
 $n$  : facteur d'idéalité de la diode

$J_0$  s'exprime en fonction des densités et des longueurs de diffusion des porteurs minoritaires (relation 7).

$$J_0 = q \left[ \frac{D_n n_i^2}{L_n N_A} + \frac{D_p n_i^2}{L_p N_D} \right] \quad (7)$$

Avec  $L_n$  = Longueur de diffusion des électrons minoritaires dans la base (cm)  
 $L_p$  = Longueur de diffusion des trous minoritaires dans l'émetteur (cm)  
 $D_n$  = coefficient de diffusion des électrons minoritaires dans la base (cm<sup>2</sup>.s<sup>-1</sup>)

$D_p$  = coefficient de diffusion des trous minoritaires dans l'émetteur ( $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ )

La longueur de diffusion des porteurs minoritaires donne des indications sur la qualité du matériau. En effet, moins il a de défauts plus la longueur de diffusion est grande et plus  $J_0$  est faible. La qualité d'un matériau peut donc aussi s'exprimer par la durée de vie des porteurs minoritaires ( $\tau$  en s) qui est liée à la longueur de diffusion par la relation 8.

$$L_{n,p} = \sqrt{D_{n,p}\tau} \quad (8)$$

### 1.2.2. Jonction p/n sous éclairement

La caractéristique d'une jonction éclairée est identique à celle de la même jonction dans l'obscurité à ceci près qu'une densité de courant ( $J_{ph}$ ) vient s'ajouter au courant d'obscurité ( $J_{obs}$ ). Ce flux de porteurs minoritaires photogénérés va à l'inverse du flux de majoritaires (courant de diffusion) considéré comme le courant positif dans la convention électrique des composants passifs. Une diode sous éclairement voit donc sa caractéristique J-V décalée vers les valeurs négatives de courant (relation 9).

$$J_{\text{éclairage}} = J_{\text{obs}} - J_{Ph} = J_0 \left( e^{\frac{qV}{nkT}} - 1 \right) - J_{Ph} \quad (9)$$

### 1.2.3. Production d'énergie par un dispositif photovoltaïque

La densité de courant que l'on veut collecter dans le cas d'une cellule photovoltaïque est  $J_{\text{éclairage}}$  que l'on notera  $J$  dans la suite. La courbe J-V (Figure 5) permet de déterminer les paramètres électriques de la cellule.

- $J_{cc}$ : Densité de courant de court-circuit
- $V_{co}$ : Tension de circuit ouvert
- $P_{max}$ : Puissance maximale débitée
- $J_{max}$ : Densité de courant au point de puissance maximale
- $V_{max}$ : Tension au point de puissance maximale

Une cellule solaire ne peut être assimilée à aucun générateur classique. On peut en effet la considérer comme un générateur à tension constante dans la partie verticale et comme une source de courant constante dans la partie horizontale (Figure 5). Une caractéristique fondamentale des cellules PV est que pour une irradiance et une température donnée, elles n'imposent ni le courant ni la tension de fonctionnement. Seule la courbe J-V est fixée. C'est la valeur de la charge  $R$  qui va déterminer le point de fonctionnement. La puissance électrique produite sous éclairement est égale au produit de l'intensité délivrée et de la tension à ses bornes. Il faut donc adapter  $R$  à ces bornes pour la faire fonctionner à  $P_{max}$ .

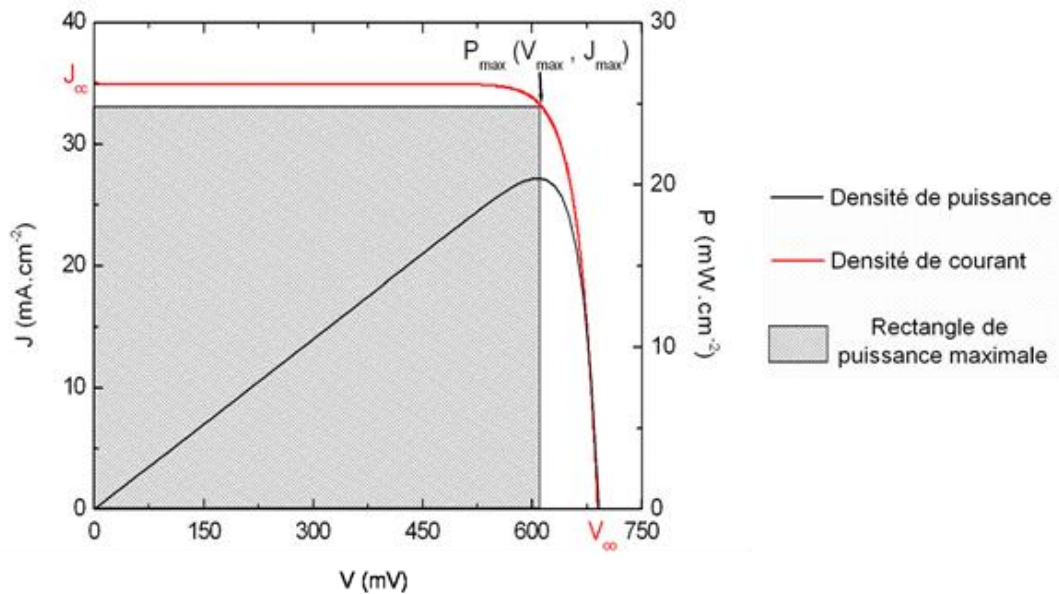


Figure 5. Caractéristiques J-V et P-V d'une cellule PV sous éclairement [Desrues09]

**La densité de courant de court-circuit** ( $J_{cc}$ ) correspond à la valeur maximum de la densité de courant débitée par la cellule. Dans ce cas, les deux électrodes qui contactent la zone p et n sont en court-circuit et les porteurs minoritaires vont être drainés par le champ interne. C'est ce courant de porteurs minoritaires qui constitue le courant de court-circuit. La valeur de densité de courant de court-circuit est limitée par des aspects optiques (absorption limitée du flux lumineux, réflectivité du substrat, absorption dans les couches d'encapsulation du module) et par la longueur effective de diffusion des porteurs minoritaires. A distribution spectrale donnée, ce paramètre dépend aussi de l'irradiance du rayonnement incident.

**La tension de circuit ouvert** ( $V_{co}$ ) correspond à la valeur de tension qui permet de réduire suffisamment la barrière de potentiel  $V_D$  pour obtenir un courant global nul. En effet, les porteurs photo-généré par le rayonnement et séparés par le champ interne vont s'accumuler de part et d'autre de la jonction (électron coté N, trou coté P), induisant une auto-polarisation de la jonction dans le sens passant. Cette auto-polarisation génère un courant de diode dans le sens direct égal et opposé au courant des porteurs photo-généré. La  $V_{co}$  est liée au rapport entre  $J_{cc}$  et  $J_0$  par la relation 10, et donc aux recombinaisons des porteurs de charge dans le volume et en surface.

$$V_{co} = \frac{nkT}{q} \ln \left( \frac{J_{Ph}}{J_0} + 1 \right) \approx \frac{nkT}{q} \ln \left( \frac{J_{cc}}{J_0} \right) \quad (10)$$

**Le facteur de forme** (FF) de la courbe J-V exprime la différence entre la puissance réelle débitée par la cellule et sa puissance idéale égale au produit  $J_{cc} \times V_{co}$ . Le FF est limité dans la plupart des cas par des résistances parasites et son expression est donnée par la relation 11.

$$FF = \frac{V_{max} J_{max}}{V_{co} J_{cc}} \quad (11)$$

On en vient donc au paramètre référence pour évaluer la qualité d'une cellule solaire : « **le rendement de conversion** » qui est le rapport entre la puissance fournie par celle-ci et la puissance incidente. Il s'exprime selon la relation 12 en fonction des paramètres extraits de la courbe J-V sous éclairage. Dans l'industrie photovoltaïque, les rendements des dispositifs sont donnés à 25°C sous une illumination de 1 soleil (soit 1kW.m<sup>-2</sup>) suivant le spectre de référence AM1.5G.

$$\eta = \frac{P_{max}}{P_{incidente}} = \frac{V_{max} J_{max}}{P_{incidente}} = \frac{V_{co} J_{cc} FF}{P_{incidente}} \quad (12)$$

### 1.3. Limites à la conversion photovoltaïque

Les premières études permettant d'évaluer les limites théoriques d'une cellule solaire ont été initiées par Shockley et Queissler en 1961 [Shockley61] avec une approche thermodynamique de la cellule. Cette approche permet de calculer le rendement maximum d'une cellule solaire basée sur une unique jonction p/n en fonction de l'énergie de gap du matériau utilisé. L'efficacité maximale théorique pour un matériau avec un E<sub>G</sub> de 1.15eV illuminée avec un spectre AM1.5 est donc de 33.2% [Tiedje84]. Une approche plus rigoureuse tenant compte de tous les phénomènes limitant permet de calculer un rendement maximal théorique de 29% pour une épaisseur optimale de substrat de 80µm [Kerr02]. Les phénomènes limitant peuvent être classés en deux familles.

En premier lieu, ceux liés aux propriétés intrinsèques du matériau c-Si. Tout d'abord, les pertes liées au gap du c-Si, soit par une absorption incomplète des photons de faible énergie (E<sub>ph</sub><E<sub>G</sub>), soit par thermalisation pour les photons d'énergie élevée (E<sub>ph</sub>>E<sub>G</sub>). Puis, les pertes liées aux recombinaisons radiatives et Auger. Enfin, dans le cas idéal, la courbe J-V est rectangulaire or, en réalité, les caractéristiques courant-tension suivent une forme exponentielle (équation de Boltzmann) ce qui limite le facteur de forme de la cellule. Si l'on combine tous ces phénomènes, une cellule solaire pourrait avoir un rendement de 29% avec un J<sub>cc</sub> de 42.5 mA.cm<sup>-2</sup> [Swanson05], une V<sub>co</sub> de 800mV [Green84] et un FF de 89% [Szlufcik97].

Les autres phénomènes limitant sont ceux liés aux techniques de fabrication de cellule solaire. Ils pourraient être atténués par l'utilisation de technologies plus adaptées. On peut les classer en trois catégories qui sont :

- **Les pertes optiques.**

Les pertes optiques d'une cellule solaire agissent principalement sur la densité de courant produite par le dispositif. En effet, le courant produit dépend de la quantité de photons

absorbés par la cellule. La première source de perte est liée à la réflexion de la lumière incidente sur la face avant de la cellule. Ces pertes optiques, parce qu'elles limitent la quantité de photons disponibles pour la photo-génération, limitent donc en pratique la densité de courant de court-circuit de la cellule [Lelievre07]. Par ailleurs, si le substrat est mince, une partie du rayonnement peut traverser la cellule sans être absorbée par celle-ci. Dans ce cas, la réflectivité interne de la face arrière est aussi impactante. En utilisant des matériaux anti-rélecteurs efficaces et une texturation de surface, on peut ramener la réflectivité effective de 30% à 2% ce qui permet d'obtenir une densité de courant de court-circuit théorique de 41.1mA/cm<sup>2</sup> [Swanson05]. Enfin, l'ombrage dû à la grille de métallisation en face avant présente sur la majorité des cellules solaires est aussi un facteur de perte.

- **Les recombinaisons en surface, dans le volume et au contact.**

Les recombinaisons dans le volume sont essentiellement dues aux recombinaisons dites SRH (Shockley-Read-Hall) qui sont provoquées par la présence d'impuretés et de défauts dans le c-Si [Shockley52]. Leur effet sur le  $V_{co}$  et le  $J_{cc}$  a été limité par les progrès technologique en matière de cristallisation et de purification du silicium. Les recombinaisons dans le volume sont donc moins critiques que les recombinaisons surfaciques sur des matériaux élaborés par les méthodes Czochralski (CZ) ou par fusion de zone (FZ) [Swanson05].

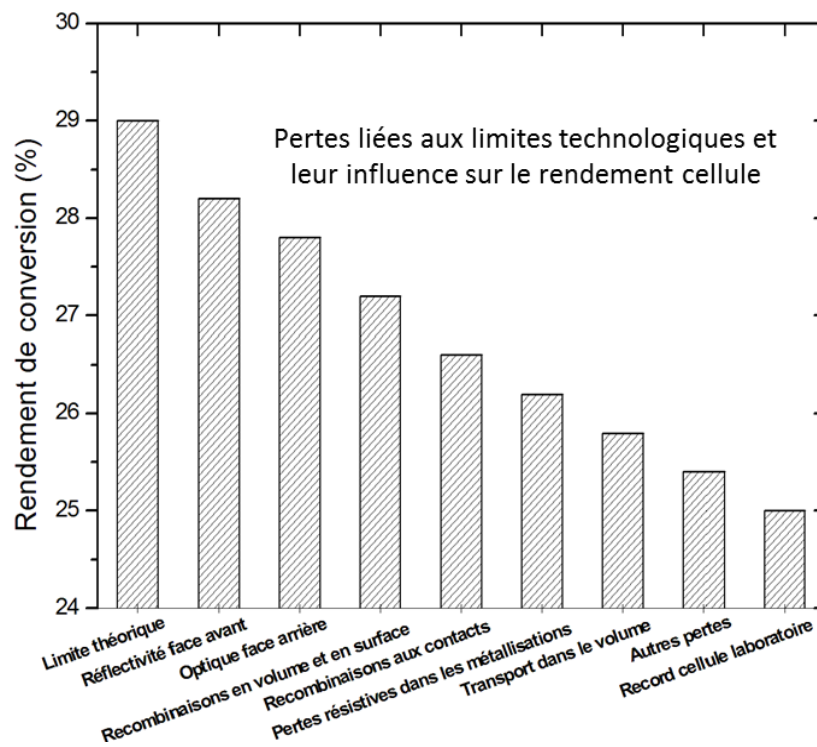
Les recombinaisons surfaciques sont dues à une rupture brutale dans la continuité du réseau cristallographique du c-Si (présence d'une interface). Cette discontinuité entraîne la présence de liaisons dites pendantes qui vont alors contribuer au phénomène de recombinaison par l'introduction de niveau d'énergie dans le gap du c-Si. Il faut donc saturer (passiver) ces liaisons pendantes par le dépôt d'une couche de matériau à la surface. Cette couche est appelée la couche de passivation de surface. Les recombinaisons aux interfaces peuvent donc être le fait d'une passivation de surface incomplète ou de la présence d'une interface fortement recombinante comme une interface métal/silicium. Ces recombinaisons ont une influence essentiellement sur la  $V_{co}$  et le  $J_{cc}$  de la cellule. Avec un substrat de très haute qualité, un rendement de cellule supérieur à 27% peut théoriquement être obtenu si les recombinaisons de surfaces et aux contacts sont suffisamment faibles [Swanson05].

- **Les pertes résistives**

Les pertes résistives peuvent être dues à une conductivité insuffisante dans le c-Si [Granek09], dans les différentes couches de la cellule, dans les métallisations ainsi qu'au contact métal/c-Si [Schröder84]. Elles peuvent aussi provenir de courants parasites (ou shunts) entre l'électrode négative et positive de la cellule. Ces pertes influencent très fortement le facteur de forme des cellules PV.

Toutes ces limites technologiques empêchent donc d'atteindre le rendement théorique de 29% (Figure 6). Certaines structure dites « haut rendement » ont permis de diminuer les pertes et de réduire l'écart entre le rendement cellule réel et théorique (structure à contacts localisés, IBC, Si-HJ). La marge de progression est encore conséquente, aussi nous allons dans le paragraphe suivant détailler les axes de recherche les plus prometteurs pour améliorer l'efficacité de la cellule, ainsi que les architectures de cellules associées.





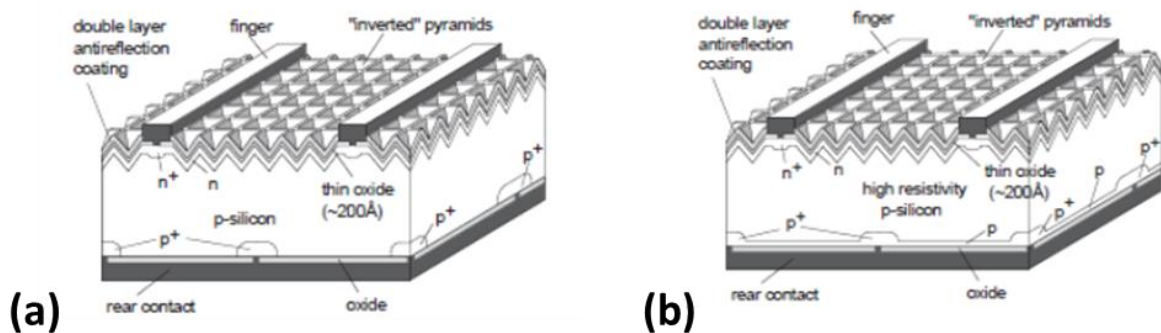
**Figure 6.** Répartition des pertes liées aux limites technologiques dans une cellule solaire. D'après [Swanson05]

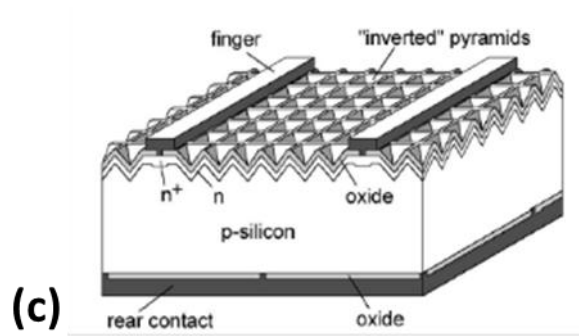
## 2. Structures à haut rendement de conversion

### 2.1. Les structures à contacts localisés en face arrière et à émetteur sélectif

En ce qui concerne la face avant, la technologie à émetteur sélectif est la solution la plus répandue pour limiter les pertes. A la différence de l'émetteur homogène d'une cellule standard, la structure à émetteur sélectif a sous les contacts un profil de dopage profond et très dopé, tandis qu'entre les contacts le profil de l'émetteur est le plus mince possible. De cette façon, on limite les recombinaisons à l'interface métal/semiconducteur et on optimise la passivation de surface entre les contacts ce qui induit un gain en  $V_{co}$ . De plus, on obtient un gain additionnel en  $J_{cc}$  grâce à la réduction des recombinaisons Auger dans l'émetteur mince (entre les contacts). Cependant, ce dernier est plus résistif que l'émetteur standard et peut donc avoir une influence négative sur le facteur de forme [Paviet12]. Cette technologie impose donc un compromis entre le FF et le couple ( $V_{co}$ ,  $J_{cc}$ ).

Par ailleurs, le concept de BSF localisé (BSF : Back Surface Field) a été essentiellement développé par l'UNSW (University of New South Wales) avec l'introduction des structures PERL [Zhao90], PERT [Zhao91] et PERC [Blakers89]. Toutes ces structures (Figure 7) ont pour but la réduction des recombinaisons de surface et de volume en limitant l'augmentation des pertes résistives. Pour ce faire deux axes sont utilisés, dans un premier temps la réduction de la taille de l'interface métal/semiconducteur qui est très recombinante et dans un deuxième temps, l'introduction de dopage thermique pour limiter les recombinaisons à cette interface dans le cas des cellules PERT et PERL. L'introduction d'une couche de matériau diélectrique entre les contacts a aussi un effet positif sur la passivation de surface et sur la réflectivité de la face arrière. Ainsi, la réflectivité interne de la face arrière est de 90% avec un empilement couche diélectrique / métal tandis qu'elle est de 65% avec un simple métal [Wang12].





**Figure 7.** Schéma de la structure (a) PERL (b) PERC (c) PERT

Avec ces structures on réduit donc considérablement les recombinaisons en face arrière, on obtient donc des tensions de circuit-ouvert élevées (>700mV) tout en augmentant en parallèle la densité de courant. Cependant, leur inconvénient principal est l'augmentation de la résistance latérale dans la base et de la résistance de contact. On voit donc bien qu'elles induisent le même compromis que dans le cas de l'émetteur sélectif [Zanucoli12]. La structure PERC qui n'a pas de dopage en face arrière a des performances légèrement inférieures aux deux autres structures (Tableau 2) à cause de recombinaisons aux contacts accrues et une résistivité latérale dans la base plus importante [Zanucoli12]. Toutefois, sa simplicité offre des avantages évidents pour une éventuelle industrialisation. Dans les deux autres structures, l'ajout d'un BSF pleine plaque pour la PERT et localisé pour la PERL permet de limiter ces pertes. Cependant, ces améliorations sont obtenues par une complexification du procédé de fabrication.

**Tableau 2.** Meilleurs résultats sur structure à contacts localisés et substrat de haute qualité (surface 4cm<sup>2</sup>)

Architecture	Qui ?	V <sub>co</sub> (mV)	J <sub>cc</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	FF(%)	η (%)
PERC	[Blaker89]	693	40.3	81.4	22.8
PERT	[Zhao99]	704	41.6	83.5	24.5
PERL	[Green09]	706	42.7	82.8	25

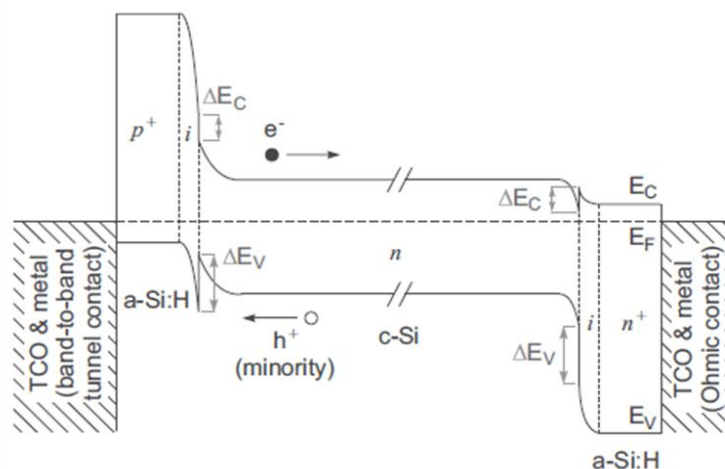
D'un point de vue industriel, une structure à contacts localisés et/ou à émetteur sélectif impose une fabrication plus complexe que dans le cas d'une cellule standard à cause des étapes supplémentaires liées à la localisation des couches de passivation et des zones dopées. De plus, pour toutes ces structures à homojonction les zones dopées sont obtenues avec des procédés hautes températures (>800°C) comme la diffusion thermique ou l'implantation ionique ce qui peut avoir des conséquences sur la durée de vie du substrat c-Si.

## 2.2. Les cellules à hétérojonction a-Si :H/c-Si

Les cellules PV à hétérojonction (HJ) sont obtenues par la mise en contact de matériaux d'énergie de gap (E<sub>G</sub>) différente. L'hétérojonction de silicium (Si-HJ) consiste à mettre en contact le silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H) avec le silicium cristallin (c-Si). L'énergie de gap du a-Si:H, entre 1.5eV et 1.9eV, est en effet plus élevée que celle du c-Si (1.12eV).

Contrairement aux cellules à homojonction, les zones dopées et la passivation de surface sont ici réalisées par un unique dépôt de silicium amorphe hydrogéné de quelques nm. En effet, celui-ci possède une bonne qualité de passivation de surface, et l'on peut changer ses propriétés électriques par l'insertion d'impuretés dopantes. Le dépôt des couches de a-Si:H est le plus souvent réalisé par CVD assisté par plasma (PECVD : Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition) à basse température ( $< 250^{\circ}\text{C}$ ).

D'un point de vue théorique, selon le modèle d'Anderson [Anderson62] qui est le plus couramment utilisé pour représenter le diagramme de bande des Si-HJ (Figure 8), la différence d'énergie de gap entre le c-Si et l'a-Si:H entraîne des discontinuités de bande de valence ( $\Delta E_v$ ) et de conduction ( $\Delta E_c$ ). Ces discontinuités permettent théoriquement d'augmenter les barrières de potentiel de chaque côté de la jonction et donc d'augmenter le potentiel de diffusion ( $V_D$ ) de la jonction a-Si:H / c-Si. Par conséquent, on obtient des  $V_{co}$  plus élevées que pour une cellule homojonction classique. Cependant, certaines limitations à la collection des porteurs sont introduites en fonction de la distribution des discontinuités [Fantoni01]. Dans le cas d'un substrat c-Si de type n, les trous sont collectés en face avant de la cellule. La discontinuité de bande de valence en face avant introduit donc une barrière de potentiel limitant la collecte des porteurs photo-générés. Toutefois, le mécanisme de transport par effet tunnel aide la collecte des trous à travers la barrière de potentiel [Rubinelli89]. Par ailleurs, en face arrière le léger  $\Delta E_c$  ne gêne pas la collection des électrons (porteurs majoritaires). De plus,  $\Delta E_v$  repousse les trous et limite donc les phénomènes de recombinaison en face arrière.

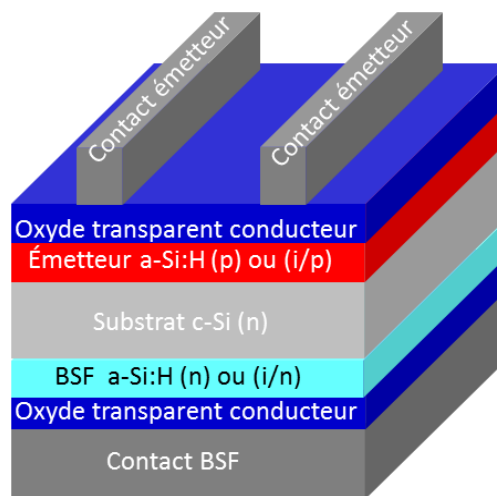


**Figure 8.** Diagramme de bande schématisé d'une cellule à hétérojonction de silicium pour un substrat de type n [Descoedres13]

La qualité supérieure de la passivation de surface dans les cellules Si-HJ a été démontrée par Sanyo avec sa structure HIT (Heterojonction with Intrinsic Thin Layer) [Tanaka92]. En effet, en insérant une couche a-Si:H non dopé (intrinsèque) entre le substrat et la couche de a-Si:H dopée, on augmente considérablement la passivation de surface et donc la  $V_{co}$  de la cellule. La faible épaisseur de cette couche de a-Si:H intrinsèque dite « tampon » ne perturbe pas le champ électrique tout en diminuant la densité de défauts à l'interface. Ainsi, la tension de circuit ouvert peut atteindre des valeurs extrêmement élevées (729mV, [Mishima11]) et d'autant plus que le substrat est mince (747mV, [Maki11]) ce qui montre que

ces cellules sont désormais plus limitées par les recombinaisons dans le volume du substrat plutôt qu'en surface.

En ce qui concerne l'acheminement des porteurs de charge vers les électrodes métalliques en face avant, une couche d'oxyde transparent conducteur (OTC) déposée sur toute la surface est nécessaire. Elle sert à la fois de couche anti-reflet et permet un transport latéral des porteurs de charge car les couches de a-Si:H ont une conductivité très inférieure à celle du c-Si et ne peuvent assumer ce rôle. Cet OTC assure également un bon contact avec les électrodes métalliques. C'est pourquoi en général l'OTC est aussi utilisé pour le contact de la face arrière (Figure 9).



**Figure 9.** Schéma d'une cellule à hétérojonction a-Si:H/ c-Si

La simplicité de la structure Si-HJ en comparaison avec les structures à contacts localisés en fait une candidate très pertinente pour atteindre des hauts rendements. De plus, l'utilisation exclusive de procédés à basse température (inférieure à 250°C) permet, en plus d'économiser de l'énergie, de diminuer l'impact des recuits thermiques pour certains matériaux sensibles aux étapes à haute température (mc-Si de type n, substrats minces).

L'intérêt pour la structure à hétérojonction est grandissant dans l'industrie et dans le monde de la recherche sur le PV. Le tableau 3 présente les résultats marquants de ces dernières années.

**Tableau 3.** Résultats marquants des cellules Si-HJ sur substrat de type n

Affiliation	$\eta$ (%)	$V_{co}$ (mV)	$J_{cc}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF (%)	Aire (cm <sup>2</sup> )	Année
Panasonic (Sanyo) [panasonic13]	24.7	750	39.5	83.2	100	2013
Kaneka [Hernandez12]	23.5	737	40.0	79.8	220	2012
CEA-INES [Munoz12]	22.2	733	38.7	78.5	100	2012
EPFL [Descoedres13]	22.1	727	38.9	78.4	4	2011
Roth&Rau [Bätzner11]	21.9	735	38.5	77.5	4	2011
HHI [Choi11]	21.1	721	36.6	79.9	220	2011

**Plusieurs points critiques** pour atteindre des hauts rendements peuvent être extraits des différents travaux sur la structure :

**Le choix du type de substrat (n ou p)** semble capital pour l'obtention de rendements élevés. En effet, on peut théoriquement déterminer qu'une hétérojonction a-Si:H (p) / c-Si(n) a une tension de diffusion  $V_D$  plus importante que dans le cas de a-Si:H (n) / c-Si(p) [Desrues09]. En conclusion, l'usage de substrat de type n est donc plus intéressant d'un point de vue théorique, ce qui est confirmé expérimentalement car le plus haut rendement obtenu sur type p est 21.4% [Descoedre13].

**Le nettoyage de la surface avant le dépôt** est aussi un point clé, ainsi de nombreuses études le relie aux performances de la cellule Si-HJ [Song10], [Danel12]. En effet, la présence d'impuretés à l'interface engendre une augmentation des niveaux de piégeage responsables d'une augmentation des recombinaisons.

**L'optimisation des couches de a-Si:H.** Dans une cellule Si-HJ, les couches de a-Si:H jouent le rôle de couche passivante et réalisent une jonction p/n ou high/low (BSF). Il faut donc choisir leur épaisseur, leur dopage, et leur quantité d'hydrogène pour avoir une bonne passivation de surface et permettre la collection ou le transport des charges. Cette double fonction a des conséquences sur leur optimisation. En effet, pour augmenter la conductivité de l'a-Si:H, il peut être dopé par l'insertion d'impuretés telles que le Phosphore, le Bore ou l'Aluminium. Une certaine fraction des atomes dopants est introduite dans la couche amorphe et peut participer au transport des charges. L'autre fraction (les dopants inactifs) induit une augmentation des défauts dans la couche et provoque la chute des mobilités [Sze81] et de l'efficacité de dopage (rapport entre dopants actifs et inactifs) [Street82]. L'efficacité de dopage dans les couches d'a-Si:H est faible (<30%) [Searle98]. L'a-Si:H dopé possède une densité de défauts élevée favorisant les recombinaisons à l'interface avec le c-Si. C'est pourquoi l'utilisation d'une couche « tampon » est généralisée pour atteindre les hauts

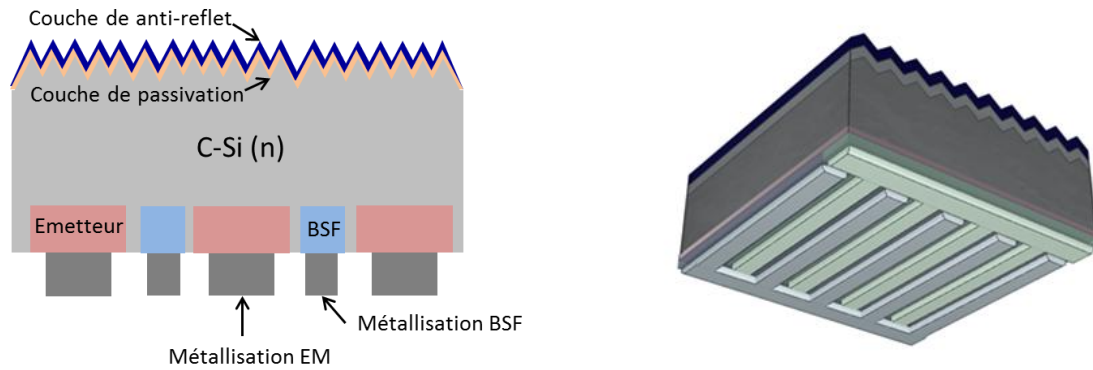
rendements (structure HIT). Cette couche tampon peu ou pas dopée permet de passer très efficacement la surface du c-Si et induit donc des vitesses de recombinaison surfaciques très faibles ( $<5\text{cm}\cdot\text{s}^{-1}$ ) [Mahatani12]. Cependant, son épaisseur doit être faible car elle est très résistive, il y a donc un compromis entre la conduction de cette couche et la passivation de surface induite dans la mesure où la vitesse de recombinaison de surface augmente avec la quantité de dopage et la diminution de l'épaisseur de la couche [Korte08]. En ce qui concerne la face avant, certaines études visent aussi à diminuer l'absorption des couches d'amorphe en augmentant son énergie de gap par l'incorporation d'oxygène dans celle-ci [Mueller09]. En effet, les porteurs photo-générés dans l'émetteur amorphe très absorbant provoquent une chute de courant pour une épaisseur de matériau croissante [Holman12]. Il y a donc aussi un compromis entre l'obtention d'un courant élevé et d'une vitesse de recombinaison faible.

**L'optimisation de l'OTC et des contacts métalliques.** L'OTC présent en face avant de la cellule permet de conduire les porteurs de charges vers les contacts métalliques et joue le rôle de couche anti-reflet. Il est donc souvent caractérisé par sa conductivité, son absorption, et son indice de réfraction. Son optimisation influe donc sur le  $J_{cc}$  (absorption et indice de réfraction) et le FF (résistance latérale et de contact). Son travail de sortie peut aussi avoir un effet sur les performances de la cellule [Bivour12]. En face arrière, l'OTC ne semble pas nécessaire dans le cas d'une structure mono-faciale, cependant il est souvent conservé car il permet un meilleur contact avec l'électrode métallique et un meilleur confinement optique [Page06].

On remarque donc que comme dans le cas des cellules homojonction à contact localisé et/ou émetteur sélectif l'obtention d'un bon rendement est soumise à l'optimisation du compromis entre le FF, la  $V_{co}$  et la  $J_{cc}$  [Desrues11][Holman12].

### 2.3. Les cellules à contacts interdigités en face arrière

Les cellules à contacts interdigités en face arrière (IBC) ont un potentiel évident pour atteindre les hauts rendements. En effet, dans ces structures les zones d'émetteur et de BSF sont localisées en face arrière de la cellule. Ceci permet d'éviter l'ombrage optique des métallisations de la face avant. Ainsi, on évite le compromis entre le taux d'ombrage (nécessité de métallisations fines) et les pertes résistives des contacts (nécessité de métallisations larges) comme cela peut être le cas sur les structures décrites précédemment. Cette architecture permet aussi une mise en module plus simple par l'interconnexion coplanaire des cellules ce qui entraîne un taux de casse plus faible et un plus fort rapprochement des cellules entre elles.



**Figure 10.** Schéma d'une cellule à contacts interdigités en face arrière (IBC) (gauche) vue en coupe (droite) vue d'en bas.

Comme le décrit la figure 10, dans les structures IBC la jonction p-n, le BSF et les métallisations sont localisés en face arrière sous forme de peignes interdigités. La structure implique donc certaines contraintes.

Tout d'abord, la nécessité de travailler avec des **substrats de bonnes qualités** [Granek09] [Diouf10] [Nichuporuk05]. En effet, la zone de collecte est dans ce cas loin de la zone de photogénération des porteurs qui est localisée en face avant de la cellule [Duerinckx05]. Pour permettre leur collecte il faut donc que les porteurs minoritaires aient une longueur de diffusion plus élevée que la distance entre ces deux zones et donc que le substrat soit de bonne qualité.

Ensuite, **la passivation de la face avant doit être excellente** afin de limiter les recombinaisons en surface. Sans ça, les porteurs photogénérés recombinent et ne sont jamais collectés ce qui limite considérablement le rendement quantique externe dans la cellule et donc le courant [Desrues09]. L'empilement en face avant est le plus souvent constitué d'une couche de SiO<sub>2</sub> thermique qui a d'excellente propriétés de passivation de surface et d'une couche anti-reflet de a-SiN<sub>x</sub>:H (nitrure de silicium) qui joue le rôle de couche anti-reflet. Plusieurs études ont montré la nécessité d'un champ de surface avant (FSF) obtenu par une légère diffusion pour diminuer les recombinaisons en surface et augmenter la stabilité de la passivation [Gruenbaum88]. De plus, ce FSF diminue l'influence de la géométrie en face arrière et de la résistivité du substrat car il permet la conduction latérale des porteurs majoritaires [Granek09]. Il a donc un effet positif à la fois sur la V<sub>co</sub> [King88] et sur le FF de la cellule.

**La résistivité du substrat et la géométrie de la face arrière** sont des paramètres clés. En effet, la majorité du trajet des porteurs de charges majoritaires dans une telle structure est latéral car les substrats utilisés sont fins (150µm-200µm) et les zones dopées larges (1mm) [Renshaw11]. Pour rejoindre les zones de collecte (dopées) le parcours est effectué à travers une section réduite ce qui entraîne des pertes résistives. L'utilisation du FSF limite cet effet de même que l'utilisation de substrats peu résistifs. Cependant, la deuxième solution entraîne une augmentation des recombinaisons dans le volume de la base. En ce qui concerne les porteurs de charges minoritaires, ils doivent diffuser dans le substrat avant d'être collectés par l'émetteur. La diminution du trajet à parcourir va donc être capitale pour limiter les pertes par recombinaison. On comprend donc bien que **la surface de l'émetteur** doit être suffisante pour limiter cet effet qui dépend aussi de la qualité du substrat et de la passivation de surface dans

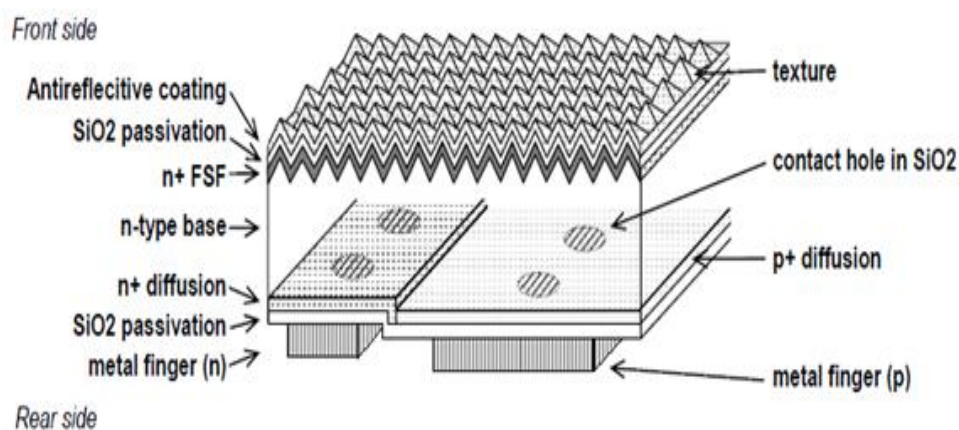


les zones autres que l'émetteur. D'un autre coté une asymétrie trop importante entre ces zones peut provoquer des pertes résistives dans la métallisation du BSF. En effet, une réduction trop importante de la largeur du BSF et de son contact induirait une augmentation de la résistance de contact à l'interface Métal/c-Si ainsi qu'une diminution de la section de la métallisation ce qui la rendrait plus résistive à épaisseur égale.

Enfin, la **passivation de la face arrière** est primordiale. Comme pour les cellules à contacts localisés, en diminuant la taille du contact métal/ semiconducteur on diminue les recombinaisons surfaciques de la face arrière. Pour ce faire on utilise un diélectrique de passivation de surface que l'on ouvre à l'endroit du contact (Figure 11). Cette technologie qui a été développée par Swanson [Swanson85] est présente sur la majorité des dispositifs IBC présentés dans le tableau 4 qui résume les principaux résultats cellules des dernières années

**Tableau 4. Résultats marquants des cellules solaires IBC**

Affiliation	$\eta$ (%)	$V_{CO}$ (mV)	$J_{CC}$ (mA/cm <sup>2</sup> )	FF (%)	Aire (cm <sup>2</sup> )	Année
Sunpower [Cousins10]	24.2	721	40.5	82.9	155	2010
IMEC [Verlinden12]	23.3	696	41.6	80.4	4	2011
Fraunhofer ISE [Reichel12]	23	697	41.2	80	4	2012
ISFH [Engehart06]	22	662	41.7	79.9	4	2006
ISC Konstanz [Galbati13]	21	644	41	75.7	239	2013



**Figure 11. Représentation schématique d'une cellule solaire A300 (Sunpower) [Mulligan04]**

Pour conclure, cette structure présente beaucoup d'avantages et permet de ne plus dépendre du compromis FF/ $J_{cc}$  comme ses concurrentes. Cependant, elle induit une fabrication plus compliquée avec de nombreuses étapes de localisations (des zones dopées et de la

métallisation) et de diffusions thermiques. Malgré cela de telles cellules ont été industrialisées par SunPower Corp avec un rendement module moyen supérieur à 20% et une cellule record à 24.2% sur 155cm<sup>2</sup> [Cousins10]. En outre, certaines améliorations comme l'utilisation de contacts moins recombinaux (hétérojonction poly-Si [Swanson08], a-Si:H [Cousins10a]) pourraient théoriquement encore améliorer ce rendement jusqu'à des valeurs supérieures à 25%. Il paraît donc pertinent d'étudier les cellules à contacts interdigités en face arrière et à hétérojonction de silicium (IBC Si-HJ) qui combinent la qualité supérieure de la passivation de surface des cellules HJ avec les qualités optiques des cellules IBC. Cette structure réunit donc tous les éléments pour obtenir simultanément des  $V_{co}$  et des  $J_{cc}$  élevés.

## **2.4. Les cellules IBC Si-HJ**

Même si les cellules Si-HJ ont été étudiées depuis presque 20 ans, c'est ces dix dernières années que l'implémentation de l'IBC Si-HJ a reçu un intérêt particulier avec le brevet de l'entreprise EBARA en 2003 [Mishima03] et les premiers résultats obtenus en 2007 par l'IEC (Institute for Energy Conversion) du Delaware [Lu07a]. Cette structure pourrait théoriquement atteindre des rendements supérieurs à 25% [Lu09]. En effet, elle profite de tous les avantages d'une cellule IBC homojonction, à savoir l'absence d'ombrage optique en face avant et la réduction des pertes résistives. En les combinant avec une passivation très efficace de l'hétérojonction de silicium (750mV, Panasonic13) cela en fait une candidate pour atteindre le haut rendement. De plus, d'un point de vue procédé, l'obtention de zones dopées et de la passivation de surface est effectuée dans un même dépôt ce qui permet de limiter les étapes de fabrication par rapport à une IBC homojonction [Lu07b]. Cette structure doit néanmoins faire face aux problématiques de l'hétérojonction c'est-à-dire le compromis entre l'obtention d'un bon FF et d'une bonne  $V_{co}$  qui est toujours un frein pour l'augmentation des rendements [Lu11] [Desrues11], et aux problématiques des IBC homojonction c'est-à-dire la nécessité de travailler avec des substrats de bonne qualité et une passivation de surface en face avant optimale.

Les résultats marquants sur cette structure sont présentés dans le tableau 5. On peut remarquer les progrès très importants qui ont été faits très récemment avec notamment le résultat de LG [Choi12] et du HZB [Mingirulli11] avec des rendements supérieurs à 20%.

Dans la majorité des cas le procédé utilisé pour la localisation des couches d'amorphe est la photolithographie. C'est en effet un bon moyen d'avoir une précision très fine sur les motifs déposés cependant ce procédé ne permet une utilisation industrielle. Il est en effet coûteux vu le nombre d'étapes qu'il implique. En ce qui concerne l'utilisation de masques métalliques [Tucci08], c'est aussi une voie pour le dépôt de couche localisée toutefois il paraît difficilement industrialisable. C'est le procédé utilisé par l'INES pour développer ses premiers dispositifs IBC Si-HJ. Un rendement de 12.7% avait été obtenu sur cellule de 25cm<sup>2</sup> [Desrues09]. Seul LG semble travailler sur l'industrialisation d'une telle structure car ils utilisent la sérigraphie pour effectuer cette localisation [Choi12]. L'industrialisation d'un tel procédé a été prouvée car il est déjà utilisé pour métalliser la plupart des cellules industrielles à l'heure actuelle. De plus, même si le record de 23.4% est obtenu sur petite surface, LG travaille également sur des cellules de taille industrielle (239cm<sup>2</sup>).

**Tableau 5.** Résultats marquants des cellules solaires IBC Si-HJ

Qui ?	Type	Surface (cm <sup>2</sup> )	Procédé de localisation	V <sub>OC</sub> (mV)	J <sub>sc</sub> (mA/cm <sup>2</sup> )	FF (%)	η (%)
IMEC [OSullivan10]	N	1	Photolitho.	605	37.8	64	14.6
IEC [Shu12]	N	1	Photolitho.	670	34.2	65.2	15.0
ENE-ECN [Tucci08]	P	6	Masque métallique	695	35.3	61	15.0
Univ. Of Toronto [Zahidur12]	N	1	Photolitho.	651	35.4	69.4	16.0
HZB-ISFH [Haschke12]	P	1	Photolitho.	657	39.4	65.9	17.1
HZB-ISFH [Mingirulli11]	N	1	Photolitho.	673	39.7	75.7	20.2
LG electronics [Choi12]	N	239	Sérigraphie	692	38.4	76.4	20.7
	N	4	Photolitho.	723	41.8	77.4	23.4

Du point de vue de la structure, plusieurs solutions ont été envisagées par les différents acteurs. Le tableau 6 résume les structures utilisées les plus marquantes.

La structure IBC Si-HJ de l'IEC présente une couche tampon pleine plaque et la localisation est effectuée uniquement sur les couches dopées. Ce buffer permet aussi de garantir une bonne passivation de surface entre les zones dopées et une isolation électrique entre celle-ci. De cette manière, on évite le dépôt et/ou la localisation d'une couche spécifique comme sur les structures INES, BACH, HZB-ISFH ou BEHIND (Back Enhanced Heterostructure with INterdigitated contact) qui sont, de ce fait, plus difficiles à mettre en œuvre.

La structure PRECASH (Planar Rear Emitter back Contact Amorphous/Silicon Heterojunction) est une structure alternative. Le procédé commence par un dépôt pleine plaque de l'émetteur et de son contact. Ensuite, une gravure chimique à travers un masque de lithographie crée les ouvertures pour les BSF. Une simple étape de PECVD dépose alors la couche isolante et passivation/BSF/ contact. Cette méthode est intéressante car elle pourrait être facilement adaptable avec un masquage par sérigraphie ou même une gravure laser. Elle permet donc de n'avoir qu'une seule étape de localisation et on observe une augmentation du courant et de la tension grâce une structure point contact pour le BSF (ici en a-Si:H). Elle a aussi l'avantage de découpler la collecte des charges de la largeur des métallisations grâce une structure avec des métallisations sur deux niveaux. Ces performances nécessitent une couche d'isolation électrique de très bonne qualité entre les deux électrodes.

Tableau 6. Structures des cellules solaires IBC Si-HJ

<p style="text-align: center;"><b>IBC Si-HJ IEC [Shu12]</b></p>	<p style="text-align: center;"><b>PRECASH [Haschke12]</b></p>
<p style="text-align: center;"><b>IMEC [OSullivan11]</b></p>	<p style="text-align: center;"><b>BEHIND [Tucci07]</b></p>
<p style="text-align: center;"><b>BACH [Zahidur12]</b></p>	<p style="text-align: center;"><b>INES [Desrues09]</b></p>
<p style="text-align: center;"><b>HZB-ISFH [Mingirulli11]</b></p>	<p style="text-align: center;"><b>LG [Choi12]</b></p>

La structure de l'IMEC quant à elle est une structure hybride avec un émetteur de type p en silicium amorphe et un contact direct entre le c-Si et l'aluminium au niveau de l'électrode négative. De telles structures présentent l'avantage de limiter les étapes de localisation mais ne permette pas de profiter pleinement de la qualité de passivation de l'hétérojonction de silicium.

Enfin, la structure de LG est remarquable car il ne semble pas y avoir de couche passivante (appelée gap) entre les zones dopées n et p. C'est aussi la structure qui a donné les

meilleurs résultats sur cellule. On se pose donc la question de la nécessité d'avoir un gap entre les zones de dopages différents.

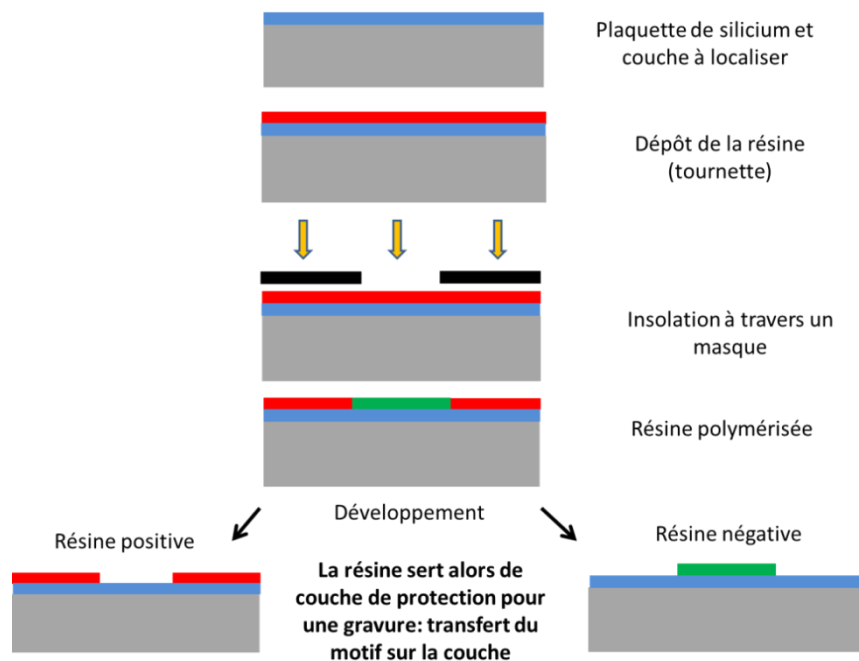
D'un point de vue global, même si les différents laboratoires essaient de limiter le nombre d'étapes de localisation avec des structures simplifiées, l'utilisation d'un procédé de localisation rapide et peu cher est déterminant en vue d'une future mise sur le marché de ce type de cellule. C'est pourquoi, dans la partie suivante nous allons détailler les différents procédés de structuration de couches à notre disposition et extraire les plus intéressants pour notre application.

### 3. Procédés de structuration de couche dans les cellules solaires

Cette partie permettra de répertorier les méthodes de localisation existantes à l'heure actuelle ainsi que d'identifier les verrous technologiques liées à celle-ci pour la fabrication de cellule silicium à hétérojonction et contacts interdigités en face arrières.

#### 3.1. La photolithographie

C'est la méthode de localisation la plus maîtrisée à l'heure actuelle et elle permet une précision nanométrique [Radelaar93]. Le principe de la photolithographie est résumé sur la Figure 11.



**Figure 11.** Représentation schématique du procédé de photolithographie

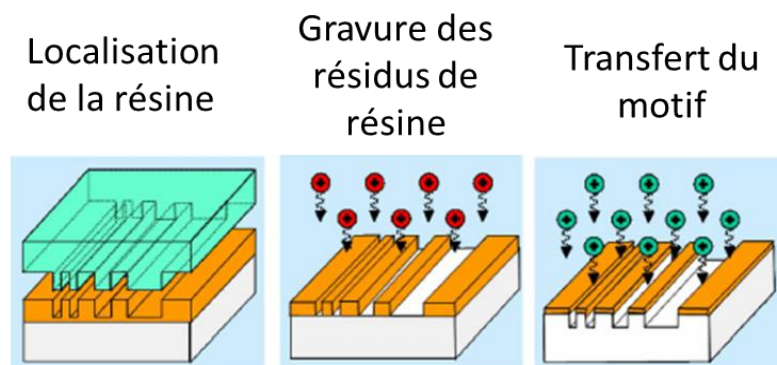
La méthode la plus simple pour permettre **le transfert du motif** sur la couche à graver est la projection de particules sur le substrat. Des atomes du substrat sont ainsi éjectés par le choc avec des ions de quelques centaines d'électron-Volt (eV). Plusieurs types de particules peuvent être envisagés ainsi que plusieurs tailles de particules. C'est un procédé rapide, peu cher et précis [Wensinck00]. Cependant, le manque de sélectivité avec l'érosion de la résine organique peut être gênant. Pour cette raison, une couche de résine très épaisse est nécessaire ou un empilement de couches avec une couche intermédiaire très résistante à la projection de particule. Cette méthode est donc à éviter dans la majorité des cas.

D'autres méthodes de transfert du motif existent comme la gravure plasma [Sparks80] ou la gravure chimique qui sont les méthodes les plus couramment utilisées. On peut aussi envisager un transfert de type additif comme l'implantation ionique ou le dépôt sélectif dans les zones non protégées par la résine.

On peut observer que ce procédé implique un très grand nombre d'étape avant le transfert du motif. L'industrialisation d'un tel procédé paraît donc très compliquée. Cependant, il est tout de même utilisé par de nombreux laboratoires pour la fabrication de cellules de test et la démonstration de concept car il permet de ne pas avoir de contrainte au niveau de la taille et de la géométrie du motif.

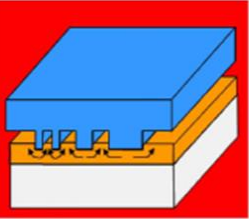
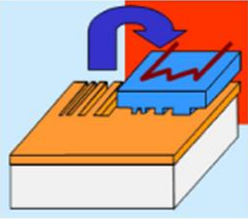
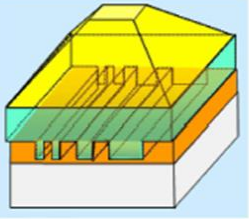
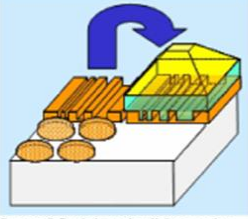
### 3.2. La localisation par nano-impression

Le procédé de lithographie par nano-impression (nanoimprint lithography) s'est beaucoup développé depuis sa première apparition en 1995 [Chou95] et surtout pour l'élaboration de dispositif en micro-électronique. En ce qui concerne les cellules solaires, la recherche se focalise sur l'utilisation de ce procédé pour l'optimisation optique de la cellule en face avant [Herman12] et en face arrière [Mellor12]. Cependant, il pourrait aussi bien être utilisé pour la localisation de couches dans le cadre d'une cellule IBC par exemple. Ce procédé repose sur les mêmes principes que la photolithographie sauf qu'au lieu de déposer la couche de résine pleine plaque et de la transformer par insolation, on vient presser la résine avec un moule (négatif du motif que l'on veut faire). La résine qui est un matériau visqueux est alors déplacée par capillarité jusqu'à ce qu'il y ait conformité avec le motif du moule. Après démoulage on grave les résidus puis on effectue le transfert du motif (figure 12).



**Figure 12.** Représentation schématique du procédé lithographie par nano-impression [Schift08]

Il existe plusieurs types de procédé de nano impression les deux principaux sont la nano-impression thermique et la nano-impression sous UV (Figure 13). Dans le cas de la nano-impression thermique la pression nécessaire pour avoir une conformité dans le motif est importante, cela dépend aussi de la viscosité de la résine et de la température appliquée pendant le procédé. Concernant la nano-impression sous UV, elle est effectuée le plus souvent à température ambiante, et ne nécessite pas des résines à forte viscosité car l'exposition au rayonnement UV a pour but de durcir la résine après moulage. On pourra donc travailler à faible pression mais cela nécessite d'avoir un moule transparent au rayonnement UV [Schift08].

Process	Patterning scheme	Step & repeat (S&R) variant
<b>Thermal nanoimprint lithography (NIL, T-NIL)</b> – also called <b>Hot embossing lithography (HEL)</b>	 <p><b>Process:</b> Compression of thin thermoplastic film between hard stamp and substrate and molding by squeeze flow</p>	 <p><b>Step&amp;stamp imprint lithography (SSIL):</b> Similar to standard stepping lithography using small stamps (dies): only local heating over <math>T_g</math></p>
<b>UV-nanoimprint lithography (UV-NIL)</b> (a) Hard stamp lithography (b) Soft (stamp) lithography (SL)	 <p><b>Process:</b> Low pressure filling of liquid resin at room temperature by capillary action and hardening by UV-exposure through the stamp; coating by dispensing or spin coating of precursor</p>	 <p><b>Stamp&amp;flash imprint lithography (SFIL/O):</b> SSIL using a negative resist: coating and UV-exposure only locally  <b>SFIL/R (reverse tone SFIL):</b> Patterning of planarization layer + overcoating enables imprint over intrinsic substrate topology</p>

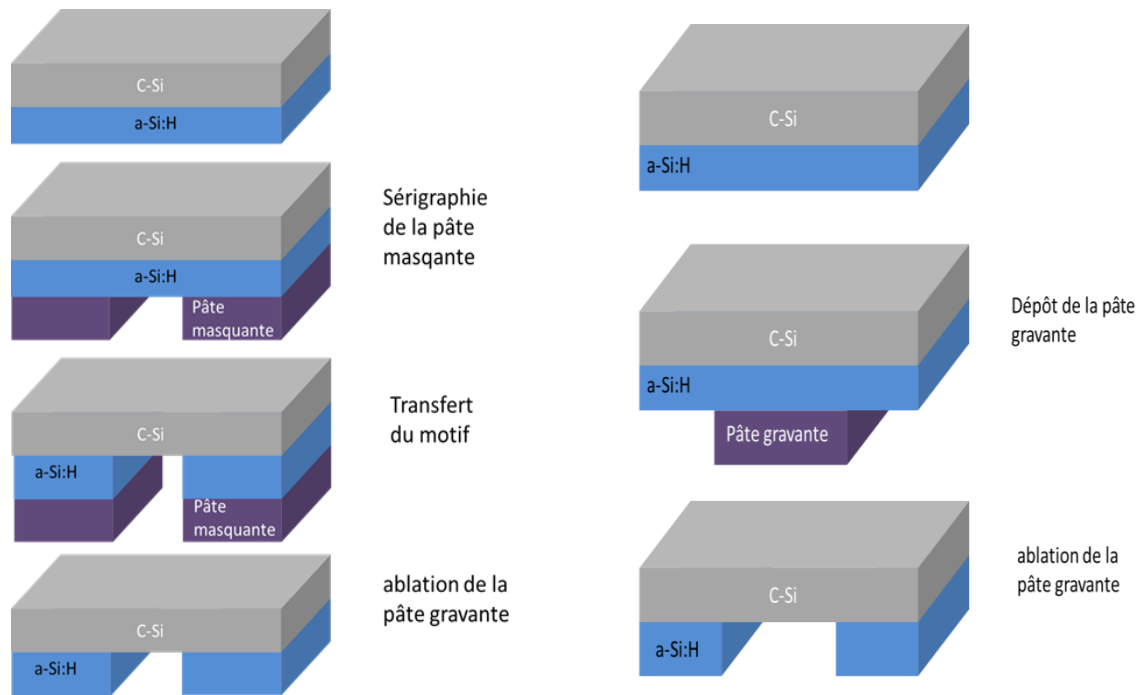
**Figure 13.** Comparaison entre la nano impression thermique et la nano-impression sous UV [Schift08]

On peut donc remarquer que cette technique est très intéressante car on vient transférer le motif sur la résine avec deux étapes de moins que pour la photolithographie, si on ne compte pas l'étape de fabrication du moule. Ce procédé est donc plus intégrable dans un procédé industriel. De plus, il permet tout comme sa « grande sœur » une précision très importante (nanométrique).

### 3.3. La sérigraphie

La réalisation des étapes de masquage par sérigraphie peut se faire de différentes manières en fonction de la pâte de sérigraphie (pâte masquante [Mingirulli11b] ou gravante [Nejati12]). Dans le cas où on utilise une pâte masquante on dépose par sérigraphie la pâte à l'endroit que l'on veut protéger. On vient ensuite faire le transfert du motif par gravure sèche ou humide et on retire le masque. Dans l'autre cas on dépose la pâte sur la zone que l'on veut graver. Une représentation schématique d'un tel procédé est présente en Figure 14.





**Figure 14.** Représentation schématique du procédé de structuration par sérigraphie avec une pâte masquante (gauche) avec une pâte gravante (droite)

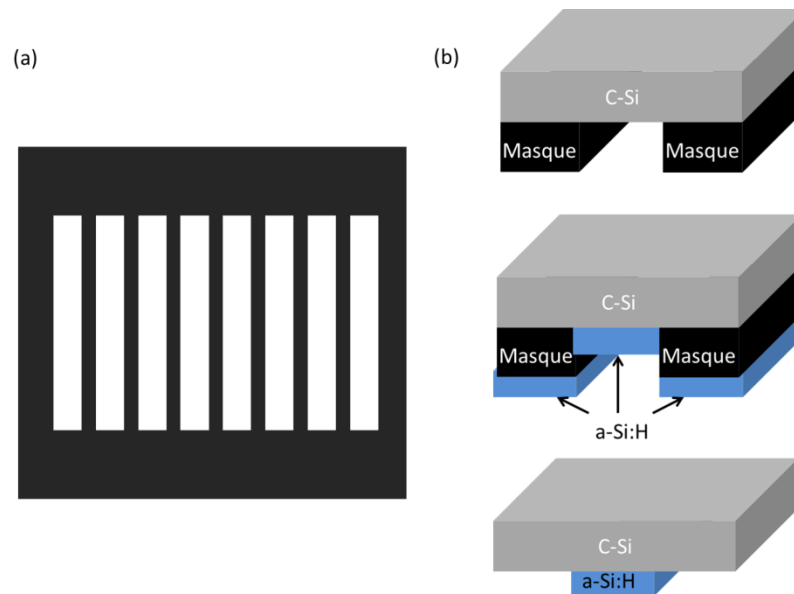
La sérigraphie ayant déjà fait ses preuves dans l'industrie du photovoltaïque puisqu'elle a été utilisée par Sunpower pour fabriquer des cellules IBC [McIntosh03], ce procédé est compatible avec l'obtention de haut-rendement en production. Il est toutefois beaucoup moins précis que les deux précédentes techniques. En effet, la pâte ne reproduit pas aussi fidèlement le motif de l'écran de sérigraphie [Desrues09]. Il faut donc prendre en compte ce phénomène dans les étapes de fabrications (tolérances d'environ  $\pm 50\mu\text{m}$ ). De plus, des défauts de surface et des résidus sont présents dans la majorité des cas après gravure et retrait de la pâte. Il faut donc inclure des étapes de nettoyage après le transfert du motif si on veut déposer une couche de silicium amorphe dans la zone gravée et avoir une bonne passivation de surface [DeVecchi12].

### 3.4. Localisation par dépôt à travers un masque

Ce procédé repose sur l'utilisation de masques ouverts localement. L'objectif est de placer le masque directement sur le substrat c-Si pendant le dépôt de la couche à localiser. Les matériaux sont ainsi déposés dans les zones ouvertes (figure 15).

Pour fabriquer les masques une première option peut être la gravure laser d'un substrat métallique [Tucci07]. Cette méthode simple et rapide a cependant l'inconvénient de provoquer des contraintes dans le masque qui peuvent nuire à sa planéité et donc à la conformité au motif désiré. On peut aussi choisir la méthode d'électrodépôt de métal pour la fabrication de ces masques. Cette méthode permet en effet d'obtenir une planéité maximale des masques, ainsi qu'une précision de  $\pm 70\mu\text{m}$  dans la définition des motifs [Desrues09]. On a donc une

précision beaucoup moins bonne qu'avec les procédés de photolithographie et nano impression, cependant elle reste acceptable pour l'obtention de dispositifs photovoltaïques IBC Si-HJ.



**Figure 15.** Représentation schématique d'un masque (a) du procédé de dépôt à travers un masque (b)

Le principal avantage d'un tel procédé est la rapidité et la simplicité de sa mise en œuvre. En effet, il suffit juste de plaquer le masque sur le substrat et de faire le dépôt de la couche que l'on veut localiser. Ainsi, chaque étape de localisation n'entraîne qu'une seule étape de procédé. Cependant, d'un point de vue industriel il paraît très difficile à mettre en œuvre même si certains acteurs essaient d'adapter cette méthode, par exemple au niveau de sa précision [Sherff11].

### 3.5. La gravure laser

Les utilisations du laser dans le domaine des cellules solaires sont nombreuses, et peuvent intervenir à chaque étape du procédé de réalisation de la cellule. Elles peuvent être rangées en trois catégories :

- **Usinage des cellules.** Les lasers peuvent être utilisés pour des travaux de découpe, de gravure ou de perçage. Parmi les applications les plus courantes, citons l'ouverture de la jonction [Hauser01] ou le perçage des vias dans les technologies MWT (métal-wrap-through) [Lee11] et EWT (emitter wrap through) [Mingirulli11b]. D'autres applications sont toutes aussi intéressantes telle que l'obtention de contacts ou de jonctions enterrées dans les structures LGBC (laser groved buried contact, [Wenham85]) ou dans les structures IBBC (interdigitated backside buried contact, [Guo04]). Les lasers de type Nd:YAG, émettant dans l'infrarouge, sont particulièrement adaptés à ce type d'utilisation. Enfin, on peut citer les trois gravures laser nécessaires à la fabrication de module monolithique couche mince pour connecter les différentes cellules en série

[Hank81]. Les lasers de type Nd:Yag émettant dans le visible sont souvent utilisés dans ce cas.

- **L'Ablation de diélectriques.** L'ablation localisée de diélectriques ( $\text{SiO}_2$ , a- $\text{SiN}_x$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , etc.) est utilisée pour la fabrication de nombreuses technologies de cellules, telles que la PERC ou l'IBC. Les lasers pulsés en régime picoseconde et émettant dans l'ultraviolet s'avèrent particulièrement efficaces pour ce type d'application. En effet, les couches diélectriques ont une absorption optimale à ces longueurs d'onde et le temps de pulse court permet de limiter la dégradation du substrat c-Si pendant la gravure ce qui permet d'obtenir un contact peu recombinant avec l'électrode métallique.
- **La Diffusion, dopage et recuit par laser.** Les procédés de diffusion induite par laser (au sens large) permettent la réalisation de dopages localisés  $n^{++}$  ou  $p^{++}$ , dont l'importance a été soulignée en partie 2.1. Les lasers pulsés en régime nanoseconde et émettant dans le visible ou l'ultraviolet sont les plus utilisés pour cette application. On peut aussi citer le recuit des contacts métalliques par laser appelé aussi LFC (Laser fired Contact, [Shneiderlochner02]) où l'on utilise en général des lasers émettant dans l'infrarouge pour une pénétration plus profonde du faisceau laser dans le métal.

Certaines applications ne rentrent pas dans ces catégories mais sont toutefois à souligner. Tout d'abord, le dépôt de métal assisté par laser (LTC, laser transferred contact [Röder11]). Ce procédé permet de faire des couches d'accroche en Nickel suivi d'un épaissement avec un électrodépôt de cuivre. Les lignes obtenues sont fines ( $<30\mu\text{m}$ ) et déposées à basse température. De plus, aucune contrainte mécanique n'est appliquée sur le substrat pendant cette étape de fabrication ce qui limite le taux de casse. L'utilisation de laser Nd:YVO4 émettant dans le visible paraît très adapté à ce type de procédé. On peut aussi s'intéresser à la texturation de substrat par laser [Nayak11] qui est une voie vers l'obtention d'un bon confinement optique en face avant pour tout type de substrat.

A travers ce rappel sur l'utilisation du laser pour la fabrication de cellules solaires on peut s'apercevoir qu'il existe différents types de laser qui sont chacun plutôt adaptés à une ou plusieurs applications. Le tableau 7 résume les différents types de laser utilisés dans le domaine du photovoltaïque ainsi que leurs applications associées.

L'utilisation du laser pour la localisation de couche de silicium amorphe sur substrat cristallin et donc l'application aux cellules IBC SI-HJ n'est pas mentionnée dans cet état de l'art. Toutefois, cette technologie d'ablation laser semble très intéressante pour cette application car elle offre une bonne précision ( $\pm 20\mu\text{m}$ ), une flexibilité dans le motif transféré, un procédé mono-face et n'implique aucune contrainte mécanique sur le substrat pendant son déroulement.

**Tableau 7.** Lasers utilisés dans la fabrication de cellules solaires [Carlson12]

<ul style="list-style-type: none"> <li>➤ Nd:YAG laser (532 nm) – laser scribing of thin-film PV modules, laser doping</li> <li>➤ Nd:YAG laser (1064 nm) – laser firing of aluminum p<sup>+</sup> contacts, laser drilling</li> <li>➤ KrF excimer laser (238 nm) – laser scribing of TCO layers for thin-film PV modules</li> <li>➤ Nd:YVO<sub>4</sub> laser (1064 nm) – edge isolation of silicon solar cells</li> <li>➤ Nd:YVO<sub>4</sub> laser (532 nm) – laser-transferred contacts, edge isolation</li> <li>➤ Nd:YVO<sub>4</sub> laser (355 nm) – ablation of dielectric layers for line and point contacts</li> <li>➤ Ytterbium fiber laser (532 nm) – laser doping</li> <li>➤ CW Nd:YVO<sub>4</sub> laser (532 nm) – laser doping</li> <li>➤ Yb:YAG laser (1030 nm) – laser drilling for EWT and MWT solar cells</li> <li>➤ Picosecond fiber laser (355 nm) – ablation of dielectric layers for point contacts</li> <li>➤ Femtosecond laser (800 nm) – laser texturing for antireflection surfaces</li> <li>➤ Diode-pumped disk laser (512 nm) – laser crystallization of a-Si for thin Si solar cells</li> <li>➤ CW diode laser (806 nm) – laser crystallization of a-Si for thin Si solar cells</li> </ul>
---

L'ablation laser de couche diélectrique comme le nitrure de silicium hydrogéné (a-SiN<sub>x</sub>:H) et l'oxyde de silicium (a-SiO<sub>2</sub>) a été très largement étudiée pour la fabrication de cellules à contacts localisés (PERC, [Lee11b]). Dans ce cas les couches diélectriques sont utilisées comme couche de passivation de surface et le contact métallique est déposé dans les ouvertures laser. L'interface métal/ c-Si est déjà très déficiente et les défauts induits par l'ouverture laser ne causent pas de recombinaisons additionnelles.

Pour une passivation de surface de type a-Si:H/c-Si, l'interface et les propriétés de la couche a-Si:H doivent être optimales pour atteindre une vitesse de recombinaison de surface faible [Angermann11]. C'est pourquoi, il semble difficile d'utiliser l'ablation laser avant la fabrication d'une structure à hétérojonction dans la mesure où le laser impacte souvent le substrat lui-même [Mangersnes10]. Malgré cela, deux études montrent que l'utilisation de a-Si:H comme couche tampon (entre la couche à graver et le c-Si) pour localiser le a-SiO<sub>2</sub> [Mangersnes10] ou le a-SiN<sub>x</sub>:H [Haase11] permet une ablation à faible fluence et donc sans dommage sur la surface du substrat et dans le volume. Cependant, ces études ne mentionnent pas l'utilisation d'un tel procédé pour la fabrication d'une hétérojonction locale dans la zone irradiée.

La source des dégradations causées par une ablation laser est essentiellement thermique. Les paramètres importants sont la diffusivité thermique du matériau à ablater, son épaisseur, son coefficient d'absorption, la durée des impulsions du laser, la fluence (densité d'énergie) de l'impulsion et sa longueur d'onde.

Il existe plusieurs types de laser. Quatre paramètres varient, la longueur d'onde d'émission, la durée de pulse, la taille du pulse et la cadence du laser. La longueur d'onde d'émission est souvent dans l'infrarouge (IR, 1064nm), le vert (512nm et 532nm), dans l'ultraviolet (UV, 355nm). Enfin, les durées de pulse sont soit en femtoseconde (fs), en picoseconde (ps) ou nanoseconde (ns).

**La longueur d'onde d'émission** du laser a une influence sur la profondeur d'absorption, plus elle est faible plus la profondeur d'absorption est faible donc plus on sera précis pour graver de fines couches.

**La durée de pulse** quant à elle a une influence sur le mode de transfert d'énergie. Dans le cas d'un pulse ns le mode de transfert est essentiellement thermique l'échauffement

thermique généré par l'irradiation laser peut être destructif pour les éléments environnant. Dans le cas d'une durée de pulse ps, le mécanisme d'ablation par échauffement /fusion/ évaporation n'est plus valable. Le réseau d'atome se désintègre alors par explosion coulombienne locale ce qui permet une ablation sans fusion (donc sans thermalisation), et les dommages au voisinage de l'ablation sont alors limités [Stolberg10].

**La cadence du laser et la taille du pulse** ont un effet sur la vitesse de balayage du laser pour avoir une ablation totale. Ainsi, avec un pulse de grande taille et une cadence élevée on pourra se permettre d'avoir une vitesse de balayage élevée et donc un temps de procédé réduit.

Pour notre application compte tenu de la faible épaisseur des couches de silicium amorphe à ablater il serait judicieux de procéder à faible longueur d'onde UV, ou vert. De même, il semble qu'une durée de pulse de l'ordre du picoseconde ou femto seconde soit plus adaptée compte tenu de nos exigences en terme de qualité de surface après ablation.

## Conclusions

Cet état de l'art nous a permis de rappeler les bases du fonctionnement des cellules photovoltaïques en silicium cristallin. Les notions d'absorption du rayonnement ainsi que les principaux paramètres théoriques et technologiques limitant leur rendement ont été détaillés.

Les trois principales structures surmontant les limites technologiques ont été présentées avec une comparaison de celle-ci sur le plan de leur performance et de leur intégration industrielle. Il apparaît donc que les structures à contact interdigités en face arrière et à hétérojonction sont une voie intéressante vers l'obtention de rendements élevés vu leur potentiel en densité de courant de court-circuit et en tension de circuit ouvert. La faisabilité expérimentale de ces dispositifs a été prouvée. Cependant, leurs performances sont toujours limitées par un compromis entre le FF et la  $V_{co}$  qu'il faudra optimiser.

De plus, leur intégration industrielle dépend du développement de structures simplifiées limitant les étapes de localisation ainsi que du développement de nouvelles techniques de localisation parmi celles décrites dans cet état de l'art, plus rapides et moins coûteuses.



# Chapitre I : Elaboration d'une structure simplifiée en face arrière

---

Comme nous l'avons précisé dans l'état de l'art, la complexité de la structure choisie aura une influence directe sur le nombre d'étapes du procédé de fabrication des dispositifs. De manière à limiter celles-ci, une structure simplifiée sans gap entre les couches de a-Si:H dopées (n) et (p) est donc étudiée dans ce premier chapitre.

Une description de la structure ainsi que son élaboration avec deux méthodes différentes de localisation de couches est présentée. Les méthodes de sérigraphie et gravure laser sont utilisées dans cette étude pour la fabrication de dispositifs IBC Si-HJ car ce sont des méthodes industrialisables, déjà validées sur d'autres structures de cellule PV.

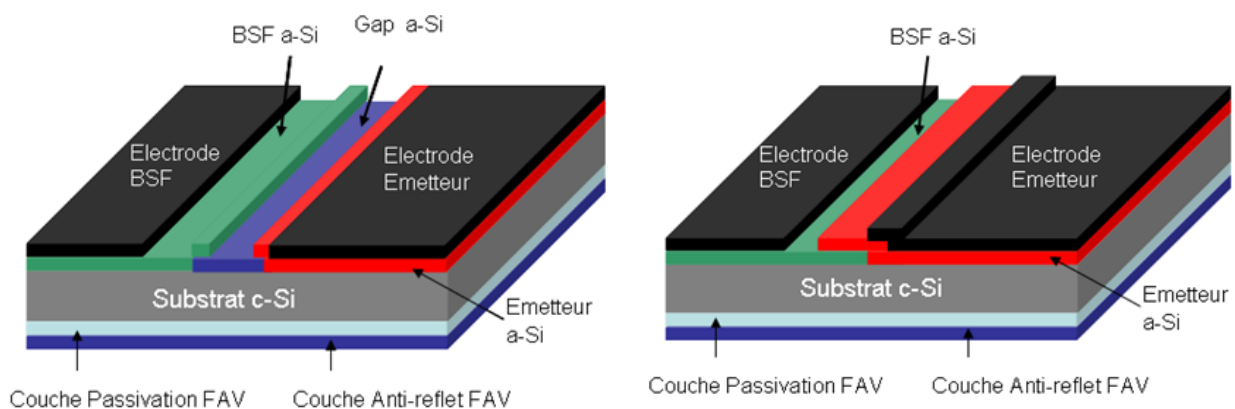
Des dispositifs Si-HJ à émetteur inversé et à émetteur standard sont fabriqués afin de simuler l'effet des gravures laser et par voie humide sur la surface du substrat et les couches a-Si:H. Pour évaluer le niveau de dégradation obtenu suite aux étapes de localisation, une comparaison entre les dispositifs avec localisation et ceux de référence est effectuée.



## 1. La structure simplifiée

Au niveau de la face avant, la cellule IBC Si-HJ a une couche de passivation de surface et une couche anti-reflet dont les caractéristiques seront décrites dans le chapitre III.

En face arrière, la structure classique de l'IBC Si-HJ est constituée des deux couches dopées émetteur et BSF et d'une couche intermédiaire appelée gap (figure I.1). Pour obtenir une telle structure, il faut trois étapes de localisation. De manière à diminuer ce nombre d'étapes, une autre structure est ici proposée. Celle-ci est constituée, comme la première, des couches d'émetteur et BSF mais ne comporte pas de gap entre ces deux couches. Une zone de recouvrement entre les zones de dopage différent est donc présente, ce qui peut provoquer en principe des problèmes de court-circuit.



**Figure I.1** Représentation schématique d'une cellule IBC Si-HJ (gauche) avec gap et (droite) sans gap

Pour évaluer l'influence du recouvrement entre les zones n et p, la structure a été simulée sur un logiciel TCAD (Technology Computer Assisted Design) appelé Silvaco ATLAS, il sera de même pour toutes les simulations électriques du manuscrit (Annexe). Dans le cas où l'émetteur n'a pas de couche tampon de a-Si:H intrinsèque, on observe une baisse du facteur de forme et de la tension de circuit ouvert avec la taille du recouvrement (figure I.2) ce qui indique que la superposition des deux couches crée des recombinaisons et des pertes résistives. Cette chute est principalement due aux courants parasites créés par le contact entre les deux zones de dopage différent (Figure I.3) et elle est encore plus prononcée si l'électrode de l'émetteur est en contact direct avec la couche de BSF. Par ailleurs, dans le cas où une couche tampon de 5nm est présente, le recouvrement n'a aucune influence sur les performances de la cellule. C'est donc que la couche tampon qui est très résistive permet théoriquement d'isoler les deux zones avec efficacité.

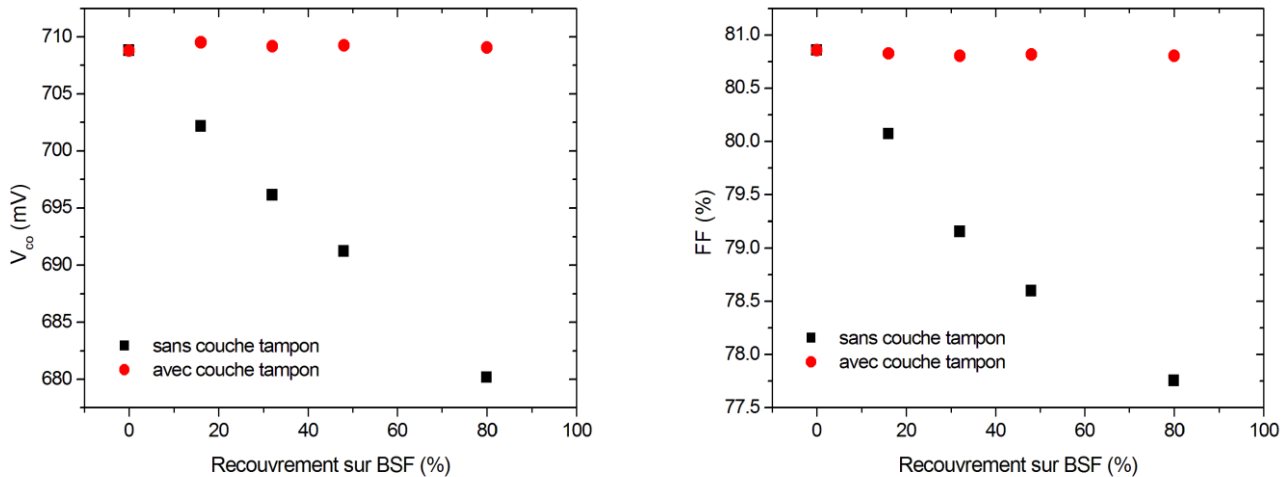


Figure I.2. Effet du recouvrement de la couche émetteur sur la couche BSF avec et sans couche tampon (droite) sur le Facteur de forme et (gauche) sur la tension de circuit ouvert.

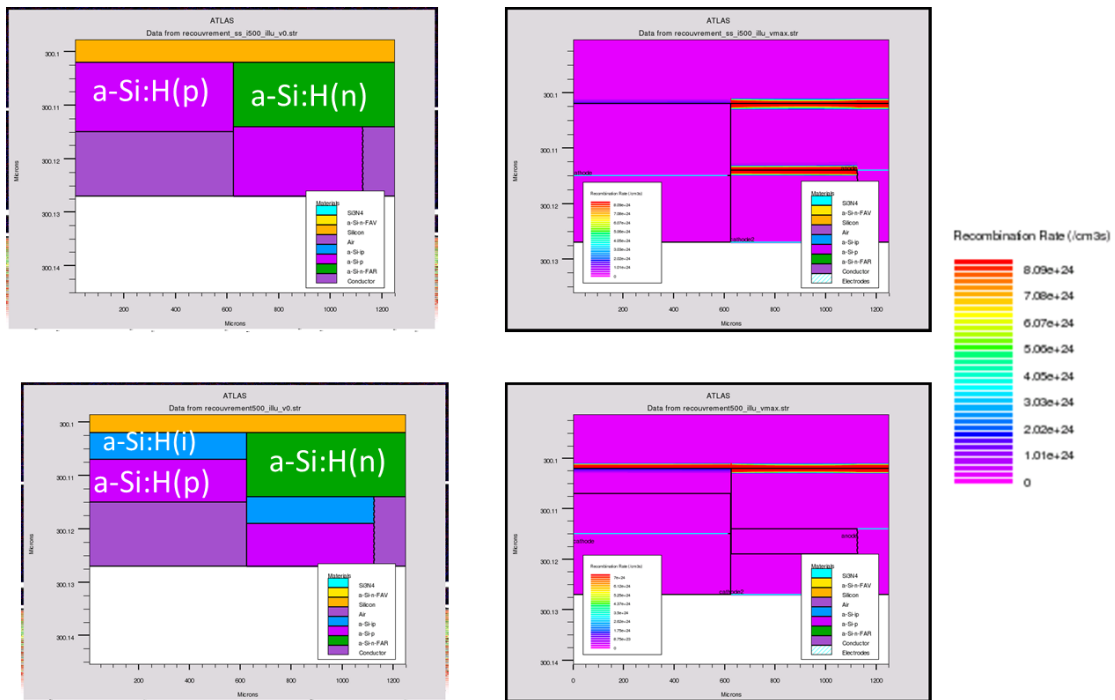


Figure I.3 Structure de recouvrement simulée (haut) sans couche tampon (bas) avec couche tampon et (droite) cartographie des recombinaisons volumiques dans celles-ci

Cette structure est donc envisageable du point de vue théorique, il faudra cependant veiller à déposer une épaisseur de couche tampon uniforme si on veut être sûr de ne pas avoir de contact direct entre les deux zones dopées.

## 2. Procédé de structuration couche de silicium amorphe

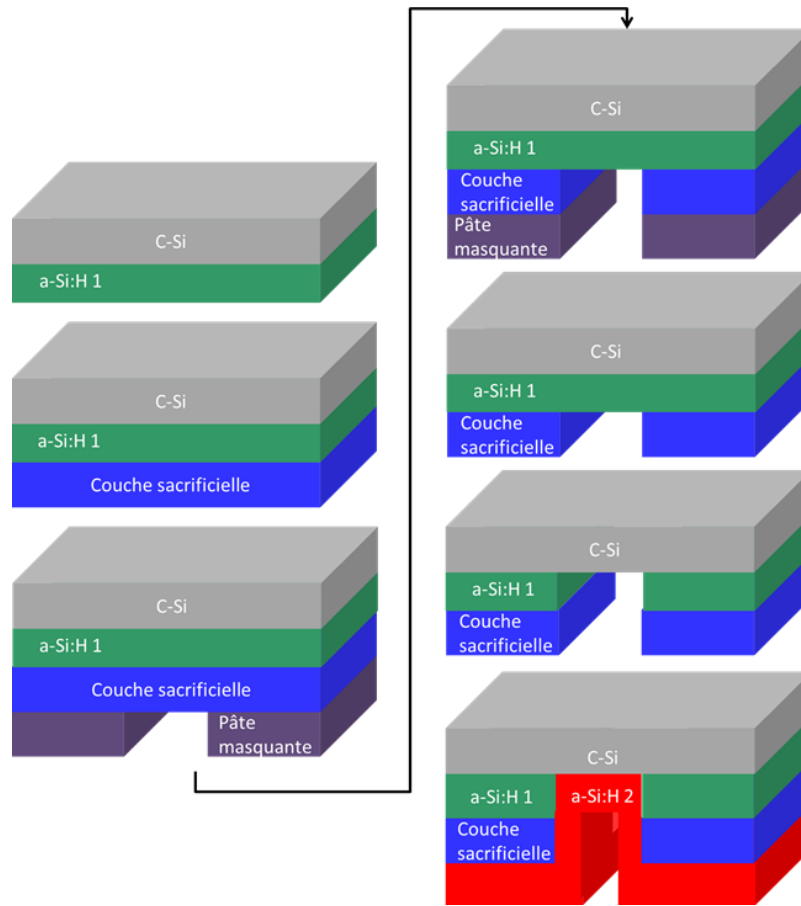
### 2.1. Localisation par sérigraphie

#### 2.1.1. Localisation du silicium amorphe

Nous avons vu dans l'état de l'art que la réalisation de masquage par sérigraphie pouvait se faire de différentes manières en fonction du produit sérigraphié. Dans notre étude, nous allons étudier un procédé à base de pâte polymère masquante.

Pour une localisation des deux couches de a-Si:H de dopage différent, le procédé le plus simple consiste à déposer directement par sérigraphie la pâte masquante sur la première couche à localiser, puis à faire le transfert de motif par gravure chimique. Ensuite la pâte est enlevée par voie chimique avant de faire le 2<sup>ème</sup> dépôt de couche de a-Si:H (figure 14). Cependant, il faut rappeler que le dépôt par sérigraphie ainsi que la gravure de la pâte masquante par voie chimique peuvent endommager la couche à localiser. Ce qui dans notre cas pourrait dégrader la qualité de nos couches qui sont actives dans le dispositif. De plus, pendant l'étape de gravure de la pâte polymère, la surface du c-Si n'est pas protégée. Une contamination de l'interface pourrait alors être induite lors de cette étape. Il faut donc pour éviter ce phénomène faire un nettoyage chimique adapté sans dégrader la première couche de a-Si:H ce qui semble difficile vu la finesse des couches utilisées (quelques nm).

De manière à éviter ces problèmes de dégradation de la première couche déposée, un autre procédé utilisant une couche protectrice est proposé (figure I.4). En effet, l'ajout d'une couche sacrificielle (ici, une couche de matériau diélectrique) sur la couche à localiser permet d'effectuer la sérigraphie sans contact direct sur le silicium amorphe. La gravure de la pâte se fait donc avant l'ouverture de la couche d'a-Si:H, il n'y a donc aucun risque de contamination organique à l'interface a-Si:H/c-Si. De plus, cette couche sacrificielle (CS) protège les zones qui ne sont pas gravées pendant les nettoyages post gravure et permet aussi de ne pas avoir une superposition directe entre les couches de a-Si:H de dopage différent (figure I.4). Ceci apporte une sécurité supplémentaire pour limiter les courants de fuite entre les deux zones.



**Figure I.4.** Représentation schématique du procédé de structuration de couche d'a-Si:H par sérigraphie

### 2.1.2. Localisation de couches de a-Si:H dans le procédé de fabrication des cellules IBC Si-HJ

Le procédé de fabrication des cellules IBC Si-HJ est décrit en figure I.5. Ce procédé est constitué de deux étapes de localisation basées sur le principe décrit sur la Figure I.4. Ces deux localisations sont la gravure de la première couche de a-Si:H (localisation 1) et l'ouverture des couches au-dessus de celle-ci pour permettre son contact avec l'électrode de collecte (localisation 2).

On peut remarquer que sur la structure finale, un contact entre les couches de silicium amorphe de dopage différent est toutefois présent. Une zone de recouvrement est aussi nécessaire aux frontières entre ces deux zones. En effet, la précision de la sérigraphie de pâte est de  $\pm 50\mu\text{m}$ . Il faut donc pour chacune des étapes de localisation inclure ce paramètre, il a donc été choisi de prendre  $200\mu\text{m}$  ( $100\mu\text{m}$  par étape) de tolérance d'où la présence d'une zone de recouvrement.

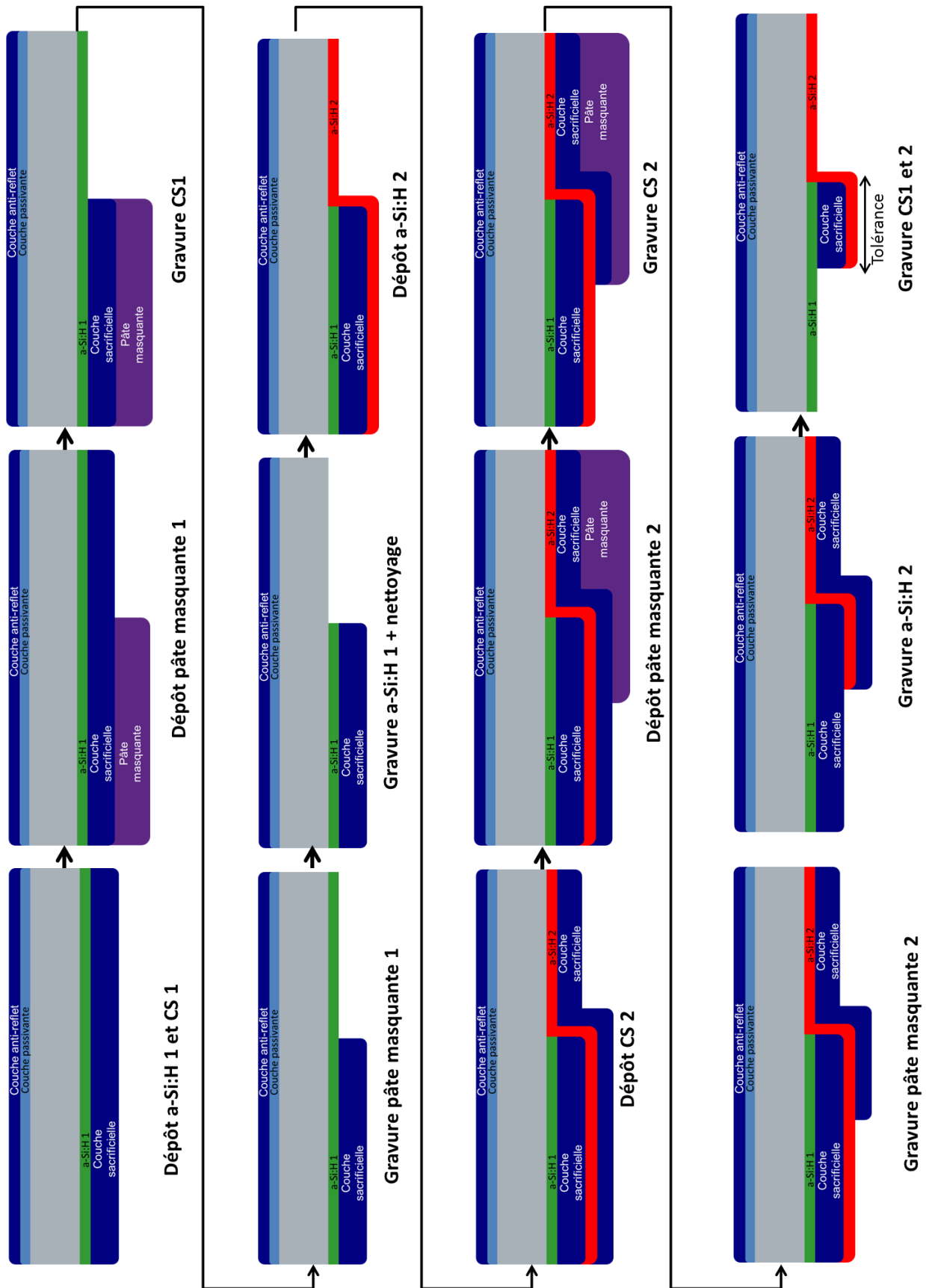
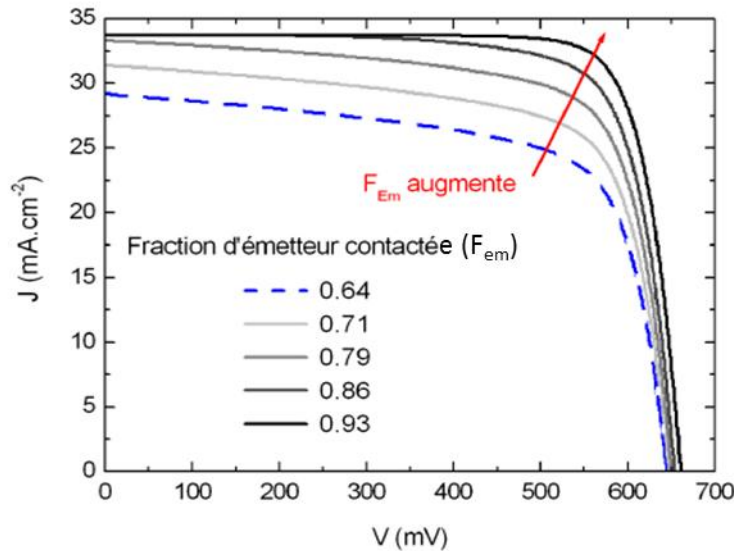


Figure I.5. Localisation des couches de a-Si:H dans le procédé de fabrication par sérigraphie de la structure IBC Si-HJ simplifiée

**a. Choix de l'ordre des dépôts de silicium amorphe dopé en face arrière**

Dans le cadre de la structure simplifiée si on commence par le dépôt de l'émetteur, une partie de celui-ci sera enterrée sous la zone de recouvrement ou « overlay ». Cette partie ne sera donc pas en contact avec une électrode métallique. Or, si l'émetteur n'est pas entièrement recouvert par sa métallisation des pertes résistives apparaissent en son sein [Desrues09].



**Figure I.6.** Courbes J-V sous AM1.5 de structures Si-HJ IBC simulées pour un dopage de l'émetteur égal à  $8.5 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  en fonction de la fraction d'émetteur contactée [Desrues09]

Pour limiter cet effet, il a été choisi de commencer par le dépôt de la couche BSF, ici la couche de silicium amorphe dopée n (a-Si:H (n)) car nous travaillons sur des substrats c-Si de type n (c-Si (n)).

**b. Choix des matériaux et des gravures associées**

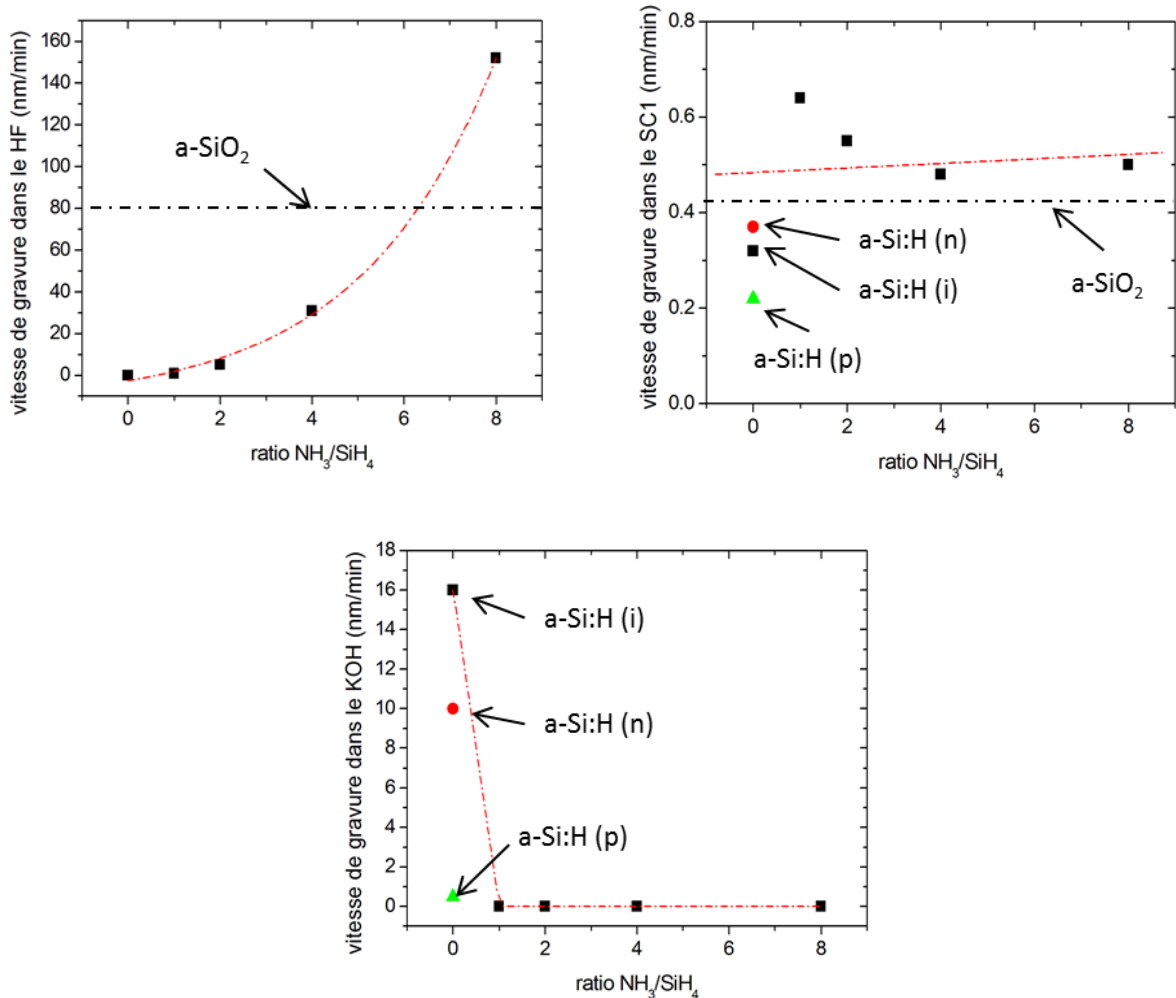
Les matériaux étudiés pour cette étude sont :

- le a-SiN<sub>x</sub> avec différents ratios (R) de gaz précurseurs NH<sub>3</sub>/SiH<sub>4</sub> déposé par PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition) dans un générateur plasma basse fréquence (40kHz) à basse température (200°C),
- le a-SiO<sub>2</sub> avec un ratio N<sub>2</sub>O/SiH<sub>4</sub> de 30, déposé par PECVD à l'aide d'un équipement de dépôt haute fréquence (13.56MHz) à 200°C [Desrues09],
- le a-Si:H avec différents dopages, déposé dans le même réacteur que le a-SiO<sub>2</sub>

Pour les gravures chimiques plusieurs solutions sont disponibles. Dans le cadre de cette étude trois solutions ont été étudiées : une solution de HF dilué, une solution de KOH dilué et une solution à base de NH<sub>4</sub>OH, H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> et H<sub>2</sub>O appelée aussi « standard clean 1 » (SC1).

Les vitesses de gravure des couches a-Si:H, a-SiO<sub>2</sub> et a-SiN<sub>x</sub> sont présentées en figure I.7. Le ratio zéro correspond aux couches de a-Si:H, les autres ratios correspondent aux

couches de  $a\text{-SiN}_x$ . Les ratios  $\text{NH}_3/\text{SiH}_4$  élevés correspondent aux couches riches en azote et les ratios faibles correspondent aux couches riches en silicium. En ce qui concerne le  $a\text{-SiO}_2$  sa vitesse de gravure au HF est de 80nm/min, il ne se grave pas au KOH et sa vitesse de gravure dans le SC1 est équivalente à celle des différents  $a\text{-SiN}_x$ .



**Figure I.7.** Vitesses de gravure pour  $a\text{-SiO}_2$ ,  $a\text{-Si:H}$  avec différent dopage et  $a\text{-SiN}_x$  avec différents ratios  $\text{NH}_3/\text{SiH}_4$  pour les solutions SC1, KOH, HF. Les lignes sont des guides pour les yeux.

Plusieurs hypothèses peuvent expliquer les différences obtenues. Tout d'abord, il y a plus de liaisons N-H dans les couches riches en azote ce qui fragilise les liaisons Si-NH et favorise la gravure de la couche [Jeon07]. La tendance croissante de la vitesse de gravure dans une solution de HF en fonction du ratio  $\text{NH}_3/\text{SiH}_4$  est donc logique.

La gravure dans la solution SC1 est basée sur le principe d'une oxydation de la couche par le  $\text{H}_2\text{O}_2$  puis le  $\text{NH}_4\text{OH}$  grave cet oxyde de façon lente (environ 0.3nm/min). L'oxydation n'étant pas ou peu sélective avec les matériaux utilisés, il est donc normal qu'on retrouve les mêmes vitesses de gravure (entre 0.2 et 0.6  $\text{nm}\cdot\text{min}^{-1}$ ) [Maines02].

La différence de comportement des  $a\text{-Si:H}$  dopés dans une solution de KOH dilué n'a pas été bien comprise. Cependant, elle pourrait être due à une concentration plus ou moins

importante d'hydrogène dans les couches utilisées. En effet, la vitesse de gravure dans une solution de KOH dépend beaucoup de ce paramètre car les sites Si-H<sub>2</sub> semblent des sites plus favorables à l'attaque chimique que les Si-H. Le désordre dans la couche et son dopage ne semble pas avoir de conséquences majeures sur la gravure [Haller88]. Des mesures de FTIR (Fourier Transform INfrared spectroscopy) sur les couches utilisées permettraient de confirmer cette hypothèse.

- **Choix de la couche sacrificielle et de sa gravure**

Pour la gravure de la couche sacrificielle, il faut trouver un couple matériaux / solution chimique qui donne une sélectivité de gravure. En effet, la solution chimique utilisée ne doit pas graver la couche de silicium amorphe située sous la couche sacrificielle. Si on regarde les vitesses de gravure des différents matériaux, on s'aperçoit que seul le HF permet une telle sélectivité. Pour ce faire, il faudra choisir en couche sacrificielle ayant une vitesse de gravure au HF suffisante pour limiter le temps de procédé. Trois couches présentent de bonnes propriétés le a-SiN<sub>x</sub> R=4 et R=8 et la a-SiO<sub>2</sub>. Pour des raisons de contrôle du procédé et de conformité avec le motif théorique, le a-SiN<sub>x</sub> R=8 sera écarté car sa vitesse de gravure est trop forte ce qui augmente les risques de surgravure latérale sur les bords de la zone protégée. D'un point de vue pratique, la couche a-SiO<sub>2</sub> a été choisie car elle est déposée dans le même équipement que le a-Si:H. Cela évitera donc les manipulations des échantillons entre chaque dépôt. En résumé, la couche sacrificielle sera le a-SiO<sub>2</sub> et sa gravure sera effectuée dans une solution de HF dilué. La pâte masquante sera donc choisie pour résister à la gravure HF.

- **Choix de la solution de gravure du BSF**

Dans le paragraphe 2.1.1, il a été vu que le BSF est déposé en premier dans le procédé. Il sera donc situé sous la couche sacrificielle. Après la gravure de cette dernière et de la pâte de sérigraphie, il faudra graver le BSF sans graver les couches en dehors de l'ouverture créée. Seules deux des trois solutions testées gravent le a-Si:H de type n: le KOH et le SC1. Cependant, le SC1 ne permet pas d'avoir une sélectivité dans la gravure, la couche sacrificielle sera donc gravée en même temps que le BSF. La solution de KOH dilué semble donc la seule solution pour effectuer cette gravure. Après cette étape, des nettoyages chimiques sont nécessaires de manière à éliminer les contaminations pouvant être présentes en surface.

- **Choix de la gravure de l'émetteur**

Après la première localisation, l'émetteur constitué de a-Si:H (p) ou (i/p) est déposé sur toute la surface de la cellule. Pour ouvrir la zone au-dessus du BSF (localisation numéro 2), il faudra donc graver cette couche. Cependant, l'a-Si:H (p) ne se grave pas au KOH donc on ne pourra pas utiliser cette solution. On est donc contraint dans ce cas, d'utiliser le SC1 même si sa gravure est lente et peu sélective par rapport à la couche sacrificielle.

Une fois tous les paramètres du procédé définis, une validation de la géométrie obtenue a été effectuée. Les photographies de la structure fabriquée après chaque localisation nous permettent de valider sa conformité avec le motif théorique (Figure I.8). En effet, on obtient très peu de décalage entre les deux localisations.



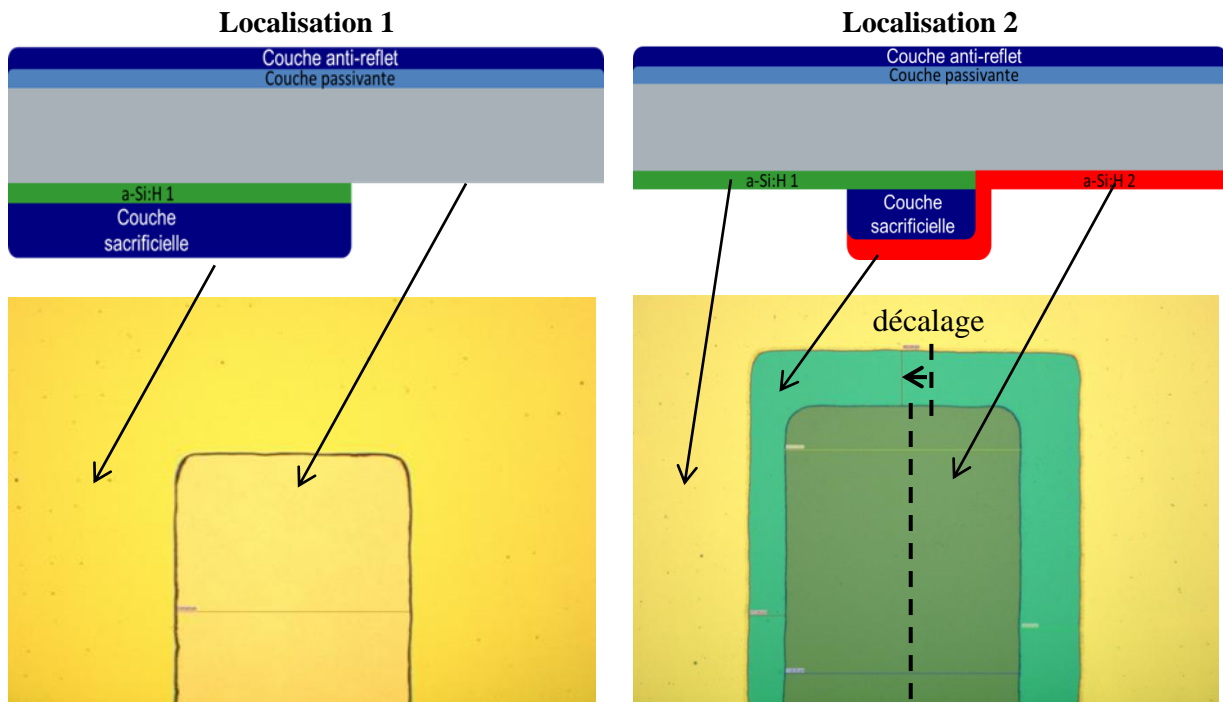


Figure I.8. Vue de dessus des structures obtenues après (gauche) localisation 1 et (droite) localisation 2

### c. Evaluation de l'état de surface après la première localisation

Dans le procédé présenté précédemment, la gravure du BSF est faite au moyen d'une solution de KOH dilué suivie de nettoyage chimique pour ensuite déposer l'émetteur. On peut alors se demander si les traitements chimiques auront des conséquences sur l'état de surface du substrat et s'il sera possible d'obtenir une bonne passivation de surface après ceux-ci. De manière à valider ce point, des dispositifs Si-HJ à émetteur inversé ont été élaborés. Ces dispositifs sont un moyen simple de travailler sur une géométrie à émetteur en face arrière sans avoir à fabriquer des cellules IBC Si-HJ dont le procédé est plus long. Leur procédé de fabrication est décrit en figure I.9.

Si on compare les paramètres électriques (ici,  $V_{co}$  et FF) de ces dispositifs avec des cellules de référence n'ayant pas subi les trois premières étapes du procédé (figure I.10), on remarque que la gravure de la couche de a-Si:H (n) n'a aucune influence sur les pertes résistives et par recombinaison. Le procédé de localisation du BSF et de l'émetteur proposé n'aura donc pas d'influence sur la qualité de la jonction p/n dans une cellule IBC Si-HJ.

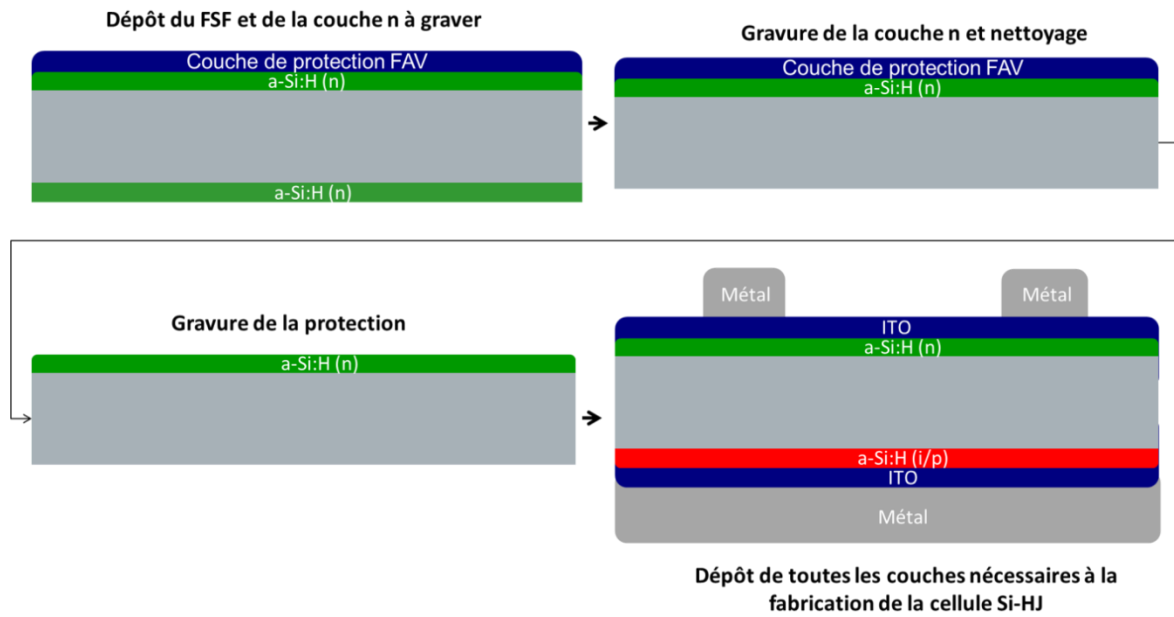


Figure I.9. Procédé de fabrication des structures de test à émetteur inversé

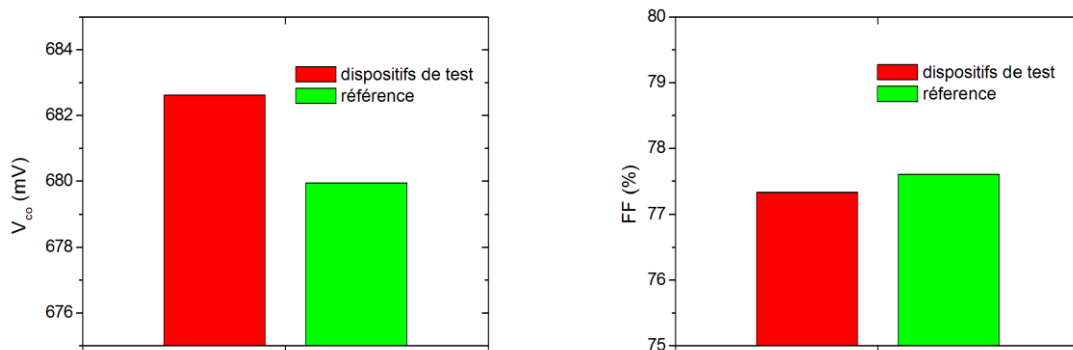


Figure I.10. Comparaison des  $V_{co}$  (gauche) et FF (droite) entre les dispositifs de test et de référence

### 2.1.3. Conclusion

Dans cette partie, un procédé de fabrication de cellule par sérigraphie a été proposé avec toutes les contraintes qu'imposent cette technique en termes d'alignement et de contamination. Même si le point de vue industriel a été pris en compte dans l'élaboration du procédé, il contient de nombreuses étapes qui semblent nécessaires si on veut limiter les dégradations sur les couches et interfaces actives. C'est pourquoi, dans la partie suivante un procédé limitant le nombre d'étapes et les contraintes mécaniques sur le substrat, tout en diminuant les tolérances à prendre en termes d'alignement a été envisagé.

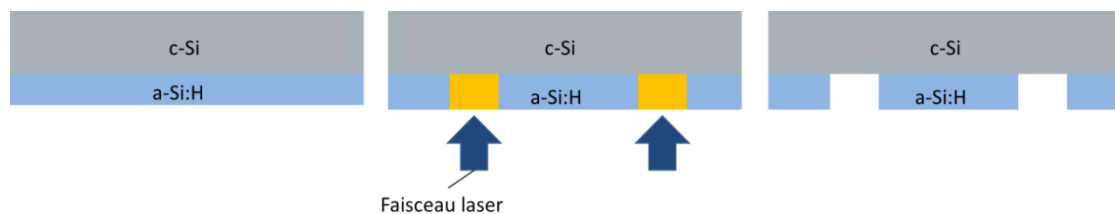
## 2.2. Procédé de localisation par ablation laser

### 2.2.1. Localisation de couches d'a-Si:H par ablation laser

Pour cette étude, un laser émettant dans le visible ( $\lambda=515\text{nm}$ ) avec une durée de pulse d'environ 20ns et un diamètre de pulse de  $40\mu\text{m}$  a été utilisé. Aucune mise en forme du faisceau n'a été mise en place donc la répartition d'énergie du pulse est gaussienne

#### a. Ablation directe d'a-Si:H sur substrat de silicium cristallin

Pour une localisation de couches de a-Si:H de dopage différent, le procédé le plus simple est l'ablation directe de silicium amorphe sur le substrat de c-Si. Un schéma de ce procédé est présentée en figure I.11.



**Figure I.11.** Représentation schématique de l'ablation directe de a-Si:H

L'ablation directe des différentes couches disponibles a tout d'abord été effectuée de manière à déterminer leur seuil d'ablation, exprimé ici en fluence ( $\text{J}/\text{cm}^2$ ). On a ensuite confronté ce paramètre au coefficient d'extinction de ces couches (relié au coefficient d'absorption par la relation I.1).

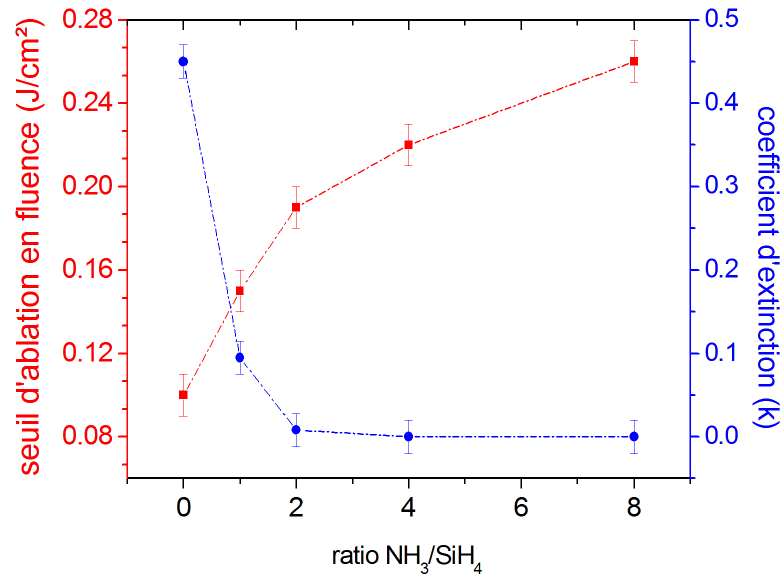
$$\alpha = \frac{4\pi k}{\lambda_0} \quad (\text{I.1})$$

Avec  $\alpha$  : coefficient d'absorption à 515nm ( $\text{m}^{-1}$  ou en  $\text{cm}^{-1}$ )

$\lambda_0$  : longueur d'onde du laser (=515nm)

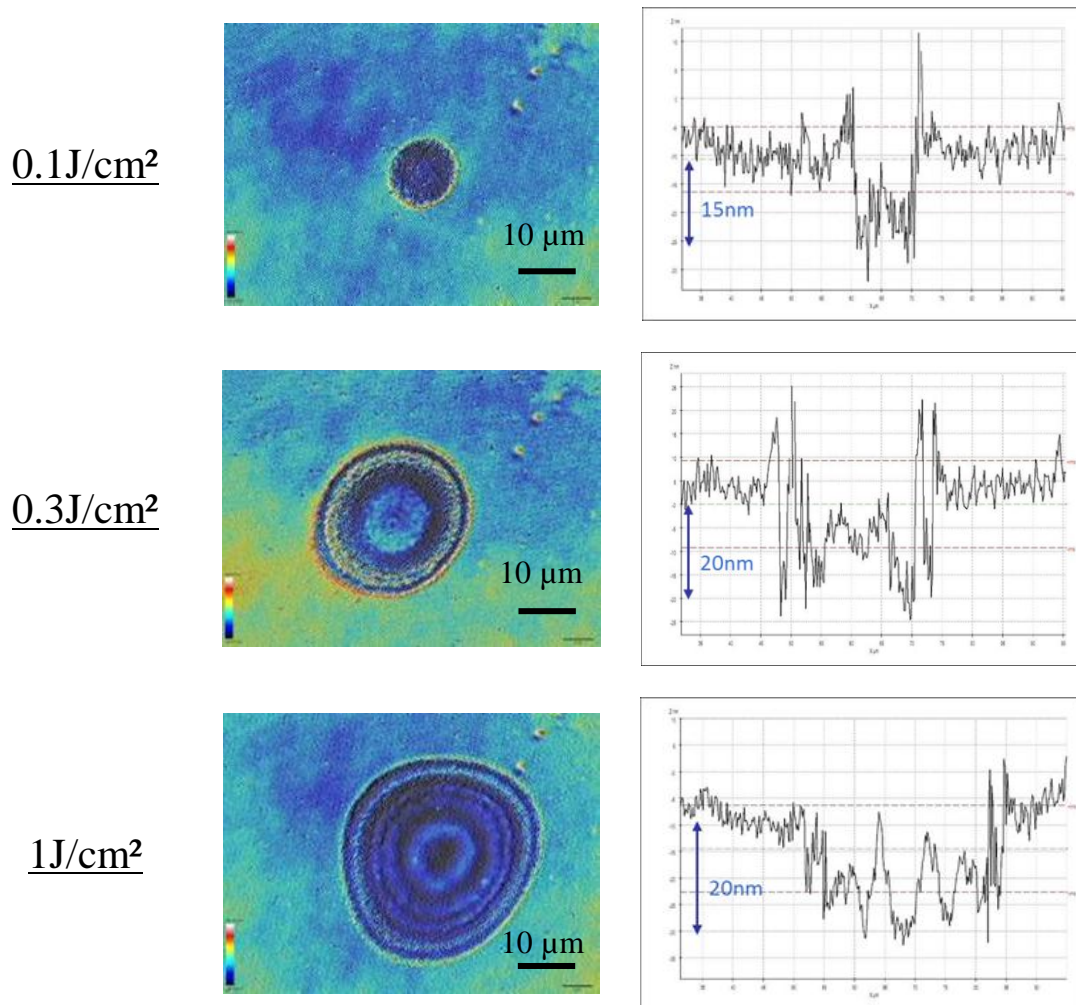
$k$  : coefficient d'extinction de la couche à 515nm

Plus la couche est riche en azote, plus elle est transparente, et donc plus le seuil d'ablation est élevé (Figure I.10). Une couche riche en silicium, plus absorbante, va permettre de travailler à plus basse fluence et donc de limiter les échauffements pendant l'ablation. Cela va dans notre sens car les couches que nous voulons localiser sont de type a-Si:H. Elles ont un seuil d'ablation de  $0.1\text{J}/\text{cm}^2$  ce qui est bien en dessous du seuil de dégradation du substrat de c-Si. Le seuil de dégradation du c-Si avec un tel laser recouvert par une couche de silicium amorphe étant de  $0.5\text{J}/\text{cm}^2$  [Mangersnes10].



**Figure I.12.** *Seuil d'ablation en fluence et coefficient d'extinction à 515nm obtenus par ellipsométrie spectroscopique pour des couches  $\alpha$ - $SiN_x$  avec différents ratios  $NH_3/SiH_4$  et  $\alpha$ - $Si:H$*

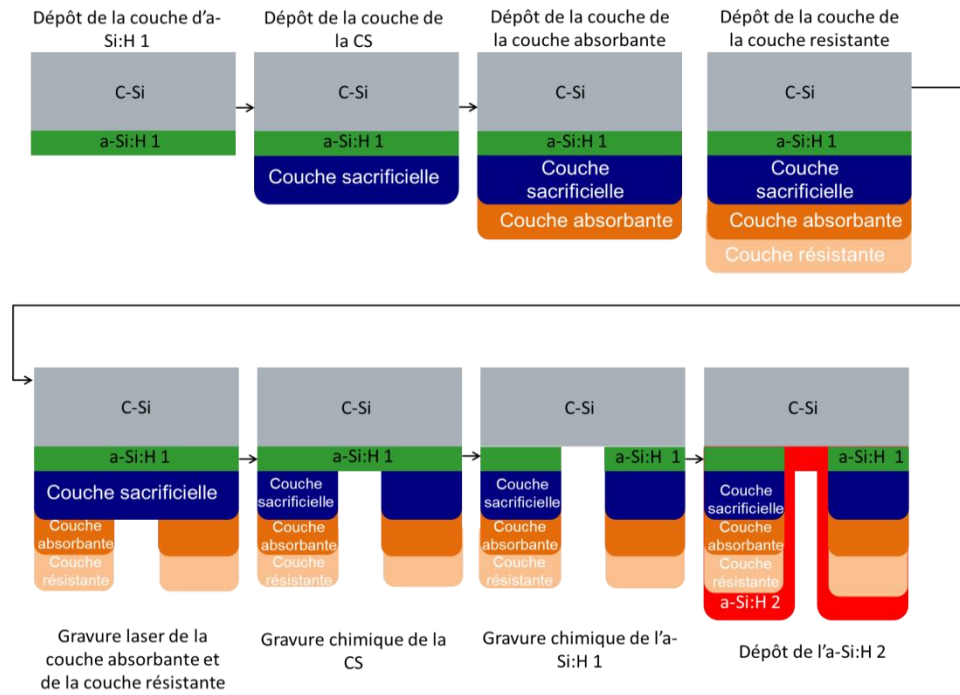
En irradiant une couche de silicium amorphe de 50nm avec différentes fluences on obtient les morphologies de pulse laser présentées en figure I.12. Si on regarde de plus près le profil topologique de chaque pulse (figure I.13) on s'aperçoit que la gravure n'est pas totale et ce, même pour des fluences supérieures au seuil de dégradation du c-Si. Il ne sera donc pas possible d'effectuer l'ablation de silicium amorphe sans dégrader le substrat c-Si. De plus, dans ce cas il ne sera pas évident d'effectuer des nettoyages chimiques post-laser car les zones en dehors de la zone irradiée ne sont pas protégées. Il sera donc très difficile d'obtenir un état de surface permettant l'obtention d'une bonne jonction p/n. Ce procédé est donc difficilement envisageable pour notre application avec le laser utilisé.



**Figure I.13.** *Vue de dessus et en coupe des pulses laser obtenue par irradiation du silicium amorphe avec différentes fluences- Photos obtenues avec un microscope confocal*

### **b. Procédé alternatif de localisation des couches de a-Si:H**

Pour la localisation des couches de a-Si:H, un procédé alternatif a donc été proposé (figure I.14). L'ajout d'une couche sacrificielle, d'une couche absorbante et d'une couche résistante permet en effet d'effectuer la gravure laser loin de l'interface du c-Si et donc de limiter la thermalisation du substrat et des couches de a-Si:H actives. Ces couches, absorbante et résistante, qui sont gravées au laser servent alors de masque en dur pour venir faire une gravure chimique de la couche sacrificielle (CS) et de la couche de a-Si:H. Ce procédé qui est un mélange entre la gravure laser et la gravure chimique permet d'avoir une localisation sans masque et ne fait pas intervenir de pâte pouvant être contaminante pour l'interface c-Si/a-Si:H ce qui diminue considérablement la nécessité de faire des nettoyages. De plus, la gravure chimique du BSF suivie de l'obtention d'une jonction p/n de qualité a déjà été validée pour la lithographie par sérigraphie. On peut donc penser qu'il en sera de même pour ce procédé.



**Figure I.14.** Représentation schématique du procédé de localisation de *a-Si:H* en face arrière par voie laser et chimique

### 2.2.2. Procédé de localisation de couches de *a-Si:H* pour la fabrication de cellules IBC Si-HJ

Le procédé complet de fabrication d'une cellule IBC Si-HJ est décrit en figure I.15. Ce procédé a fait l'objet d'un brevet déposé pendant cette thèse [Desrués12]. Il est constitué de deux étapes de localisation sur le principe décrit ci-dessus (Figure I.14). On peut remarquer que sur la structure finale un contact entre les couches de silicium amorphe de dopage différent est présent (comme sur la structure obtenue par sérigraphie). Une zone de recouvrement est aussi nécessaire aux frontières entre ces deux zones. Cependant, sa taille peut être réduite car la précision du laser est de  $\pm 20\mu\text{m}$ . Pour pouvoir comparer les deux procédés, la tolérance de  $200\mu\text{m}$  a toutefois été conservée.

Le procédé laser nous permet d'économiser 3 étapes de chimie par rapport au procédé sérigraphie. Pour le choix de l'ordre des dépôts, on commencera par le dépôt de BSF (ici *a-Si:H* 1) pour les mêmes raisons qu'au paragraphe 2.1.

#### a. Élaboration de l'empilement de couches et des gravures associées

##### • Choix de la couche absorbante

Comme son nom l'indique, la fonction de cette couche est d'absorber le faisceau laser pour permettre son ablation. La figure I.12 montre que la couche la plus pertinente est alors le silicium amorphe intrinsèque. Cette couche nous permettra en effet de travailler à fluence faible et donc de limiter les échauffements dus à l'irradiation laser. A l'aide de la relation I.1 on peut donc calculer qu'il faut une épaisseur de 90nm pour une absorption totale du faisceau laser.

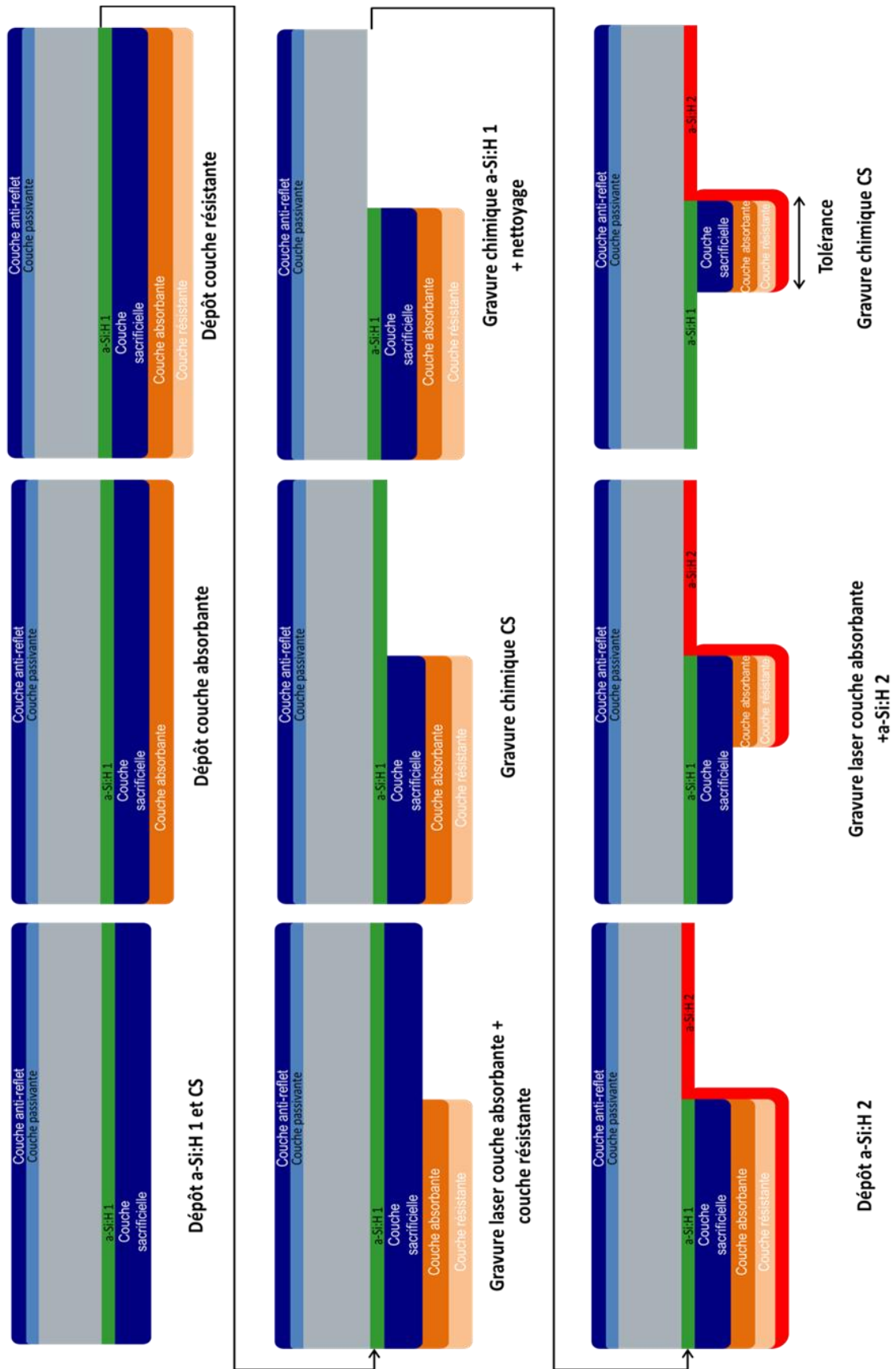


Figure I.15. Localisation des couches de a-Si:H dans le procédé de fabrication de la structure IBC Si-HJ simplifiée



- **Choix de la couche sacrificielle et de sa gravure**

Pour la gravure de la couche sacrificielle, il faut trouver un couple matériau et solution chimique qui donne une sélectivité de gravure. En effet, dans le procédé de fabrication il y a deux gravures de la même couche sacrificielle. Dans la deuxième gravure, la solution ne doit pas graver la couche de silicium amorphe de type n qui se trouve en dessous car elle correspond au BSF de la cellule. La solution de HF dilué semble donc la plus indiquée (figure I.5). Pour la CS, le choix se porte entre le nitrure de silicium avec un ratio  $\text{NH}_3/\text{SiH}_4$  élevé ou du a-SiO<sub>2</sub>. Comme il a été discuté au paragraphe 2.1, la couche de a-SiO<sub>2</sub> sera donc choisie.

- **Choix de la couche résistante**

Pendant la première localisation, la gravure du BSF se fera avec la solution de KOH dilué (voir paragraphe 2.1) or la couche absorbante qui a été choisie est une couche de silicium amorphe intrinsèque. Celle-ci, tout comme le silicium amorphe de type n, se grave dans cette solution. Il y a donc nécessité de couvrir cette couche par une couche résistante au KOH si on veut la conserver pour la deuxième localisation. Pour ce faire, une couche de a-Si:H (p) a été choisie (Figure I.7). Son épaisseur sera adaptée pour permettre la gravure laser.

### **b. Gravure laser de l'empilement**

Pour choisir les paramètres laser pour la gravure de l'empilement couche résistante/couche absorbante, il nous a fallu jouer sur le recouvrement et la fluence des impulsions laser. Deux gravures laser sont présentes dans le procédé. Pour la première, la dégradation des couches situées en dessous de la couche absorbante n'est pas critique car on vient graver celles-ci pendant les étapes suivantes. Par ailleurs, pendant la deuxième gravure laser on vient ouvrir la couche absorbante au-dessus du BSF qui sera actif dans la cellule. Pour cette dernière, il ne faudra donc pas induire de dégradation sur le BSF.

Il a été défini précédemment que le seuil de fluence du silicium amorphe est de 0.1J/cm<sup>2</sup>. En travaillant autour de cette fluence et en optimisant le recouvrement entre les impulsions laser, une condition laser ne dégradant pas la passivation de surface du BSF et gravant la couche absorbante et la couche résistante a été trouvée (figure I.17 et figure I.18). La rugosité après cette gravure est assez importante ce qui peut poser problème dans le cas de la deuxième gravure laser car l'état de surface doit être suffisant pour garantir un bon contact avec l'électrode métallique. Cependant, après gravure de la CS, cette rugosité diminue très fortement (Figure I.18).



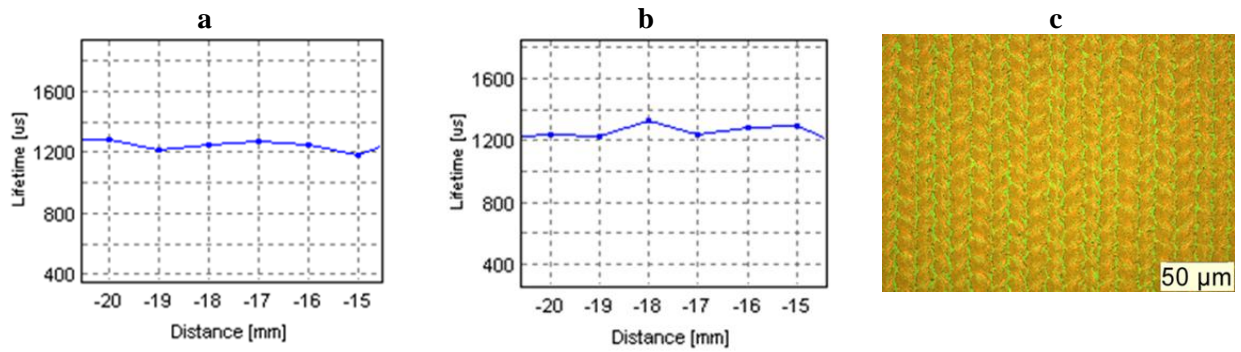


Figure I.17. Durée de vie effective obtenue par  $\mu$ W-PCD (a) avant et (b) après irradiation (c) photographie de l'état de surface obtenu après irradiation laser

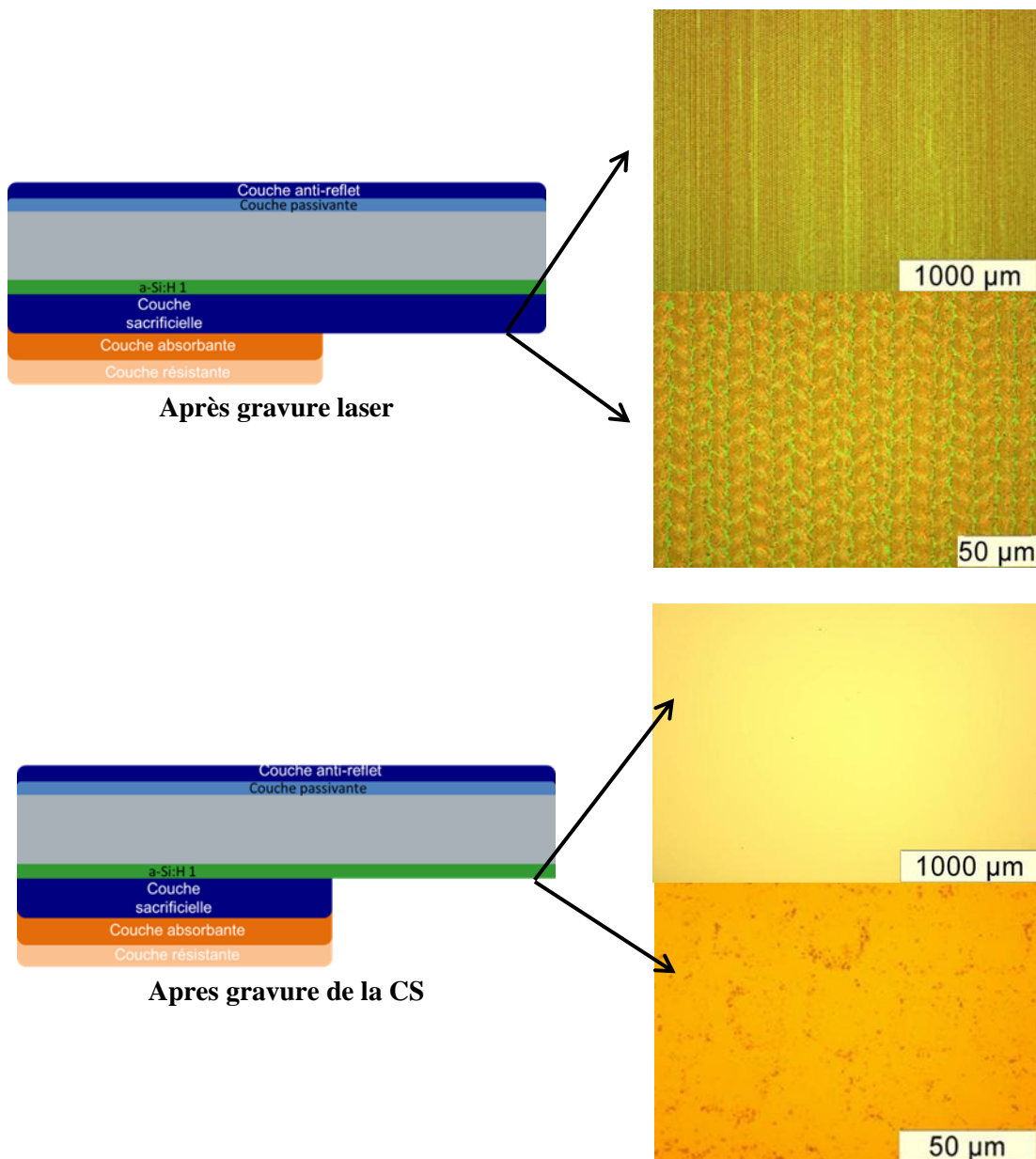
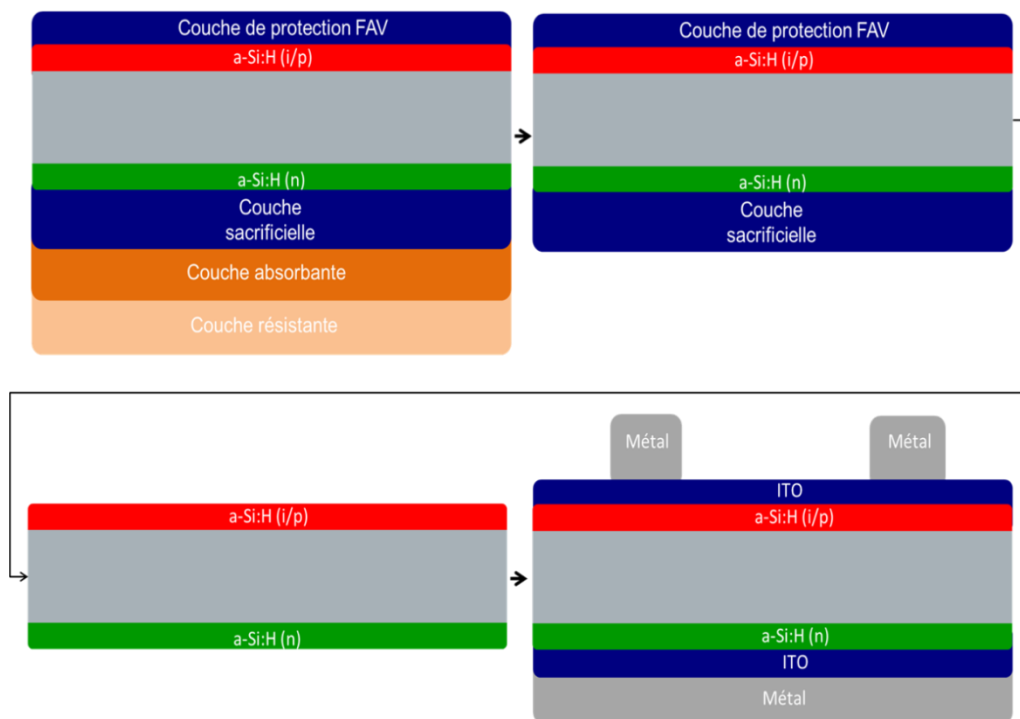


Figure I.18. Photographies des états de surface obtenus après gravure laser et après gravure CS avec différents grossissements.

**c. Evaluation de l'état de surface après la deuxième localisation**

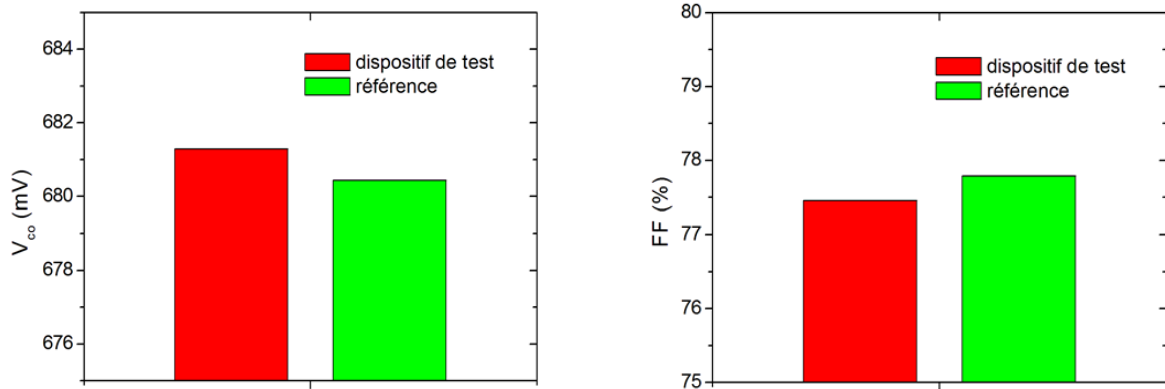
La première localisation étant similaire (sauf l'étape de gravure laser) à celle du procédé de lithographie par sérigraphie, elle a donc déjà été validée sur cellule à émetteur inversé au paragraphe 2.1.

La deuxième localisation est pour ce procédé beaucoup plus critique car l'ouverture laser au-dessus du BSF ne doit pas le dégrader. De plus, l'état de surface obtenu après gravure de la CS doit permettre un bon contact avec les électrodes de collecte. De manière à évaluer ces points des dispositifs Si-HJ ont été fabriqués selon le procédé présenté en figure I.19. Ces dispositifs nous permettront d'évaluer la qualité du BSF ainsi que le contact ITO/ a-Si:H (n). Leurs paramètres électriques seront donc comparés avec ceux de cellules Si-HJ identiques n'ayant pas subies de gravure laser et les dépôts de la CS, de la couche absorbante et de la couche résistante.



**Figure I.19.** Procédé de fabrication des structures de test Si-HJ à émetteur standard

Les résultats obtenus nous permettent effectivement de confirmer l'efficacité du procédé car aucune dégradation des performances électriques n'est observable sur cellule (Figure I.20). Il n'y a donc aucune perte résistive et par recombinaison induite par le procédé.



**Figure I.20.** Comparaison des  $V_{co}$  (gauche) et FF (droite) entre les dispositifs de test et de référence

### 2.3. Conclusion

La mise en oeuvre de ces deux procédés nous a permis de nous rendre compte de leurs limitations. Des résultats encourageants ont été obtenus ce qui nous a permis de valider chacun d'eux pour la fabrication d'hétérojonctions localisées. Cependant, il apparaît que le procédé laser est plus performant concernant la localisation de couches de a-Si: H pour la fabrication de cellules IBC Si-HJ. En effet, il permet d'économiser trois étapes chimiques, de limiter les contraintes mécaniques sur le substrat, il est plus précis et offre plus de flexibilité sur le motif. C'est pourquoi, ce procédé est celui que nous avons choisi pour la fabrication et l'optimisation des dispositifs IBC Si-HJ dans les études menées pendant cette thèse.

## 3. Procédé de structuration des couches de la métallisation

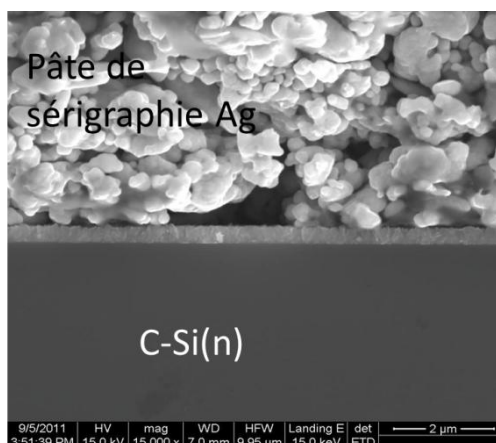
### 3.1. Introduction

Dans le cas d'une structure IBC on peut envisager d'avoir une électrode métallique simple pour le contact métallique sur l'émetteur et le BSF. De nombreux matériaux sont possibles comme l'aluminium, le palladium, et le titane [Desrues09]. Sur une structure à hétérojonction, le contact est primordial car les couches dopées sont extrêmement fines et peu conductrices. Il peut donc facilement entraîner une déplétion partielle de la zone dopée si son travail de sortie est inadapté et donc engendrer des problèmes de résistance série [Stangl03]. De plus, le a-Si:H réagit très facilement avec le métal et ce même à des températures de 200°C. Des phénomènes de siliciuration, de recristallisation partielle ou totale du a-Si:H peuvent se produire après dépôt [Wang08]. Des méthodes de dépôt par pulvérisation basse température ou évaporation sont donc à privilégier. Par ailleurs, l'ajout d'un oxyde transparent conducteur (OTC) tel que l'ITO permet de limiter ces phénomènes. En effet, seul 1 à 2 nm de matériau interagissent à l'interface a-Si:H /ITO [Damon-Lacoste07].

Les dépôts des métallisations par sérigraphie de pâte métallique ou par électro-dépôt semblent être plus adaptés du point de vue industriel. Le dépôt pleine plaque de métal par PVD suivie d'une étape de localisation pourrait également être intéressant. Cependant le métal est très difficile à localiser par voie chimique et laser. Cette idée paraît donc difficile à mettre en œuvre avec une couche épaisse de métal. Pour une cellule 125x125mm avec deux busbars, il faudrait 25µm d'aluminium pour limiter les pertes résistives [Desrues09].

Dans le cas de l'électro-dépôt, le métal ne se dépose que sur les zones conductrices en présence [Lukyanov12]. Il est donc nécessaire d'avoir une couche d'accroche conductrice localisée avant cette étape, le silicium amorphe dopé n'étant pas assez conducteur pour jouer ce rôle. Dans le cas où on utiliserait du cuivre, cette couche d'accroche devra aussi servir de couche barrière à la diffusion du cuivre dans les matériaux. En effet les impuretés métalliques présentes dans le c-Si entraînent des recombinaisons en volume qui ont un effet très négatif sur le rendement des cellules [Pizzini10].

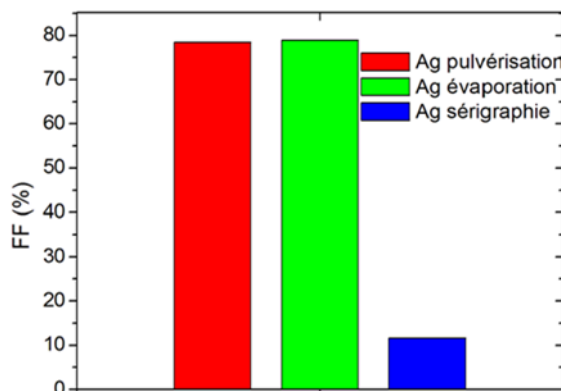
Le dépôt direct de métal par sérigraphie sur des couches de a-Si:H ne donne pas un bon contact (Figure I.22). En effet, la conductivité latérale du c-Si et de l'a-Si:H ne permet pas de compenser les inhomogénéités du contact avec la pâte de sérigraphie (Figure I.21)



**Figure I.21.** *Vue en coupe d'une métallisation obtenue par sérigraphie de pâte d'argent*

Les pertes résistives sont donc dans ce cas trop importantes. Si on veut utiliser la sérigraphie, il faudra donc ajouter une couche conductrice entre le métal sérigraphié et les couches de a-Si:H dopées.

Dans les deux dernier cas, il y a donc nécessité d'avoir une couche intermédiaire entre la couche épaisse de métal et la couche de silicium amorphe. Cette couche doit être localisée et donc facilement localisable. Un OTC paraît donc assez adapté pour jouer ce rôle car sa faible épaisseur et sa transparence lui permettent de se graver plus facilement qu'un métal par voie chimique, et surtout par ablation laser.



**Figure I.22.** *FF obtenu sur cellule à hétérojonction de silicium à émetteur inversé avec différents métaux contactant l'émetteur aSi :H (p) en face arrière (sans oxyde transparent conducteur)*

Dans cette étude, une métallisation en trois étapes a été choisie:

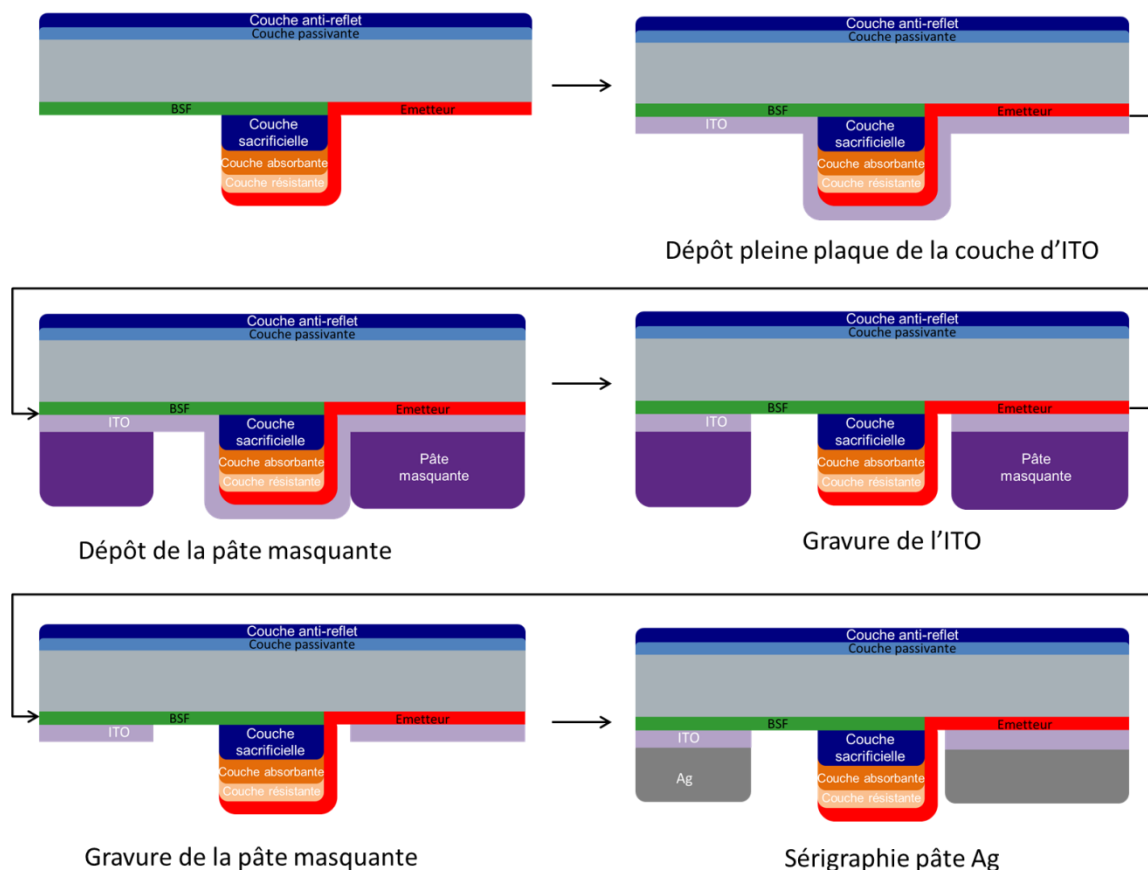
- Le dépôt d'une couche d'OTC par PVD (Physical Vapor Deposition): **ITO** qui permet un très bon contact avec les pâtes utilisées en sérigraphie car il est utilisé pour la fabrication de cellule à hétérojonction standard [Munoz10].
- La localisation de la couche d'OTC : par voie chimique ou laser

- Le dépôt d'une couche de métal avec un auto-alignement : la sérigraphie de pâte d'Ag a été utilisée, et des essais d'électro-dépôts ont été menés en parallèle avec des partenaires du projet SHARCC [Lukyanov12].

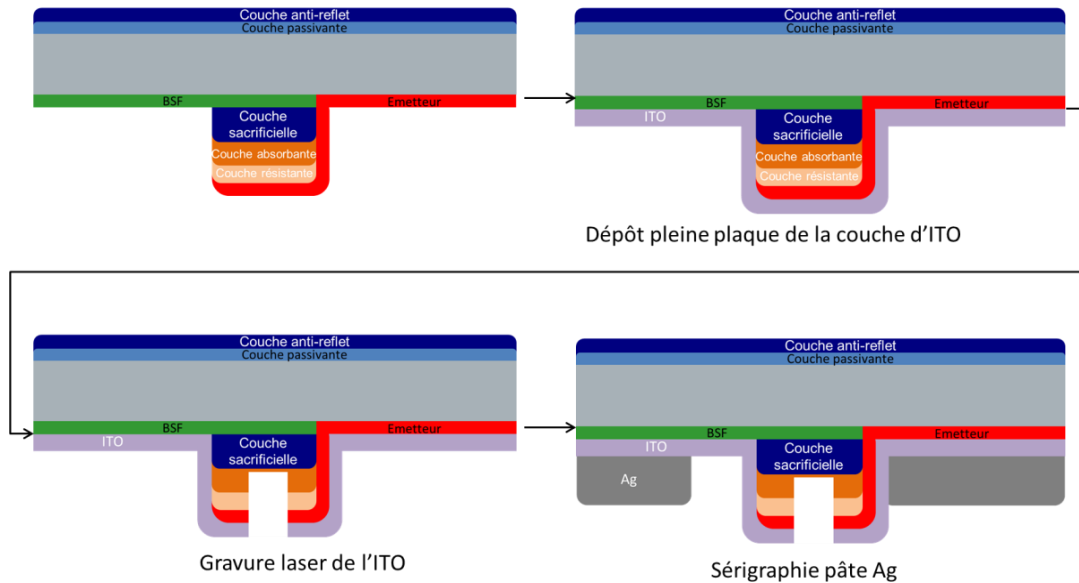
Le dépôt par sérigraphie de pâte métallique étant localisé, seule la structuration de l'OTC nécessite un développement.

### 3.2. Localisation de l'OTC

Deux choix sont possibles pour la localisation de l'OTC, une localisation par sérigraphie ou par voie laser. Pour comparer les deux procédés, le procédé laser a été utilisé pour la localisation des couches de a-Si:H. Une description de ceux-ci est présentée en figure I.23 et figure I.24. En termes de nombre d'étape, le procédé laser est moins lourd, il permet d'économiser deux étapes de gravure chimique et une étape de sérigraphie qui sont remplacées par une étape de gravure laser. Cela représente un gain considérable en vue d'une industrialisation.



**Figure I.23.** Représentation schématique du procédé de localisation de l'OTC par sérigraphie de pâte masquante

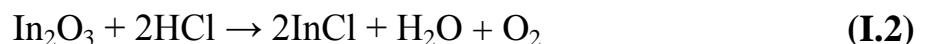


**Figure I.24.** Représentation schématique du procédé de localisation de l'OTC par laser

On peut observer que les structures finales ne sont pas les mêmes dans les deux cas. En effet, dans le cas de la structure obtenue par sérigraphie, les deux OTC sont complètement isolés tandis que dans le cas du procédé laser l'OTC de l'électrode + et - sont positionnés sur une même couche dans la zone de recouvrement. Il faudra donc vérifier que cela n'a pas de conséquence sur l'isolation électrique entre les deux électrodes.

### 3.2.1. Localisation de l'ITO par sérigraphie

Une solution de HCL dilué est utilisée pour la gravure de l'ITO à travers la pâte masquante. La réaction chimique induisant la gravure de l'ITO est celle présentée en relation I.2. Globalement, la solution de HCL est très efficace pour la gravure des métaux [Huang04].



La photographie de l'ITO localisé est présentée en figure I.25. Elle nous permet de nous apercevoir de toutes les limites de la sérigraphie en termes d'alignement, en effet on peut voir que le contact sur l'émetteur déborde sur la zone de recouvrement. Il faudra donc bien vérifier que la zone de recouvrement est homogène et que les couches la constituant ne sont pas gravées localement si on ne veut pas de contact entre l'électrode de l'émetteur et le BSF.

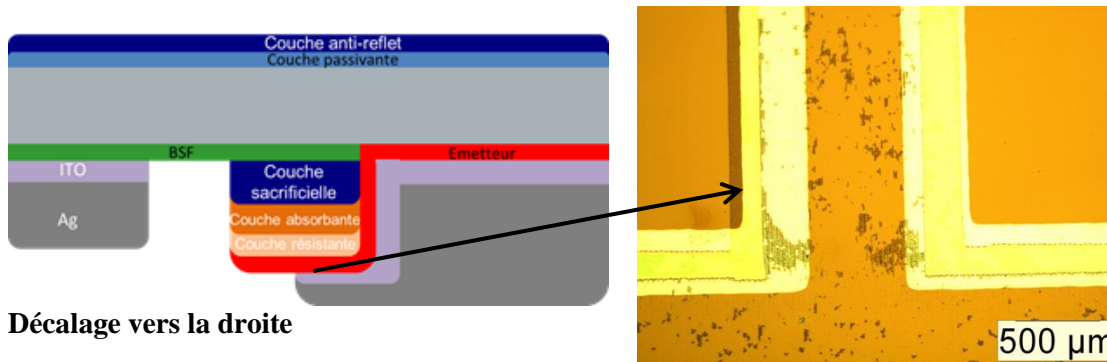


Figure I.25. Photographie de l'ITO localisé par lithographie industrielle

### 3.2.2. Localisation de l'ITO par voie laser

Le défi de cette gravure laser est d'effectuer l'ablation de l'ITO sans qu'il y ait dégradation du BSF situé en dessous de la zone irradiée. Cette gravure s'effectuera donc sur la zone de recouvrement de manière à utiliser les couches de celle-ci pour limiter les effets thermiques sur le BSF. En effet, l'ITO étant transparent à la longueur d'onde du laser, l'ablation de celui-ci se fera par l'échauffement des couches de la zone de recouvrement, plus absorbantes, provoquant un lift off [Yavas99]. Il faudra par conséquent une précision élevée lors de la gravure car cette zone ne fait que 200μm de large (Figure I.26).

Des premiers essais de gravure laser ont été effectués sur cet empilement de couche de manière à fixer la fluence nécessaire à l'ablation de 50nm d'ITO et à évaluer les dégradations causées sur le BSF.

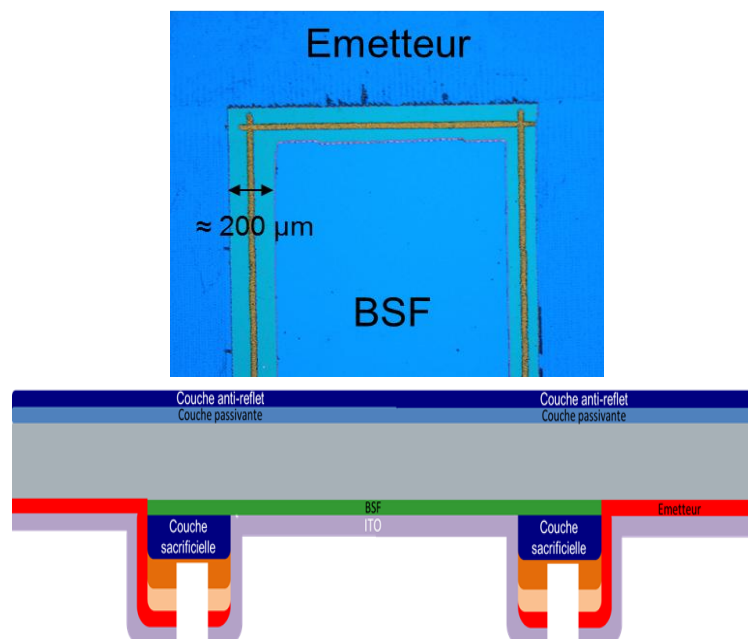
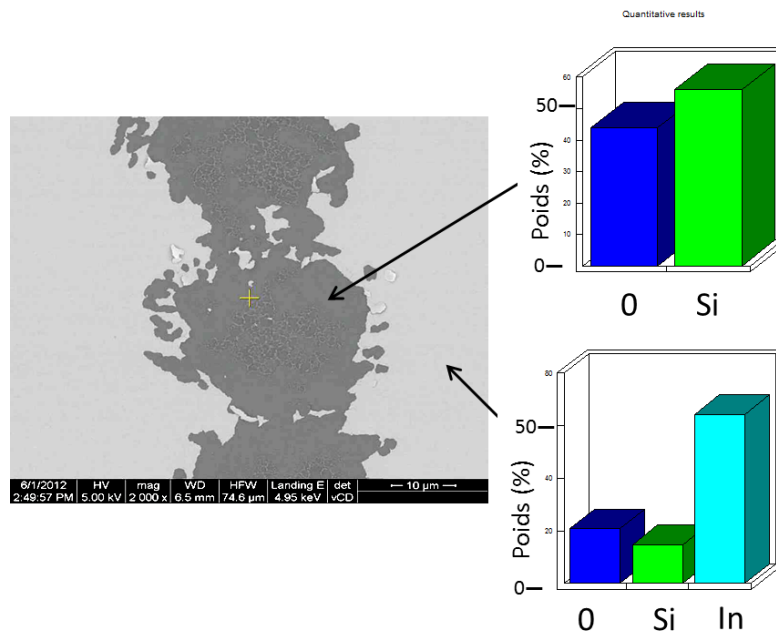


Figure I.26. Photographie de la gravure laser de l'ITO et représentation schématique de la structure obtenue

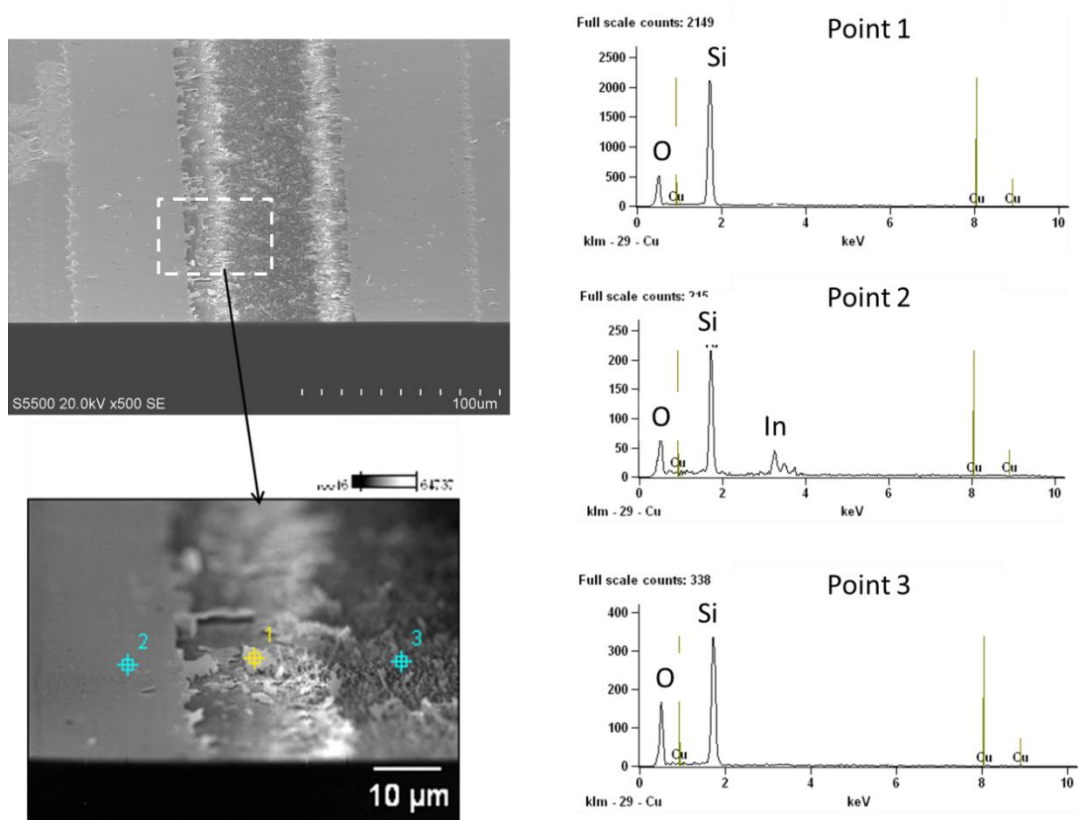


Il apparaît qu'en travaillant à des fluences supérieures à  $0.07\text{J}/\text{cm}^2$  l'ITO se grave. En effet, les analyses EDX (Energy Dispersive X-Ray) ne révèlent plus la présence d'indium dans la zone irradiée dès  $0.08\text{J}/\text{cm}^2$  (figure I.27). Cependant, on peut observer que l'ablation n'est pas uniforme car il reste encore des plaques d'ITO dans la zone irradiée. Il faudra donc rapprocher les impulsions laser ou repasser plusieurs fois sur la même zone pour être sûr d'avoir enlevé l'ITO dans toute la tranchée.



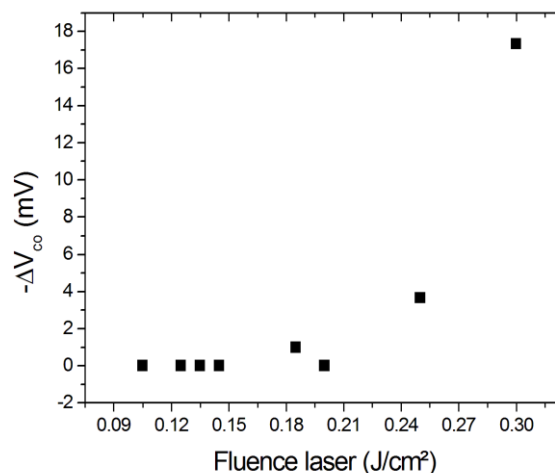
**Figure I.27.** Photographie MEB (Microscope électronique à balayage) de l'ablation de l'ITO effectuée à  $0.08\text{J}/\text{cm}^2$  pour un espace de  $30\mu\text{m}$  entre les impulsions et analyse EDX des éléments Si, O et In en 2 points de celle-ci.

Sur les mêmes dispositifs, des essais avec des impulsions rapprochées de  $5\mu\text{m}$  ont été effectués avec différentes fluences. Plusieurs passages ont été réalisés de manière à assurer une gravure complète de l'ITO. On peut alors observer 3 zones différentes au niveau de la tranchée effectuée au laser (figure I.28). Une zone au milieu qui est sombre (Point 3), une zone intermédiaire de chaque côté de la zone sombre (Point 1) et une zone non rugueuse à l'extérieur de la tranchée laser (Point 2) qui apparaît plus claire sur la photo présente en figure I.28. Dans les zones définies par les points 1 et 3, on ne trouve pas d'indium tandis que dans la zone extérieure à la tranchée, un pic caractéristique de l'indium est visible. L'indium a donc bien été gravé dans la tranchée.



**Figure I.28.** A gauche, deux photographies MEB de l'ablation de l'ITO effectuées à  $0.185\text{J}/\text{cm}^2$  pour un espace de  $5\mu\text{m}$  entre les impulsions et pour 100 passages du laser – A droite, le spectre EDX en 3 points de celle-ci.

De plus, les résultats sur la dégradation causée par le tir laser sont très encourageants (Figure I.29). En effet, en dessous de  $0.19\text{ J}/\text{cm}^2$  aucune dégradation de la passivation de surface n'est observée après le tir laser et ceci même après 100 passages. On a donc obtenu une gravure de l'ITO pour des fluences ne dégradant pas les propriétés de passivation du BSF sous la gravure. On peut alors valider la localisation de l'ITO par laser.



**Figure I.29.** Variation de la  $V_{co}$  estimée par la méthode QSSPC induit par l'irradiation laser sur la zone de recouvrement avec différentes fluences et pour 100 passages

# Conclusions du chapitre I

Dans ce chapitre une structure simplifiée de cellule IBC Si-HJ a été décrite. Deux procédés de localisation ont été proposés et discutés pour la localisation des couches de silicium amorphe en face arrière de la cellule. Ces deux procédés ont finalement été expérimentés sur des cellules test. Des résultats encourageants ont été obtenus ce qui nous a permis de valider chacun d'eux pour la fabrication d'hétérojonctions localisées. Le procédé utilisant la gravure laser semble toutefois beaucoup plus simple en termes de mise en œuvre que celui par sérigraphie. C'est pourquoi, seul le procédé laser sera utilisé pour l'optimisation des cellules IBC Si-HJ.

En deuxième lieu, la stratégie de métallisation envisagée a été expliquée et deux procédés de localisation de l'ITO ont été proposés. Une bonne gravure de l'ITO a été obtenue dans les deux cas sans dégradation de la couche de BSF.

On a ainsi décrit les différentes étapes du procédé qui servira à la fabrication de cellules IBC Si-HJ dans les parties suivantes.

## Chapitre II : Optimisation du procédé de fabrication de la structure simplifiée

---

Dans la partie précédente, une comparaison entre un procédé par sérigraphie et un procédé par laser a été effectuée pour la localisation des couches de a-Si: H en face arrière de la cellule IBC Si-HJ. Au vu des contraintes qu'ils imposent pour l'obtention d'une structure sans gap, le procédé laser a été préféré. Avec un tel procédé, la zone de recouvrement est une zone critique de notre structure, sa conformité avec la structure théorique doit être respectée pour l'obtention de rendements élevés avec une bonne reproductibilité.

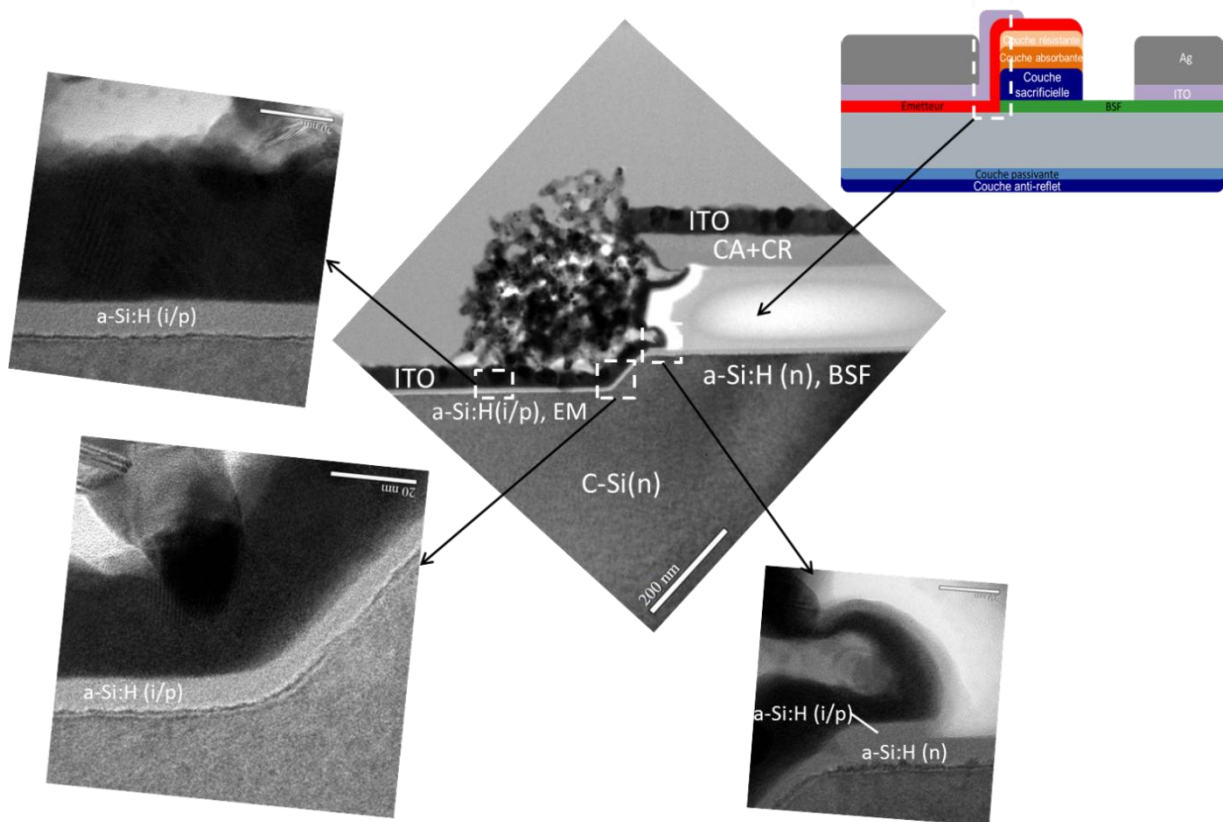
En ce qui concerne la métallisation, la réalisation d'une bonne isolation électrique entre les deux électrodes de collecte est capitale pour l'obtention de caractéristiques électriques élevées. Dans le cas d'une localisation de l'ITO par voie laser, les électrodes de polarité différente sont très proches et situées sur un même empilement (Figure I. 24) tandis que pour le procédé par sérigraphie, elles sont éloignées de 400  $\mu\text{m}$  (Figure I.23). Cette différence de structure pourrait donc avoir des conséquences sur la qualité de l'isolation électrique. C'est pourquoi dans ce chapitre les deux procédés ont été comparés de manière à déterminer leurs limites en termes d'isolation électrique.

# 1. Conformité de la structure obtenue dans la zone de recouvrement

## 1.1. Structure obtenue dans la zone de recouvrement

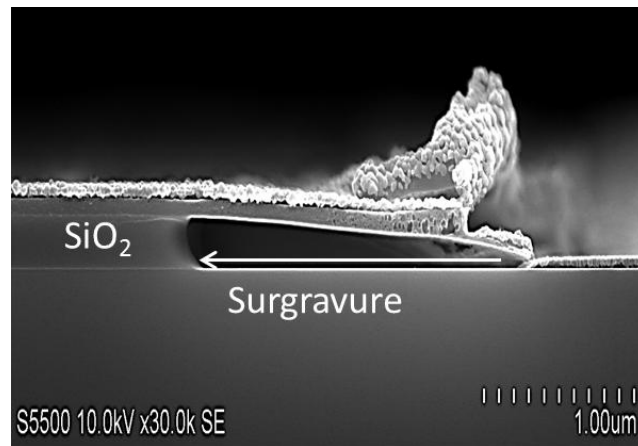
D'un point de vue expérimental, des observations au MET (Microscopie électronique en transmission) et au MEB (Microscope électronique à balayage) nous ont permis de visualiser la structure obtenue dans le cas du procédé de localisation par laser. On peut observer certaines différences avec le motif théorique.

Dans le cas de la localisation par gravure laser, une bonne conformité avec le motif théorique est obtenue (figure II.1). Cependant, la présence d'une zone de recouvrement entre le a-Si:H (n) et le a-Si:H (i/p) sur quelques dizaines de nanomètres pourrait altérer les performances électriques de la cellule. Etant donnée la faible largeur contactée cela ne devrait toutefois pas avoir de conséquences sur les pertes résistives dans la cellule (Figure I.2).



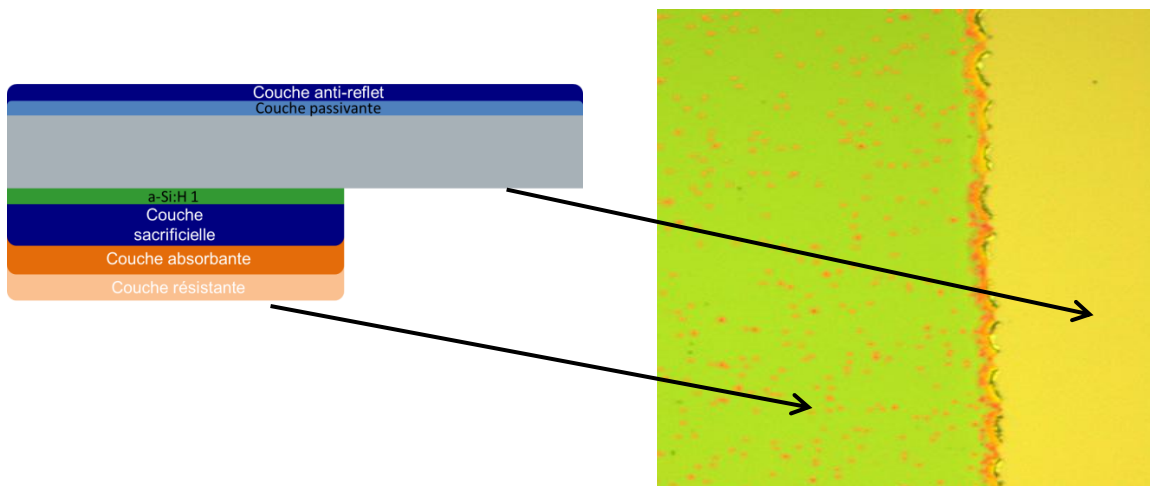
**Figure II.1.** Photographies MET et MEB de l'interface a-Si:H (n) - a-Si:H (i/p) et de la zone de recouvrement pour une localisation par gravure laser

En outre, sur certains dispositifs une surgravure de la couche sacrificielle (CS) est présente de chaque côté de la zone de recouvrement (Figure.II.2). Elle peut être responsable d'un contact plus large (quelques micromètres au maximum) entre les couches de a-Si:H de dopage différent. Si la passivation de surface est dégradée dans cette zone, cela peut avoir des conséquences importantes sur les performances électriques de la cellule.



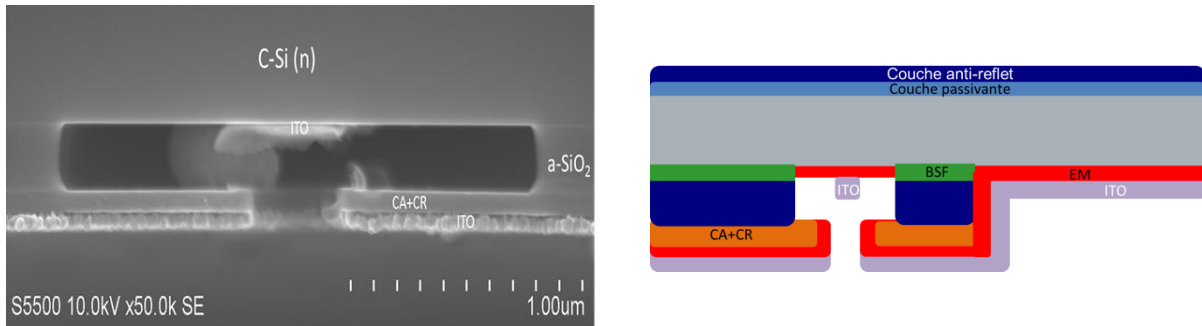
**Figure II.2.** Photographie MEB d'une surgravure de la couche sacrificielle en bordure de la zone de recouvrement

Enfin, pendant la gravure de la CS pour définir la zone BSF, l'empilement CA/CR peut être gravé localement (Figure II.3), entraînant l'apparition de trous de quelques microns de diamètre dans la CS sous-jacente (Figure II.4). Ainsi, pendant la gravure du BSF, il serait aussi gravé sous les zones percées de la CS.



**Figure II.3.** Photographie de la zone de recouvrement après gravure de la couche sacrificielle

Il est très probable que certaines zones des cavités (trous) soient peu ou non passivés notamment celles qui ont été surgravées. Par ailleurs, les dépôts de l'émetteur, de l'ITO (PVD) et l'argent (sérigraphie) ne risquent pas de couvrir les parois de la cavité (Figure II.4). Il n'y a donc pas de contact électrique entre la métallisation déposée dans le trou et l'électrode de l'émetteur et, donc pas de risque de pertes par courants de fuite dans ce cas. La structure finale obtenue après dépôt de l'ITO est vraisemblablement celle présentée sur la Figure II.4.



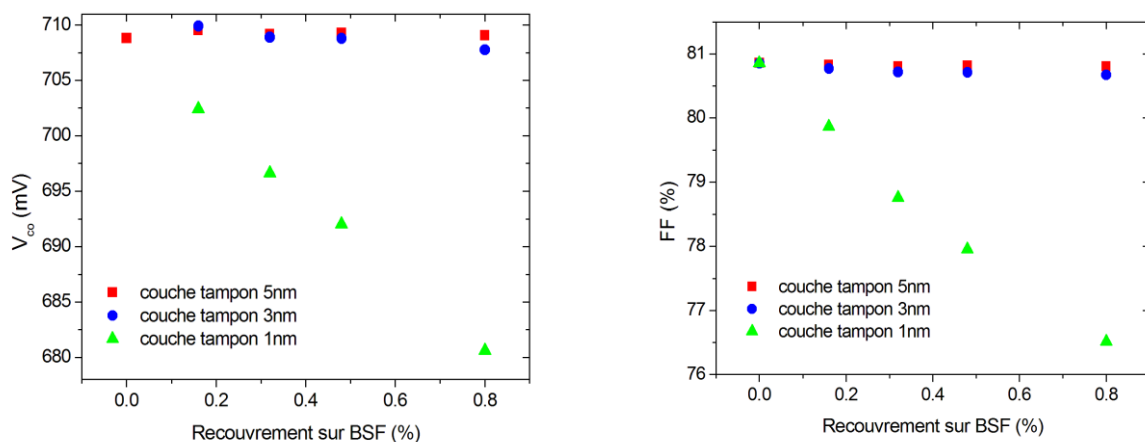
**Figure II.4.** Photographie MEB d'une cavité dans la couche sacrificielle (gauche). Schéma de la structure obtenue après dépôt de l'ITO (droite)

Il n'a pas été possible d'effectuer une caractérisation au MET du fait de la difficulté de préparation de l'échantillon.

## 1.2. Conséquences de la structure obtenue sur les performances cellules

### 1.2.1. Recouvrement entre *a-Si:H* (n) et *a-Si:H* (i/p)

Dans la structures obtenue avec le procédé laser, une zone de recouvrement entre les couches de *a-Si:H* de type différent est présente (Figure II.1), mais ils sont séparées par une couche tampon d'au moins 4 nm. Cependant, il est très difficile de déposer une épaisseur uniforme pour des couches aussi fines. Dans ce cas, il pourrait y avoir une influence si ces deux zones sont en contact sur une largeur de quelques dizaines de microns (figure II.1 et figure II.5). Par ailleurs, le contact direct de la métallisation de l'émetteur avec le BSF (ou vice et versa) aurait des conséquences encore plus importantes sur les pertes résistives. Il est donc capital de contrôler les gravures du procédé afin de réduire au maximum les zones de contacts entre l'émetteur et le BSF.



**Figure II.5.** Effet du recouvrement de la couche émetteur *a-Si:H* (i/p) sur la couche BSF avec différentes épaisseurs de couche tampon sur  $V_{OC}$  (gauche) et sur le FF (droite). Valeurs obtenues par simulation numérique 2D

1.2.2. Cavités dans la zone de recouvrement

Dans le cas de la structure obtenue avec le procédé laser, les courants de fuite entre les zones n et p semblent faibles, les Pseudo facteur de forme obtenus (PFF, déterminés par  $SunsVoc$  [Sinton00]) sont supérieurs à 80%. Mais un manque de reproductibilité est relevé entre les dispositifs fabriqués. Si on trace la courbe des  $V_{co}$  en fonction des  $J_{cc}$  des cellules pour plusieurs lots, on remarque une tendance linéaire (Figure II.6).

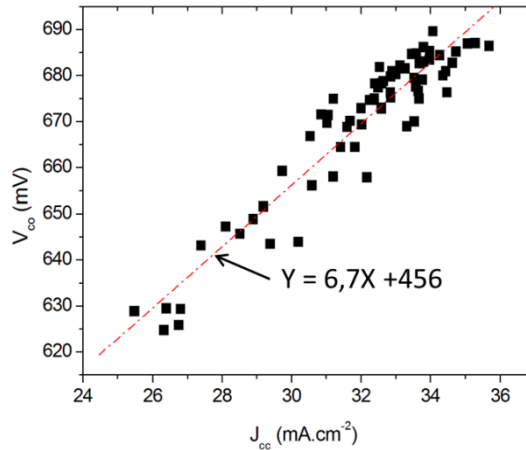


Figure II.6.  $V_{co}$  en fonction de  $J_{cc}$  pour des dispositifs fabriqués avec le procédé laser de localisation des  $a-Si:H$  dopés

Ce phénomène n'est pas lié aux pertes résistives car aucune corrélation avec le FF n'a pu être remarquée (Figure II.7).

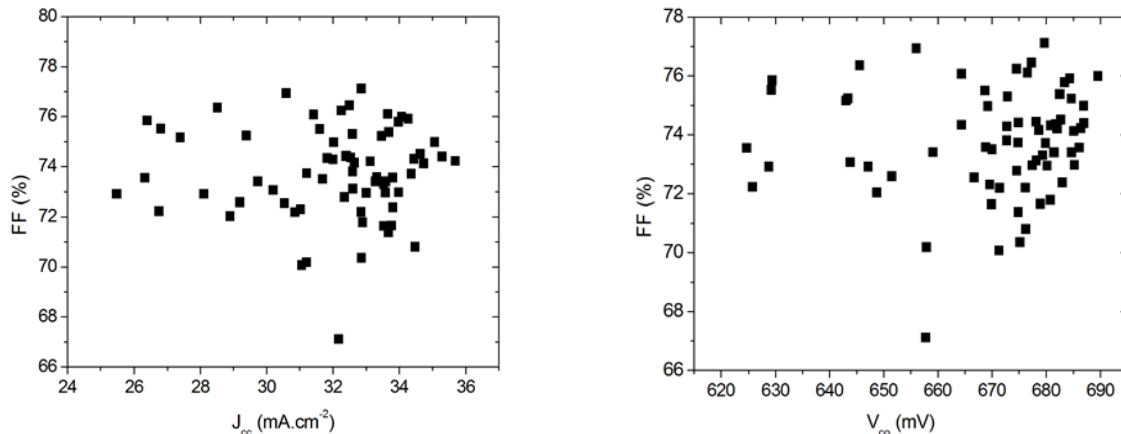


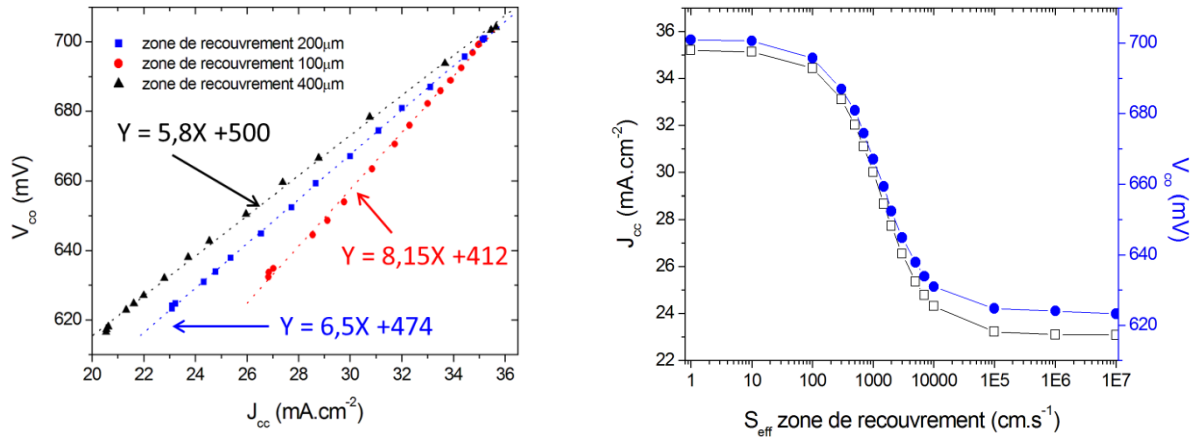
Figure II.7. FF en fonction de  $J_{cc}$  (gauche) et  $V_{co}$  (droite) pour des dispositifs fabriqués avec le procédé laser de localisation des  $a-Si:H$  dopés

Les simulations de l'évolution des performances des cellules en fonction de la vitesse de recombinaison de surface de la zone de recouvrement montrent la même tendance. On retrouve en effet une relation similaire entre le  $V_{co}$  et le  $J_{cc}$  pour une largeur de cette zone de 200  $\mu m$  (Figure II.8). Quand la vitesse de recombinaison de surface augmente, on a une dégradation analogue de ces deux paramètres avec la même pente que sur nos résultats expérimentaux. Dans le cas où la zone de recouvrement simulée est plus grande ou plus petite,



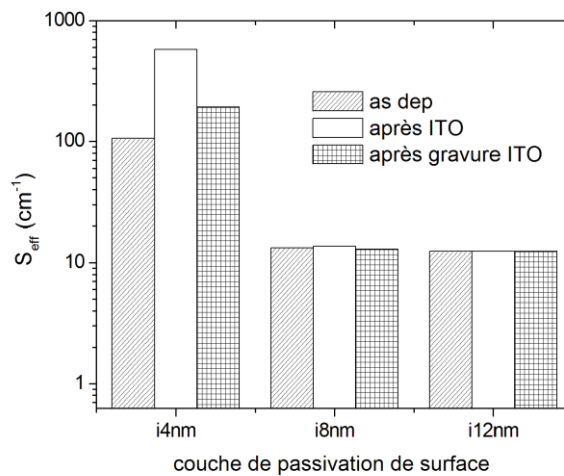
la pente de la courbe diffère de nos résultats expérimentaux. Le problème de reproductibilité serait donc bien lié à un problème de passivation de surface dans la zone de recouvrement.

Des problèmes similaires ont été observés pour des cellules IBC Si-HJ avec une mauvaise passivation de surface dans le gap entre les zones dopées [Lu11]. Cela va dans le sens de notre hypothèse.



**Figure II.8.** Modélisation du  $V_{co}$  en fonction de  $J_{cc}$  pour différentes valeurs de  $S_{eff}$  et différentes largeurs de la zone de recouvrement; (gauche) évolution de  $J_{cc}$  et  $V_{co}$  en fonction de  $S_{eff}$  pour une zone de recouvrement de 200µm (droite)

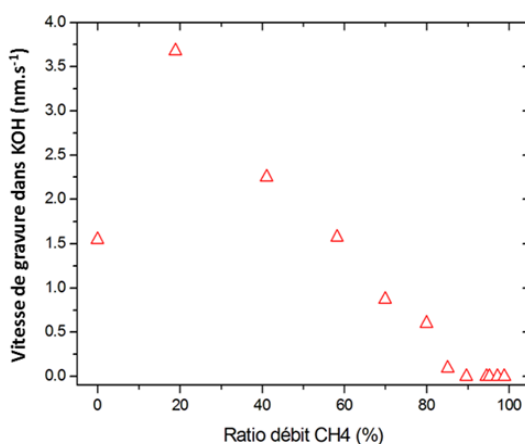
La présence des trous (Figure II.4) pourrait être une des raisons expliquant une passivation de surface médiocre dans la zone de recouvrement. En effet, lors du dépôt de l'émetteur, celui-ci est déposé à l'intérieur du trou mais la casquette formée par la CA et la CR ne permet pas une bonne exposition au plasma. Le dépôt est donc plus fin ou pas homogène dans cette zone. La qualité de la passivation de surface obtenue serait donc moins importante dans la cavité (Figure II.9). De plus, pour une couche fine de a-Si:H, le dépôt postérieur de l'ITO dégrade la passivation de surface, cela accentuerait sa dégradation dans la zone du trou.



**Figure II.9.** Comparaison de la vitesse de recombinaison de surface pour 4nm, 8nm et 12nm de a-Si:H (i) avant et après dépôt d'ITO

Pour supprimer la présence des cavités dans la zone de recouvrement, une couche de carbure de silicium ( $a\text{-SiC}_x$ ) résistante à la fois au HF et au KOH a été développée en remplacement de la couche  $a\text{-Si:H}$  (p) qui pourrait visiblement avoir des propriétés médiocres de résistance aux étapes chimiques du procédé (notamment au HF).

Cette couche de  $a\text{-SiC}_x$  a été élaborée à l'aide de l'équipement de dépôt PECVD haute fréquence en utilisant comme précurseurs gazeux, le silane ( $\text{SiH}_4$ ) et le méthane ( $\text{CH}_4$ ). Ainsi, une couche riche en carbone permet de diminuer sa vitesse de gravure dans le KOH (Figure II.10) et n'est pas gravable non plus dans le HF dilué. La couche de  $a\text{-SiC}_x$  sélectionnée pour notre étude sera donc très concentrée en carbone.

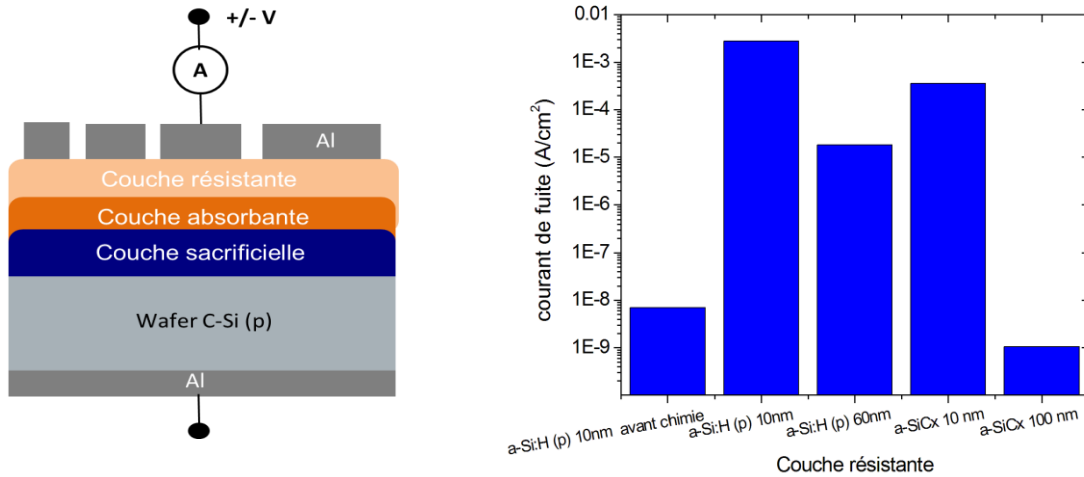


$$\text{ratio débit } CH_4 = \frac{\text{débit } CH_4}{\text{débit } CH_4 + \text{débit } SiH_4}$$

**Figure II.10.** Vitesse de gravure d'une couche de  $a\text{-SiC}_x$  en fonction du ratio de  $CH_4$  introduit dans la chambre pendant le dépôt

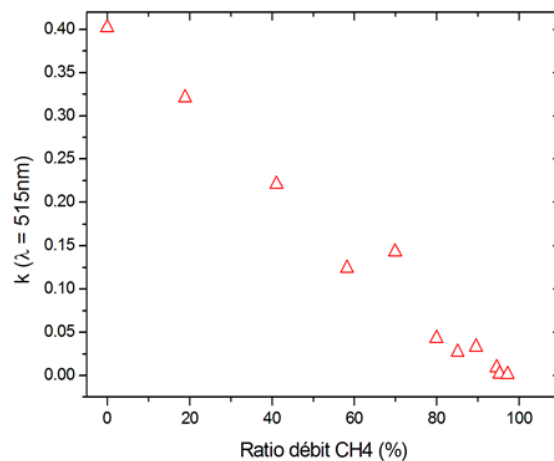
Afin de comparer plusieurs couches résistantes, des mesures de courant de fuite sur structure MIS (Metal-Insulator-Semiconductor) après HF et KOH ont été effectuées sur chacune des couches selon le dispositif expérimental décrit en figure II.11. En effet, les gravures locales observées précédemment créent des ponts verticaux à travers l'empilement de couches, qui provoquent l'apparition d'un courant de fuite important entre les deux électrodes du dispositif de test. Cette mesure nous permet ainsi d'évaluer l'éventuelle dégradation des couches après les étapes de chimie. Les résultats pour une tension équivalente au  $V_{co}$  des cellules fabriquées sont présentés sur la Figure II.11.

Certaines études ont fixé le courant de fuite limite à  $1 \times 10^{-6}$  A/cm<sup>2</sup> [Robbelein11], [Reichel12]. D'après ce critère, une couche de 100nm de  $a\text{-SiC}_x$  est nécessaire pour garantir une bonne tenue à la gravure durant les étapes chimiques du procédé. Par ailleurs, les résultats confirment bien que la couche de  $a\text{-Si:H}$  (p) utilisée dans le procédé initial se dégrade beaucoup pendant ces étapes chimiques.



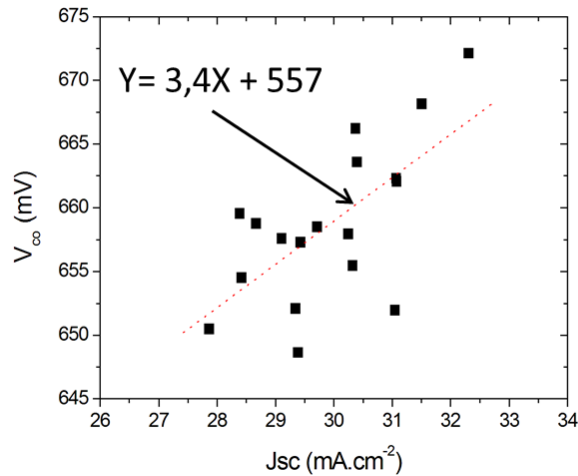
**Figure II.11.** Courant de fuite pour différentes couches résistantes après traitement HF et KOH. Valeur maximum avec  $V = \pm 700mV$

L'analyse des propriétés optiques a montré que la couche de a-SiC<sub>x</sub> riche en carbone est transparente à la longueur d'onde d'émission du laser (Figure II.12). Par conséquent, Elle ne devrait pas absorber le faisceau laser et donc avoir très peu d'influence sur l'ablation laser.



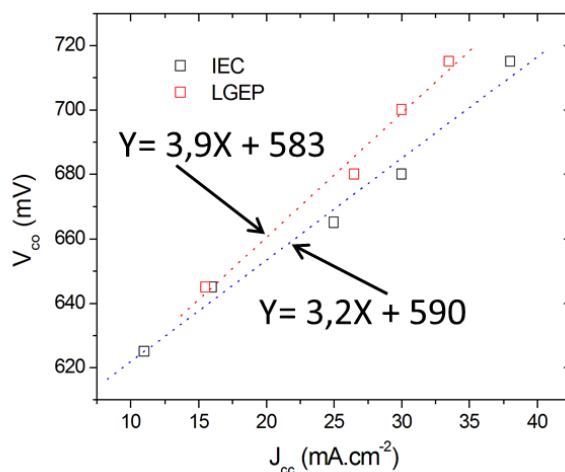
**Figure II.12.** Coefficient d'extinction pour une longueur d'onde de 515nm d'une couche de a-SiC<sub>x</sub> en fonction du ratio de CH<sub>4</sub> introduit dans la chambre pendant le dépôt

Des cellules ont été réalisées avec cette couche résistante de manière à valider que l'origine du problème de reproductibilité venait bien de la dégradation des couches dans la zone de recouvrement et de la passivation médiocre induite. L'évolution de la  $V_{co}$  et du  $J_{cc}$  des dispositifs fabriqués est présente en figure II.13, elle exhibe toujours une tendance linéaire.



**Figure II.13.**  $V_{co}$  en fonction de  $J_{cc}$  des cellules obtenues avec la couche résistante a-SiC<sub>x</sub> de 100nm d'épaisseur

Après implémentation de la nouvelle couche résistante, l'évolution du  $J_{cc}$  et de la  $V_{co}$  semble moins liée au problème de recombinaison dans la zone de recouvrement car la pente obtenue ne correspond plus aux résultats obtenus par simulation (figure II.8). Un problème de reproductibilité est toutefois encore présent sur les cellules obtenues. Mais, au regard des simulations effectuées par deux laboratoires travaillant sur cette technologie cellule ([Diouf10a], LGEP ; [Lu11], IEC), il semblerait que le problème soit plutôt lié à la passivation de la face avant (Figure II.14). Ce problème était sans doute présent sur les cellules dont les caractéristiques sont représentées sur la figure II.6 mais son effet était écranté par les recombinaisons dans la zone de recouvrement.



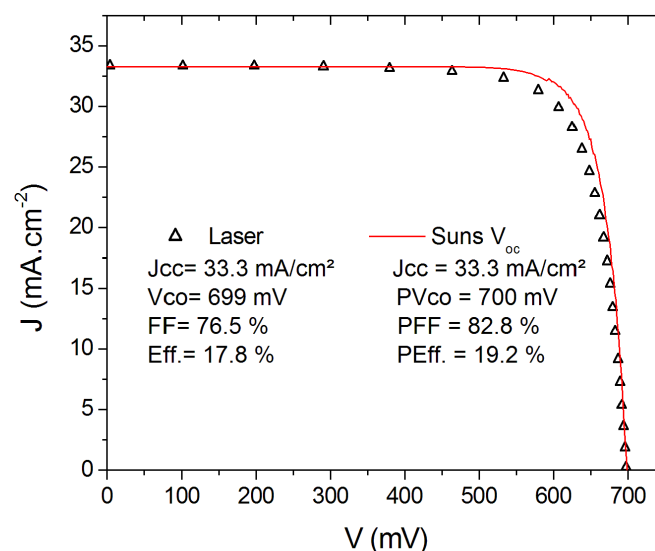
**Figure II.14.**  $V_{co}$  en fonction de  $J_{cc}$  pour différentes valeurs de  $S_{eff}$  en face avant de la cellule IBC Si-HJ. Résultats obtenus par simulation par le LGEP et l'IEC

Les problèmes de reproductibilité observés sont donc directement liés à une faible qualité de la passivation de surface dans la zone de recouvrement et/ou en face avant. Dans la zone de recouvrement, l'utilisation d'une couche de a-SiC<sub>x</sub> permet d'éviter la présence de trous où la passivation de surface est dégradée. L'utilisation de la couche de a-SiC<sub>x</sub>:H comme couche

résistante sera donc conservée pour la fabrication de cellules IBC Si-HJ. Cependant, pour améliorer encore la reproductibilité dans la fabrication des cellules, un travail supplémentaire est nécessaire sur la passivation en face avant ainsi qu'au niveau des zones de surgravure observées sur la Fig. II-2.

### 1.3. Bilan

Dans la partie précédente, les limites du procédé de structuration ont été discutées pour la fabrication de la structure simplifiée. Le procédé laser semble avoir un fort potentiel pour la fabrication de cellules IBC Si-HJ. Il a fallu cependant veiller à une conformité importante du motif obtenu avec le motif théorique, par le contrôle des étapes de gravure et l'implémentation de couches robustes. Certaines améliorations du procédé nous ont permis de réduire ces effets. Il a donc été possible de fabriquer des cellules avec une meilleure reproductibilité et un rendement de conversion de 17.8% au maximum (Figure II.15). Les bonnes valeurs de  $V_{co}$  obtenues confirment que le procédé laser permet une gravure des couches de a-Si:H et la formation d'une hétérojonction de qualité dans la zone gravée au préalable.



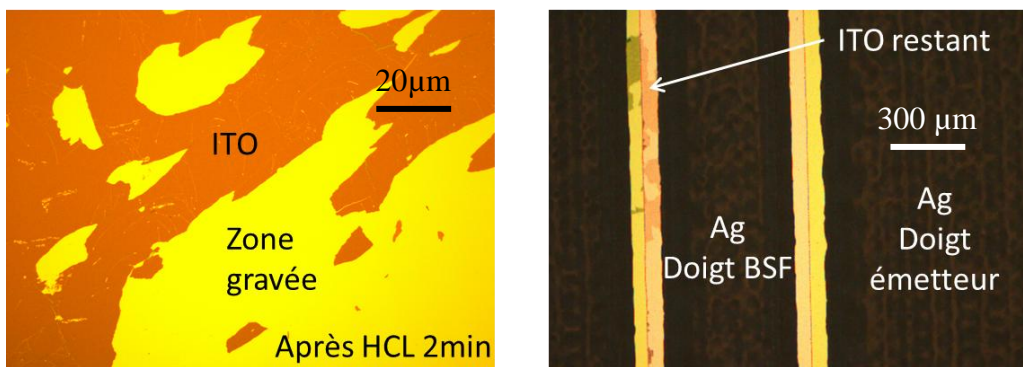
**Figure II.15.** Mesure J-V sous éclairage AM1.5 d'une cellule IBC Si-HJ fabriquée avec un procédé laser et une sérigraphie de localisation des couches de a-Si:H/Substrat poli-optique.

## 2. Obtention d'une bonne isolation électrique entre les électrodes de collecte

Dans le chapitre I, il a été souligné que la structure induite par chacun des procédés (laser et sérigraphie) n'était pas la même. Dans le cas du procédé de sérigraphie, les métallisations de l'émetteur et du BSF sont éloignées de 400 $\mu$ m tandis que dans les cas du procédé laser, elles sont éloignées de la largeur de la tranchée laser, c'est-à-dire environ 50 $\mu$ m et sont positionnées sur une même couche. Il faudra donc vérifier que cela n'a pas de conséquences sur l'isolation électrique entre les deux électrodes.

## 2.1. Isolation par gravure chimique de l'ITO

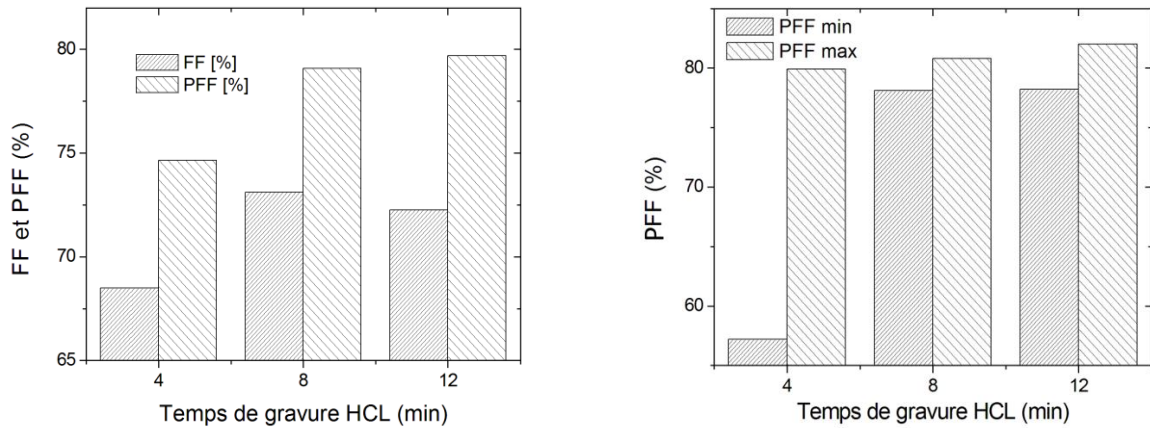
La gravure chimique de l'ITO se fait avec une solution de HCL dilué. Si l'on observe les photographies après gravure pendant 2min d'une couche d'ITO de 50nm, on remarque qu'elle n'est pas homogène (Figure II.16). En effet, il semble que la gravure se fasse par décollement progressif de plaques d'ITO. Ce phénomène est assez gênant car sur une cellule IBC Si-HJ, il faudra graver l'ensemble de la zone qui n'est pas protégée par la pâte polymère résistante. La contrainte sera donc d'allonger le temps de gravure pour limiter la présence de ponts électriques entre les deux électrodes de polarité différente (comme illustré en Figure II.16). Ceci aura pour conséquence la présence de surgravures latérales sous la pâte masquante aux endroits qui se sont gravés rapidement. Il est donc très important de limiter le temps de gravure pour ne pas diminuer la surface de silicium amorphe contactée par la métallisation, ce qui augmenterait considérablement la résistance série du dispositif. Il y a donc un compromis à trouver entre la diminution des pertes résistives par courant de fuite et la diminution de la résistance série.



**Figure II.16.** Photographie de la gravure d'une couche d'ITO de 50nm dans une solution de HCl dilué (gauche). Photographie d'une zone d'ITO mal gravée sur une cellule IBC Si-HJ (droite)

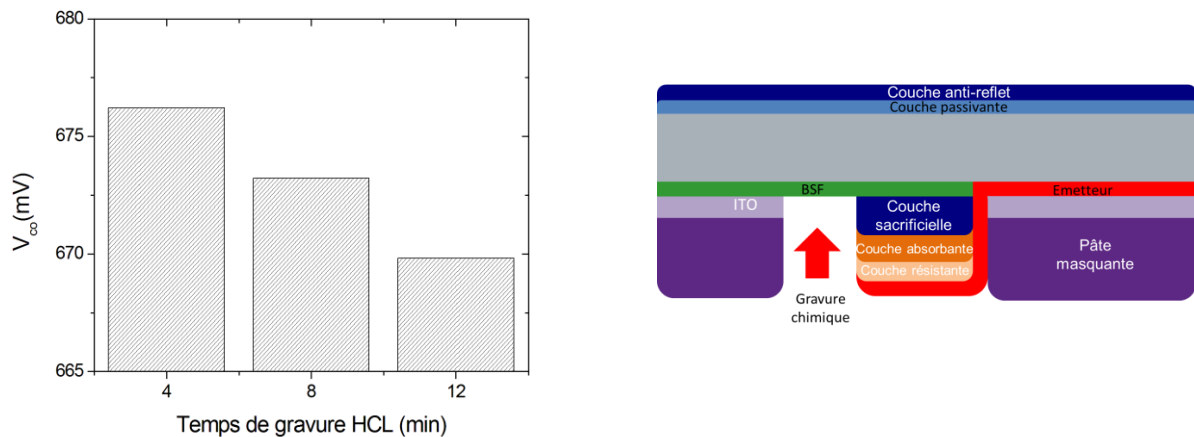
Plusieurs temps de gravure ont donc été testés et il semble que jusqu'à 8 minutes, on diminue les pertes résistives par courant de fuite sans avoir d'impact sur la résistance série de la cellule (Figure II.17). Quand on augmente le temps de gravure, le PFF augmente mais le FF diminue, la surgravure de l'ITO est trop forte et l'augmentation de la résistance série a un effet sur les caractéristiques électriques de la cellule qui compense la diminution des pertes par courant de fuite. Il semble donc que le temps de gravure optimal soit de 8 minutes.





**Figure II.17.** FF et PFF en fonction du temps de gravure HCL pour la localisation de l'ITO (gauche). PFF minimum et maximum obtenus (droite) Les valeurs sont moyennées sur 9 cellules

De plus, on observe une légère diminution de la  $V_{co}$  pendant la gravure (-6mV). Cela pourrait être dû à une dégradation des couches en face avant ou même à une dégradation de la couche de BSF qui est en partie en contact avec la solution de gravure après enlèvement de l'ITO (Figure II.18).



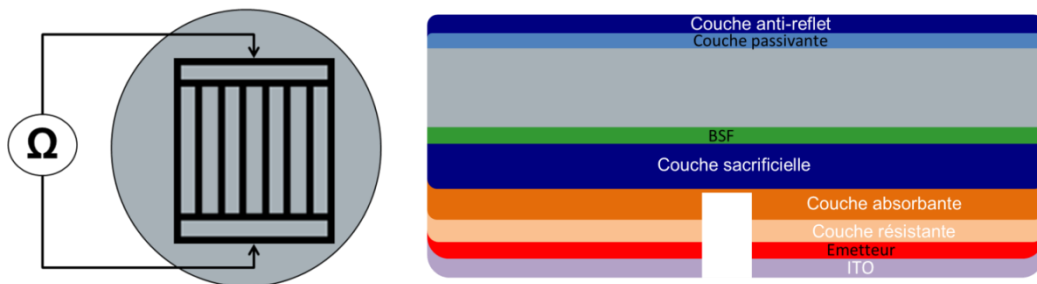
**Figure II.18.**  $V_{co}$  obtenue sur cellules IBC Si-HJ pour différents temps de gravure HCL (gauche). Représentation schématique de la structure obtenue après la gravure chimique de l'ITO (droite)

En conclusion, le procédé de localisation de l'ITO par gravure chimique doit être optimisé avec soin et malgré le compromis FF/PFF/ $V_{co}$ , il est possible d'obtenir une bonne isolation électrique. Les meilleures cellules ont des pseudo-facteurs de forme de 82% pour des temps de gravure HCL de 8 min. Cependant, ce procédé souffre de problèmes de reproductibilité comme le montre la différence entre les valeurs minimum et maximum de PFF obtenues (Figure II.17). Ce qui est normal compte tenu de l'inhomogénéité de gravure de l'ITO dans une solution de HCL dilué. Ce procédé nous a tout de même permis d'obtenir les bons résultats sur cellules présentés en Figure II.15.

## 2.2. Isolation par gravure laser de l'ITO

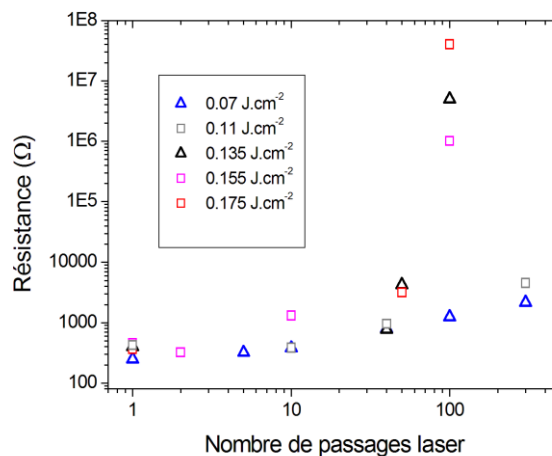
Dans le chapitre précédent, on a pu observer que la gravure de l'ITO était possible dès  $0.07 \text{ J.cm}^{-2}$ . Cependant, pour cette valeur l'ablation n'est pas uniforme et des zones restent non gravées dans la tranchée. Ceci peut créer des court-circuits locaux et donc des pertes résistives. Il a été observé aussi qu'avec plusieurs passages et des impulsions rapprochées de  $5\mu\text{m}$ , la gravure de l'ITO était complète ce qui est important pour une bonne isolation électrique. De plus, il ne semble pas que les couches actives soient dégradées pendant l'ouverture laser vu que la passivation de surface n'évolue pas après irradiation laser pour des fluences inférieures à  $0.19 \text{ J.cm}^{-2}$  (voir chapitre I).

De manière à évaluer l'isolation électrique obtenue, des structures de test ont été réalisées (Figure II.19) avec les couches de la zone de recouvrement déposées sur toute la surface. Le motif laser a alors été effectué et des mesures de résistance entre les deux busbars ont été réalisées avec un ohmmètre. Pour des raisons de temps de procédé, le nombre maximum de passage du laser a été fixé à 300.



**Figure II.19.** Mesure effectuée sur les dispositifs de test pour l'évaluation de l'isolation laser (gauche). Représentation schématique d'un dispositif de test après ouverture laser (droite)

La Figure II.20 montre l'influence du nombre de passages laser et de la fluence sur la résistance mesurée. Jusqu'à 50 passages, la résistance mesurée reste faible quelle que soit la fluence mais après 100 passages, les trois fluences les plus élevées induisent des valeurs très élevées de résistance (supérieures à  $10^6 \Omega$ ).



**Figure II.20.** Résistance mesurée avec un ohmmètre après ouverture laser de l'ITO en fonction du nombre de passage du laser pour différentes fluences.



Si on analyse la tranchée induite par 100 passages laser, on remarque que pour de faibles fluences des débris d'ITO sont présents au milieu de celle-ci (Figures II.21 et II.22). Ces débris pourraient être responsables de courants parasites et donc faire chuter la résistance entre les deux zones. Dans le cas de fluences supérieures, la présence de débris est plus limitée ce qui expliquerait les valeurs élevées de résistance obtenues.

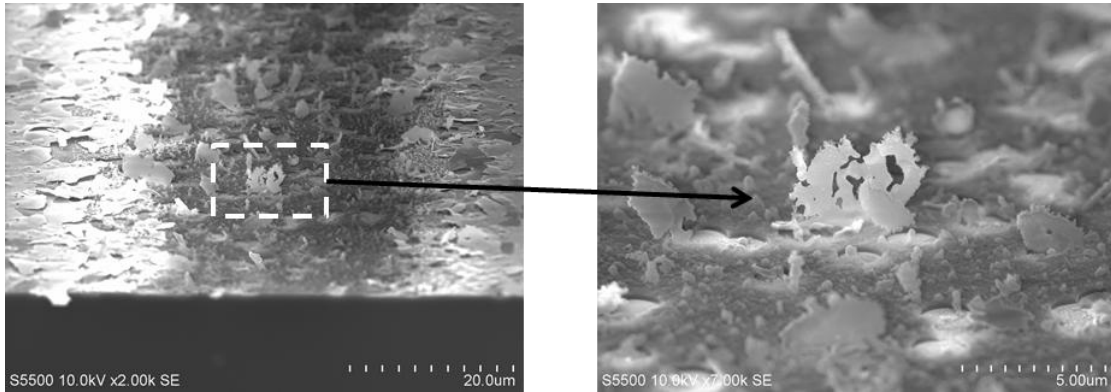


Figure II.21. Photographies MEB de la gravure laser de l'ITO après 100 passages et une fluence de  $0.11 \text{ J.cm}^{-2}$ .

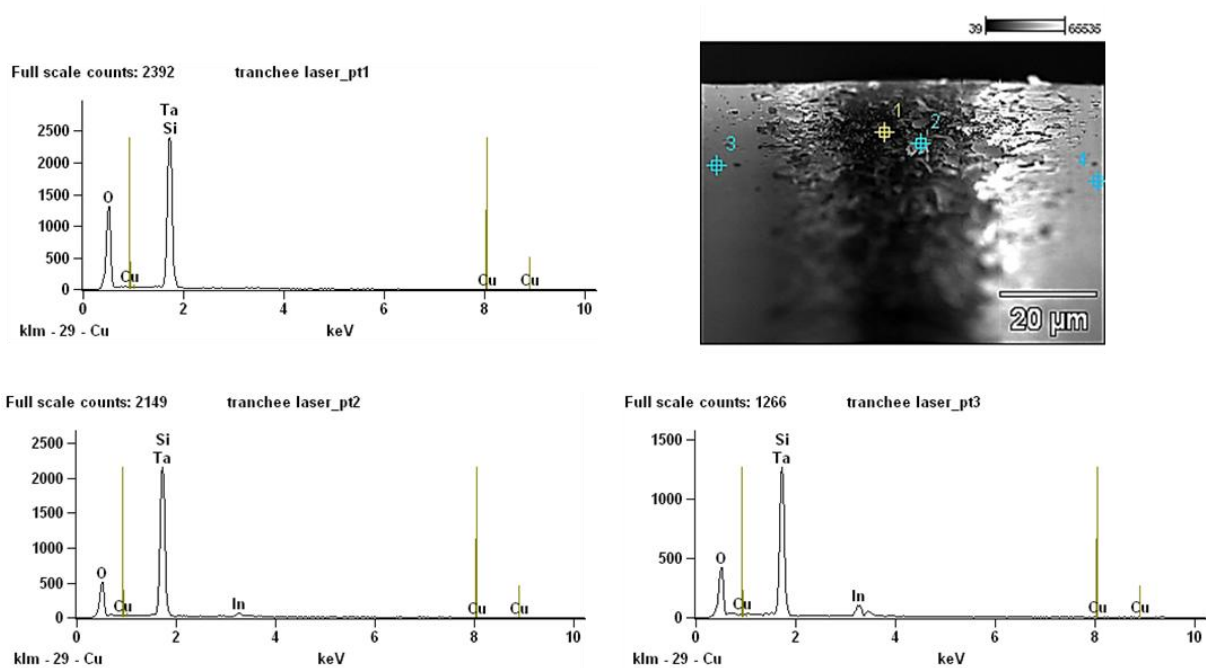
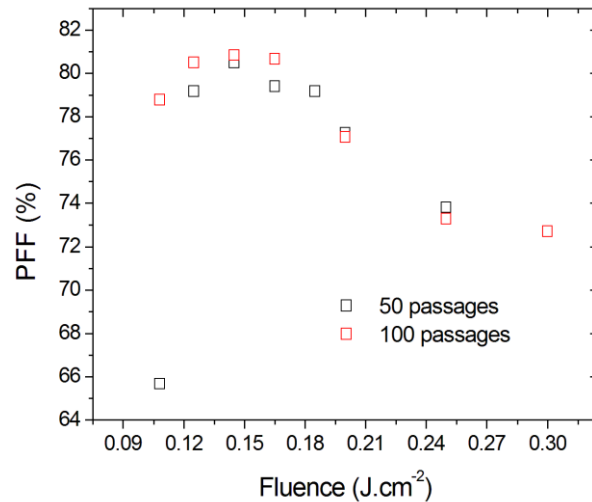


Figure II.22. Analyses EDX de la gravure laser de l'ITO après 100 passages et une fluence de  $0.11 \text{ J.cm}^{-2}$ .

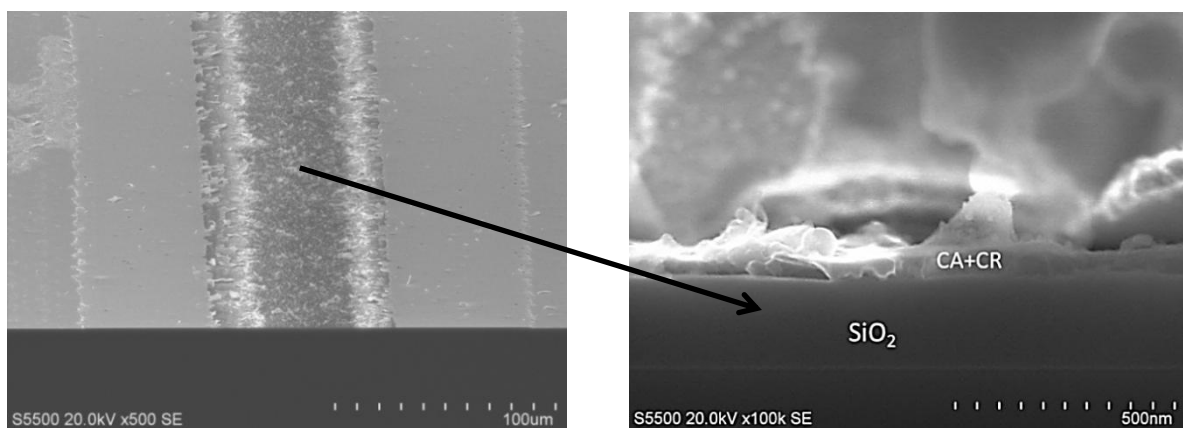
Etant donné que la longueur de l'isolation électrique (ouverture de jonction) est d'environ 1 mètre pour une cellule IBC Si-HJ de  $27\text{cm}^2$  (ce qui n'est pas le cas pour les cellules HJ standard), il est difficile de savoir quel niveau de résistance il faudrait obtenir pour qu'il n'y ait pas de court-circuit impactant les paramètres électriques de la cellule. Pour pouvoir évaluer avec précision la qualité de l'isolation électrique, il a été nécessaire d'effectuer cette gravure sur des cellules IBC Si-HJ et de mesurer le PFF obtenu à l'aide du  $\text{SunsV}_{oc}$  (Figure II.23).



**Figure II.23.** Pseudo facteur de forme obtenu sur des cellules IBC Si-HJ en fonction de la fluence de l'irradiation laser pour 50 passages et 100 passages

Les résultats sur cellules IBC Si-HJ s'accordent avec les mesures de résistance effectuées précédemment pour des fluences inférieures à  $0.18 J.cm^{-2}$ . En effet, le PFF augmente avec l'augmentation de la fluence et du nombre de passages laser. Cependant, quand on augmente la fluence laser, on observe une décroissance du PFF. Ce phénomène pourrait être dû à une diffusion de l'indium dans les couches sous l'ITO pendant l'échauffement ou bien à une détérioration des couches de la zone de recouvrement. Ces deux phénomènes pourraient expliquer une modification des propriétés physiques et donc de la conductivité des couches non gravées de la zone de recouvrement ce qui favoriserait la circulation de courant de fuite. De plus, les électrodes de polarité différentes ne sont dans ce cas, qu'à  $60 \mu m$  de distance.

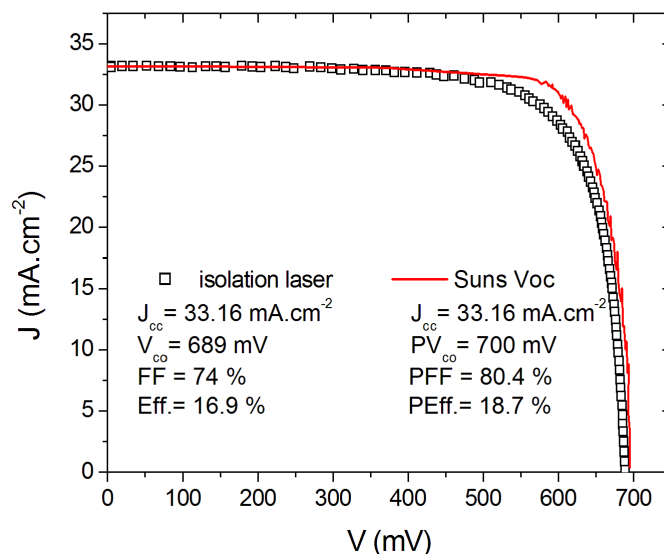
L'empilement des couches étant assez complexe et la gravure étant très locale ( $60 \mu m$  de largeur), il est assez difficile de caractériser électriquement cette zone et son pourtour. On remarque toutefois que les couches absorbante et résistante sont très dégradées après irradiation laser. (Figure II.24). Le  $a-SiO_2$  quant à lui semble intact.



**Figure II.24.** Image MEB de la gravure de l'ITO par laser pour une fluence de  $0.185 J.cm^{-2}$  vue de dessus (gauche) vue en coupe dans la tranchée laser (droite)

Si on augmente le nombre de passages aucune amélioration du PFF n'est observée, il semble donc que 100 passages soient suffisants pour obtenir l'isolation maximum pour une fluence donnée.

De manière générale, il n'a pas été possible d'obtenir une isolation électrique comparable à celle obtenue avec le procédé chimique de gravure de l'ITO. Cependant, des PFF supérieurs à 80% sont possibles pour une fluence laser entre 0.13 et 0.16 J.cm<sup>-2</sup> et 100 passages laser. Des résultats cellules assez encourageants ont été obtenus avec ces paramètres (Figure II.25). Néanmoins, on ne peut pas valider la solution laser même si elle permet d'économiser deux étapes par rapport à la solution chimique.



**Figure II.25.** Mesure J-V sous éclairage AM1.5 d'une cellule IBC Si-HJ fabriquée avec un procédé de localisation par laser des couches de a-Si:H et d'OTC/Substrat poli optique.

La différence de performances observée pourrait être liée à la présence d'ITO sur l'intégralité de la zone de recouvrement ce qui augmenterait la probabilité de contact ou de courant de fuite entre l'électrode de l'émetteur et du BSF. Une autre hypothèse serait que l'irradiation laser induise une dégradation des propriétés physiques des couches environnantes (par diffusion ou par échauffement) qui augmenterait la probabilité de courants parasites entre les deux électrodes qui sont à 60μm l'une de l'autre.

## Conclusions du chapitre II

Dans ce chapitre, la structure obtenue par le procédé laser de localisation des couches de a-Si:H a été analysée. Les contraintes physiques et électriques qu'elle impose ont été étudiées. Cette étude nous a donc permis de déterminer les points critiques de notre procédé. Certaines améliorations ont été apportées. Cependant, d'autres points restent à optimiser. Les performances électriques des cellules IBC Si-HJ obtenues sont toutefois très encourageantes et valident le procédé de localisation par laser.

Pour la localisation de l'OTC, la solution par voie chimique impose un compromis FF/PFF/ $V_{co}$  et une reproductibilité limitée, mais elle permet des performances plus élevées (+2.5% en FF). Cette méthode sera donc conservée pour la fabrication de cellules IBC Si-HJ.

Une étude plus poussée sur la localisation des métallisations par voie laser serait à envisager car les premiers résultats sont très encourageants. Pour ce faire, il faudrait tester d'autres sources laser [Risch11] ou même d'autres OTC ou métaux.



## Chapitre III : Optimisation de la face avant

---

La passivation de la face avant des structures IBC est capitale pour l'obtention de hauts rendements de conversion car elle a à la fois un effet sur la tension de circuit ouvert et sur le courant de court-circuit (voir chapitre II). Elle doit donc être optimisée avec soin. Le défi étant d'avoir une bonne pénétration des photons dans le substrat tout en limitant la vitesse de recombinaison des porteurs photo-générés.

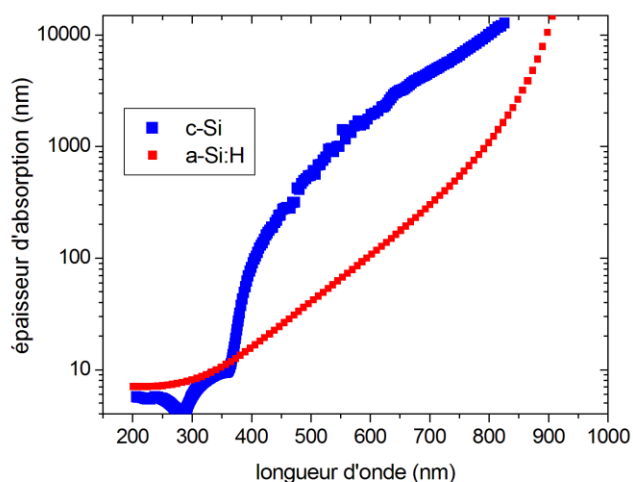
Plusieurs stratégies existent pour l'obtention de ces conditions. On peut tout d'abord travailler avec un empilement de couches déposées à haute température. L'empilement utilisé généralement est  $a\text{-SiO}_2/a\text{-SiN}_x$  avec un champ de surface avant (FSF Front Surface Field) [Mingirulli11, Granek09]. Dans notre cas, il a été décidé de travailler sur l'optimisation de couches déposées à basse température et plus précisément sur un empilement de deux couches. Une première couche de silicium amorphe hydrogéné est en effet nécessaire car une couche anti-reflet  $a\text{-SiN}_x$  seule ne permet pas d'obtenir une bonne passivation de surface quand elle est déposée à basse température [Desrues09].

Une optimisation de la transparence de la couche de silicium amorphe a été effectuée tout en évaluant la possibilité de maintenir une bonne passivation de surface. Le choix d'une couche anti-reflet optimisée en termes d'indice de réfraction, d'absorption et de procédé de fabrication a ensuite été étudié. Une optimisation globale de l'empilement a alors été proposée.

L'objectif de cette étude est donc d'obtenir une vitesse de recombinaison en face avant inférieure à  $10\text{cm}\cdot\text{s}^{-1}$  tout en ayant le maximum de transparence.

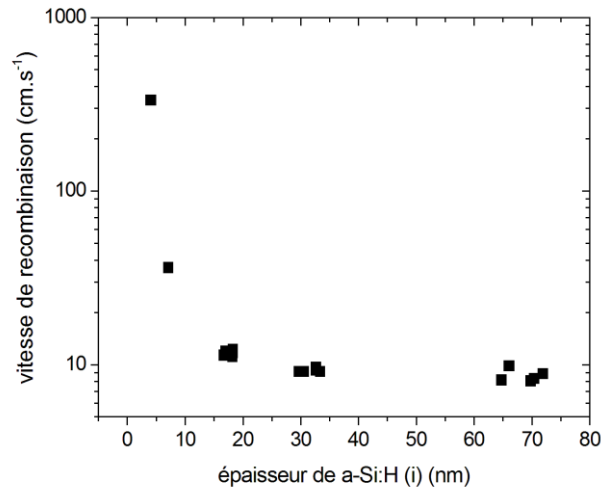
## 1. Diminution de l'absorption de la couche de passivation de surface

Le choix d'une couche de passivation de la face avant en silicium amorphe hydrogéné (a-Si:H) est assez critique du point de vue des pertes par absorption. En effet, le silicium amorphe étant très absorbant dans le visible, il suffit de quelques nanomètres pour absorber tous les photons incidents à une certaine longueur d'onde [Figure III.1]. Par exemple, pour 100 nm de a-Si:H on absorbe tous les photons de longueur d'onde inférieure à 600 nm tandis que pour 100 nm de silicium cristallin les photons absorbés sont de longueur d'onde inférieure à 400 nm.



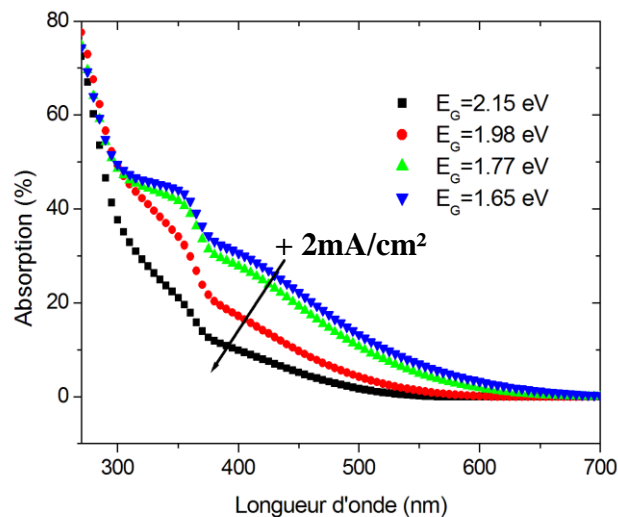
**Figure III.1.** *Épaisseur nécessaire à l'absorption de photons incidents en fonction de leur longueur d'onde pour le a-Si:H et le c-Si*

Les porteurs photo-générés dans cette couche vont se recombiner car leur longueur de diffusion dans le a-Si:H est de quelques dizaines de nanomètres [Koch01]. Il faudra donc limiter au maximum son épaisseur pour limiter les pertes optiques dans la cellule. Par ailleurs, plus on diminue l'épaisseur de cette couche, plus la passivation de surface sera dégradée (Figure III.2). Il y aura donc un compromis entre la qualité de la passivation de surface et la réduction de l'épaisseur de la couche de a-Si:H déposée.



**Figure III.2.** Vitesse de recombinaison de surface ( $S_{eff}$ ) à 1 soleil obtenue sur substrat c-Si FZ de type n, orientation [100] pour différentes épaisseurs de a-Si:H (i). Mesure obtenue avec la méthode QSSPC (Quasi Steady State Photo Conductance, [Sinton00])

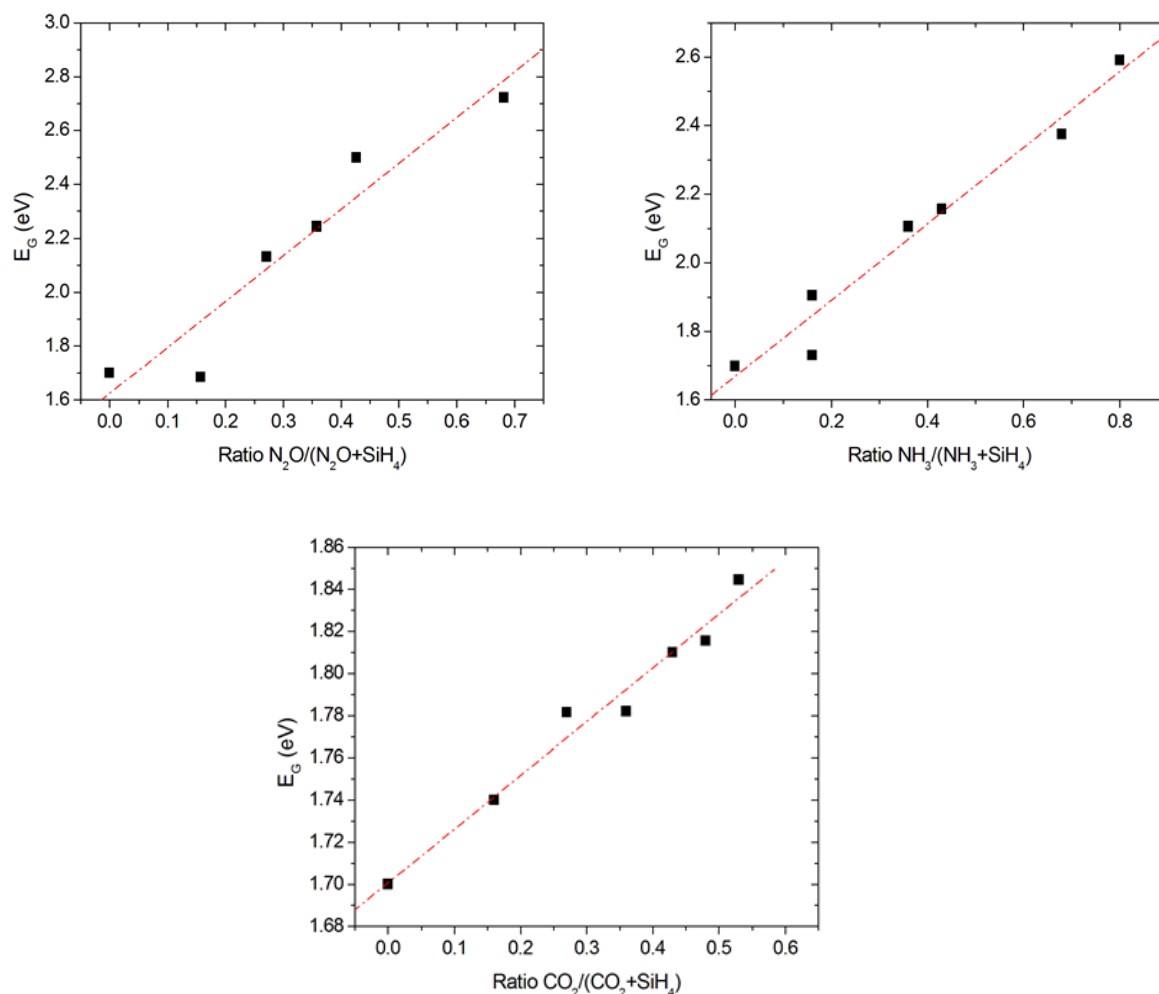
Pour diminuer l'absorption de cette couche, on peut aussi essayer de modifier ses propriétés intrinsèques en incorporant des impuretés qui la rendent plus transparente. L'effet d'une telle modification a été simulé avec le logiciel de simulation optique 1D : OPAL [McIntosh12] pour une couche de 10nm de a-Si:H. On pourrait théoriquement, si on ne prend pas en compte les pertes par recombinaison à l'interface, avoir un gain en courant de court-circuit de  $1.5\text{mA}/\text{cm}^2$  en augmentant l'énergie de gap ( $E_G$ ) du a-Si:H de  $1.65\text{eV}$  à  $2\text{eV}$  (Figure III.3).



**Figure III.3.** Simulation optique de l'absorption d'un empilement a-Si:H/a-SiNx avec différentes énergies de gap pour l'a-Si:H

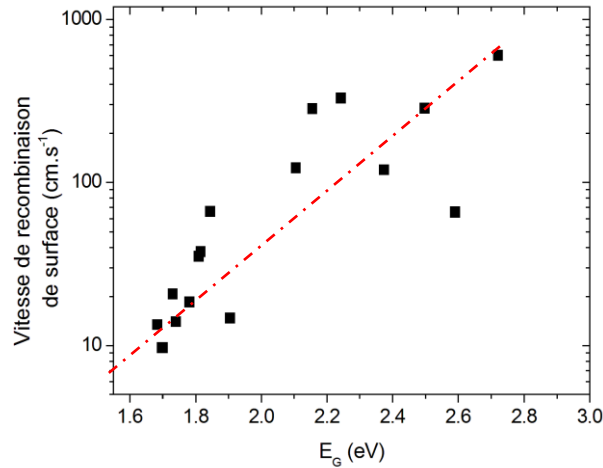
Dans cette étude, différents précurseurs comme le  $\text{N}_2\text{O}$ , le  $\text{NH}_3$  ou le  $\text{CO}_2$  ont été utilisés de manière à incorporer de l'oxygène, du carbone ou de l'azote dans le a-Si:H passivant pour le rendre plus transparent. On augmente ainsi la valeur de  $E_G$  de ce matériau (Figure III.4).





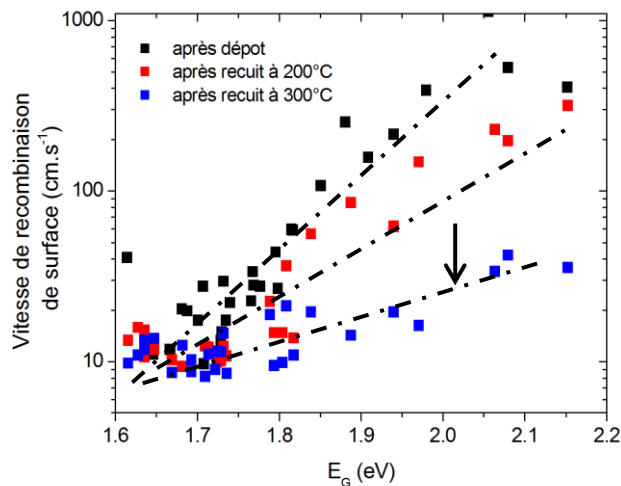
**Figure III.4.** Energie de gap du *a-Si:H* en fonction du ratio de gaz ( $CO_2$ ,  $N_2O$  ou  $NH_3$ ) introduit dans la chambre pendant le dépôt PECVD. Valeurs obtenues par le fit de mesures d'ellipsométrie spectroscopique [Azzam77]. Les lignes sont des guides pour les yeux.

Les impuretés incorporées peuvent cependant contribuer à une augmentation des défauts à l'interface *a-Si:H/c-Si* et dans la couche. On observe en effet une chute de la qualité de la passivation de surface et ceci pour tous les précurseurs (Figure III.5). Par conséquent, il semble difficile d'augmenter la transparence de cette couche sans dégrader la passivation de surface dans notre cas.



**Figure III.5.** Vitesse de recombinaison de surface à 1 soleil pour des couches de silicium amorphe avec différentes valeurs de  $E_G$ . Les lignes sont des guides pour les yeux.

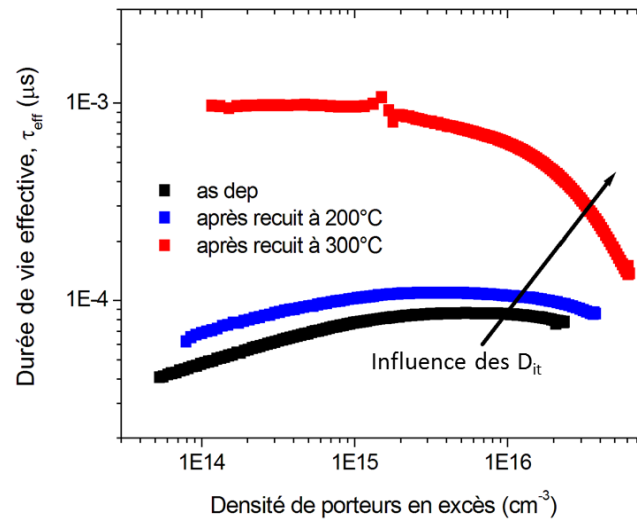
Une étude de recuit thermique post-dépôt a été faite et des résultats similaires ont été obtenus quel que soit le précurseur. Deux recuits sous air de 10 minutes ont été effectués : un à 200°C et l'autre à 300°C. Il semble que le recuit à 300°C ait un effet très positif sur la qualité de la passivation de surface et ce, surtout pour des couches ayant un  $E_G$  inférieur à 2.2 eV (Figure III.6). Cela pourrait s'expliquer par la présence suffisamment élevée d'atomes d'hydrogène dans les couches de a-SiO<sub>x</sub>:H ou a-SiN<sub>x</sub>:H pour venir saturer les liaisons pendantes pendant le recuit à 300°C ou même par une réorganisation de l'interface due à la génération de liaison Si-(NH)<sub>x</sub>, Si-(OH)<sub>x</sub> et Si-O-Si, Si-N-Si [Mueller10].



**Figure III.6.** Vitesse de recombinaison en surface (à 1 soleil) pour des couches de silicium amorphe avec différents  $E_G$  avant et après recuit. Les lignes sont des guides pour les yeux.

L'observation des mesures de durée de vie effective en fonction du niveau d'injection apporte des informations complémentaires par rapport à la valeur de  $S_{eff}$  mesurée à 1 sun (Figure III.7). En effet, l'influence de la densité d'états d'interface ( $D_{it}$ ) sur  $S_{eff}$  est caractérisée surtout à fort niveau d'injection, lorsque l'effet de champ ne permet plus de repousser les porteurs minoritaires loin de l'interface [Desrues09]. On peut alors identifier une nette

diminution des  $D_{it}$  pour des couches ayant été recuites à 300°C (Figure III.7) ce qui confirmerait les suppositions émises précédemment.



**Figure III.7.** *Mesure de  $\tau_{eff}$  en fonction du niveau d'injection pour une couche de a-SiNx:H avec un  $E_G$  de 2.15eV avant et après recuit*

En conclusion, on peut obtenir des couches de passivation de surface plus transparentes ayant une valeur de  $S_{eff}$  correcte. Cependant, dans notre étude les valeurs de  $S_{eff}$  obtenues sont toujours supérieures à celles des couches standard (avec  $E_G$  entre 1.7 et 1.8 eV). Il faut donc évaluer si le gain optique effectué n'est pas compensé par les pertes par recombinaison induites par cette légère différence de  $S_{eff}$ .

## 2. La couche anti-reflet

Comme son nom l'indique la couche anti-reflet (CAR) doit limiter les réflexions de la lumière incidente et doit donc faciliter la pénétration de la lumière dans le substrat. Il faut bien sûr que cette couche soit très peu absorbante pour permettre aux photons non réfléchis d'atteindre le substrat.

L'introduction de cette couche entre l'air et la couche de a-Si:H introduit un déphasage ( $\phi$ ) entre rayon réfléchi en surface de la couche et rayon réfléchi à l'interface présente en face avant. La somme de deux ondes en opposition de phase s'annule – on parle d'interférences destructives. Il est possible par ce mécanisme d'annihiler la composante réfléchie de la lumière, à une longueur d'onde donnée ( $\lambda$ ). Le maximum d'émission du spectre solaire avoisine les  $\lambda=600\text{nm}$ . Dans le cas des cellules photovoltaïques, c'est donc cette longueur d'onde dont on cherche à éliminer la réflexion. La condition d'annulation de la réflexion si on prend en considération uniquement l'interface a-Si/CAR et Air/CAR est donnée par les relations III.1 et III.2. Elle induit donc des contraintes géométriques sur la CAR. Pour  $n_{CAR}$  égale à 1.85 (moyenne des indices de réfraction à 600nm des CAR utilisées dans l'étude), l'épaisseur optimale sera donc de 80nm. Une épaisseur de 80nm a donc été choisie pour l'optimisation des CAR dans cette étude.

$$n_{CAR} = \sqrt{n_A n_{a-Si:H}} \quad (\text{III.1})$$

$$d_{CAR} = \frac{\lambda}{4n_{CAR}} \quad (\text{III.2})$$

Avec  $d_{CAR}$  : épaisseur optimale de la CAR

$\lambda$  : longueur d'onde d'optimisation (=600nm)

$n_A$  : indice de réfraction l'air (=1)

$n_{a-Si:H}$  : indice de réfraction du silicium amorphe pour  $\lambda= 600\text{nm}$

$n_{CAR}$  : indice de réfraction de la couche anti-reflet pour  $\lambda= 600\text{nm}$

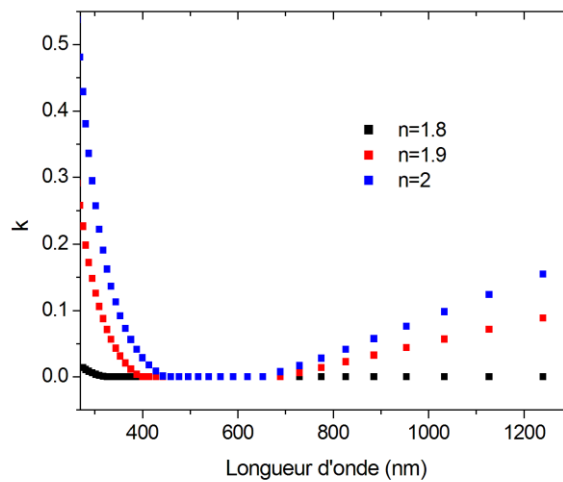
La contrainte sur les indices de réfraction III.1 induit donc un gradient d'indice entre celui de la couche de silicium amorphe et celui de l'air. Il faudra donc optimiser le gradient d'indice des couches en face avant pour avoir une réflectivité minimum.

Deux types de couches anti-reflet ont été étudiées, le a-SiN<sub>x</sub> et le a-SiC<sub>x</sub>. Elles ont été déposées à haute fréquence (13.56MHz) et à basse température (200°C). Les précurseurs utilisés pour ces dépôts sont le SiH<sub>4</sub>, le H<sub>2</sub>, le NH<sub>3</sub> et le CH<sub>4</sub>.

### 2.1. Films de a-Si:N<sub>x</sub>:H

Trois couches de nitrure de silicium (a-SiN<sub>x</sub>:H) ont été développées pour cette étude. Elles ont été obtenues en faisant varier la pression, la puissance et le ratio de gaz NH<sub>3</sub>/SiH<sub>4</sub> introduit dans la chambre pendant le dépôt. Elles ont été classées selon leurs indices de réfraction à 600nm  $n$  : [1.8 ; 1.9 ; 2]. Les matériaux élaborés absorbent une partie du rayonnement à faible longueur d'onde et à partir de 700nm (Figure III.8). La couche avec

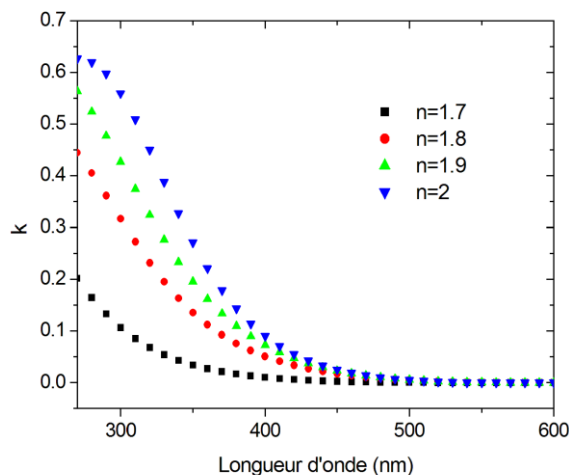
l'indice le plus faible est très peu absorbante quelle que soit la longueur d'onde. Il semble donc se dégager une tendance en fonction de l'indice de réfraction de la couche. En effet, plus l'indice est fort plus la couche est absorbante. En effet, l'indice de réfraction  $n$  du  $\text{SiN}_x$  dépend linéairement du ratio entre la concentration en liaisons Si-H et N-H ( $[\text{Si-H}] / [\text{N-H}]$ ) dans la couche [Wan13]. Quand on augmente ce ratio, l'indice de réfraction augmente. La couche étant plus riche en silicium elle est donc plus absorbante (voir chapitre 1). Il faudra donc privilégier l'utilisation de couches à indice de réfraction faible.



**Figure III.8.** Coefficient d'extinction en fonction de la longueur d'onde pour les différents  $a\text{-SiN}_x\text{:H}$  élaborés

## 2.2. Films de $a\text{-SiC}_x\text{:H}$

Quatre couches de carbure de silicium ( $a\text{-SiC}_x\text{:H}$ ) ont été développées pour cette étude. Les couches de  $a\text{-SiC}_x\text{:H}$  ont été optimisées en faisant varier le ratio de gaz  $\text{CH}_4/\text{SiH}_4$  introduit dans la chambre pendant le dépôt. Il semble se dégager la même tendance que dans le cas des couches de  $a\text{-SiN}_x\text{:H}$ . On a une diminution de l'absorption de la couche avec la diminution de l'indice de réfraction (Figure III.9). Les couches de  $a\text{-SiC}_x\text{:H}$  semblent toutefois plus absorbantes que les couches de  $a\text{-SiN}_x\text{:H}$  pour les faibles longueurs d'onde mais aucune augmentation du coefficient d'extinction n'est observée dans l'IR.



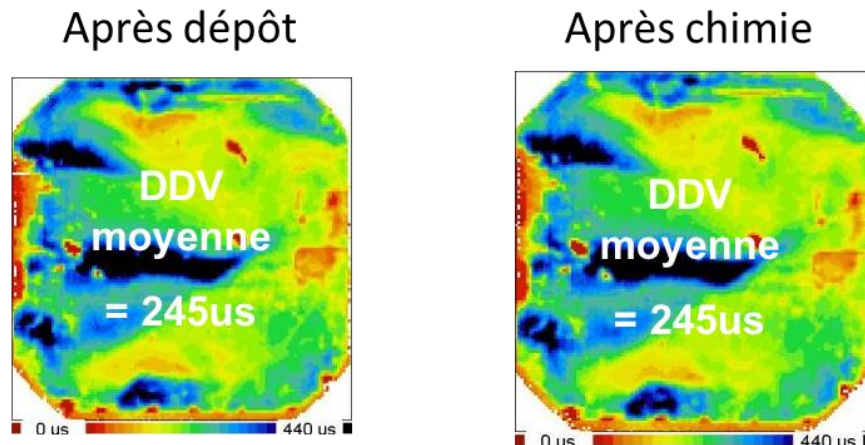
**Figure III.9.** Coefficient d'extinction en fonction de la longueur d'onde pour les différents  $a\text{-SiC}_x\text{:H}$  élaborés

### 2.3. Résistance des couches anti-reflet aux étapes chimiques

Pour des raisons pratiques, il est intéressant de disposer d'une CAR résistante aux nettoyages chimiques du procédé de structuration des couches en face arrière. Ainsi, la face avant pourrait être réalisée en début de procédé sans que ses propriétés ne soient dégradées par la suite.

Dans le procédé de structuration développé dans le Chapitre I, les gravures chimiques utilisent du HF et du KOH dilués ainsi que les nettoyages SC1 et SC2. On a déjà vu dans le chapitre I que pour une couche de  $a\text{-SiC}_x\text{:H}$  avec des ratios de  $\text{CH}_4$  élevés, une résistance élevée au KOH et au HF était obtenue (Figure I.17). Ces couches correspondent justement aux matériaux qui ont été développées pour la couche anti-reflet (Figure III.9) car l'ajout de  $\text{CH}_4$  permet aussi de diminuer l'absorption de la couche et son indice de réfraction.

De manière à prouver l'efficacité des couches de  $a\text{-SiC}_x\text{:H}$  en couches résistantes à la gravure, des substrats passivés avec du  $a\text{-Si:H}$  ont été recouverts de  $a\text{-SiC}_x\text{:H}$  des deux côtés. Ils ont ensuite subi chaque étape chimique du procédé de fabrication d'une cellule IBC Si-HJ. Une comparaison de la durée de vie effective des porteurs minoritaires nous a alors permis de constater qu'aucune dégradation n'a été induite par les étapes chimiques du procédé sur la passivation de surface du substrat (Figure III.10). La couche de  $a\text{-SiC}_x\text{:H}$  peut donc jouer le rôle de couche barrière, et l'on pourra donc envisager d'effectuer les dépôts face avant en début de procédé si on choisit une telle couche comme couche anti-reflet.



**Figure III.10.** Cartographies en durée de vie effective (obtenues par  $\mu W$ -PCD) avant et après traitements chimiques

Il paraît évident que les couches de a-Si:N<sub>x</sub>:H ne pourront pas jouer ce rôle car elles se gravent facilement dans une solution de HF dilué, surtout pour des ratios de NH<sub>3</sub> élevé (Figure I.5). Ces valeurs élevées de ratio correspondent justement aux couches ayant un indice de réfraction et un coefficient d'extinction compatible avec une utilisation en couche anti-reflet (Figure I.10 et III.8).

## 2.4. Influence de la couche antireflet sur la passivation de surface d'une bi-couche a-Si :H/CAR

Lors du dépôt de la CAR les échantillons passivés vont être portés à une température de 200°C et voir un plasma contenant du dihydrogène. On peut alors se demander si ce dépôt aura une influence sur la passivation de surface de l'empilement.

De plus, le a-Si:N<sub>x</sub>:H et le a-SiC<sub>x</sub>:H sont connus pour présenter des défauts de structure correspondant à des excédents (ou lacunes) électroniques. Ces défauts représentent autant de charges fixes (Q<sub>f</sub> - positives) produisant un effet de champ à l'interface avec le substrat [Cabal10]. Ces charges positives vont alors contribuer à repousser les porteurs minoritaires (ici les trous) loin de l'interface recombinante. Cet effet est surtout visible à faible niveau d'injection quand la densité de porteurs est réduite [Desrues09].

Dans le cas du a-SiN<sub>x</sub>:H, plus il est riche en azote, plus il est chargé, et plus le champ associé repousse les trous loin de la surface [Mackel02]. D'une manière générale, la densité surfacique de charges fixes dans un a-SiN<sub>x</sub>:H est autour de 10<sup>12</sup>cm<sup>-2</sup> [Cabal10]. Pour un a-SiC<sub>x</sub>:H la présence de charges fixes est souvent moins importante (Q<sub>f</sub>~10<sup>11</sup>cm<sup>-2</sup>) et augmente avec la présence de carbone dans la couche [Martin05, Vetter02].

La Figure III.11 montre les mesures de durée de vie effective en fonction du niveau d'injection pour un substrat passivé par un dépôt de 10nm de a-Si:H (i) (E<sub>G</sub>=1.7eV) avant et après dépôt de a-SiN<sub>x</sub>:H. On s'aperçoit que le dépôt de la couche diélectrique a un effet très positif quel que soit le niveau d'injection. La couche a-SiN<sub>x</sub>:H (n=1.8) a été choisie pour cette étude.

Quand on retire cette couche diélectrique par gravure chimique, on conserve cette augmentation globale. L'effet du recuit thermique et l'apport d'hydrogène pendant le dépôt permettraient en effet une réorganisation de la couche de passivation de surface et une saturation plus efficace des liaisons pendantes à l'interface a-Si:H/c-Si. Pendant le dépôt de la couche diélectrique, on a ainsi amélioré la qualité intrinsèque de la couche a-Si:H. De plus, on peut observer une diminution de  $\tau_{eff}$  à faible niveau d'injection après retrait ce qui permet d'identifier l'influence positive des charges fixes présentes dans la nitrure de silicium.

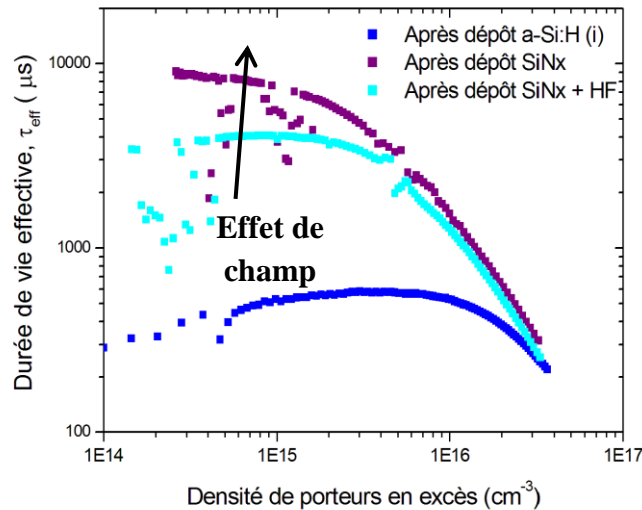
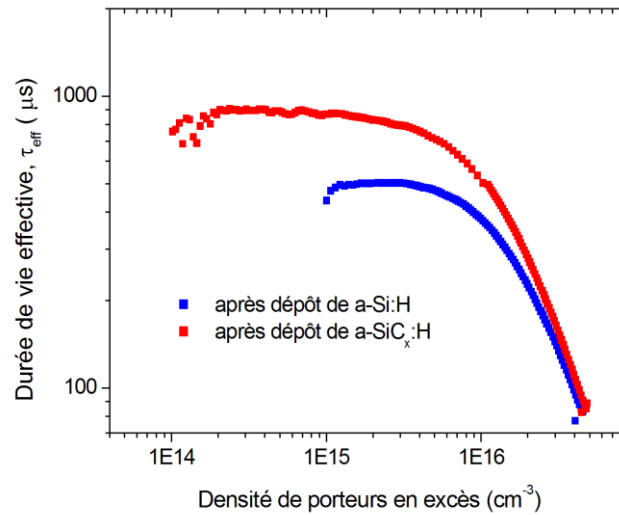


Figure III.11. Mesure de  $\tau_{eff}$  en fonction du niveau d'injection pour un empilement a-Si:H(i) 10nm / a-SiN<sub>x</sub>:H 80nm

Le dépôt de a-SiC<sub>x</sub>:H semble avoir un effet plus mesuré sur la passivation de surface de l'empilement. Le dépôt n'étant pas effectué dans les mêmes conditions (temps de dépôt, puissance, pression...), il est donc difficile de conclure sur la raison de cette augmentation plus réduite. Par ailleurs, il n'a pas été possible dans cette étude de retirer la couche de a-SiC<sub>x</sub>:H avec les solutions chimiques disponibles. On n'a donc pas pu évaluer l'amélioration de la couche de passivation de surface et la présence d'un effet de champ dans ce cas-là. Cependant, si on regarde la forme de la courbe (figure III.12), il semble toutefois y avoir une petite amélioration de  $\tau_{eff}$  à faible niveau d'injection ce qui est caractéristique de la présence d'un effet de champ. Une caractérisation de la densité de charges fixes de la couche en effectuant des mesures C-V pourrait valider cette hypothèse [Martin05].

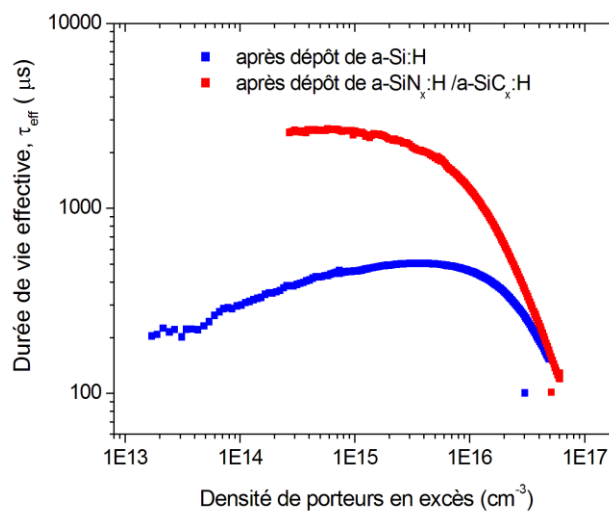




**Figure III.12.** *Mesure de  $\tau_{eff}$  en fonction du niveau d'injection pour un empilement a-Si:H (i) 10nm / a-SiC<sub>x</sub>:H 80nm*

Pour conclure, il semble que du point de vue de la passivation de surface, le nitrure de silicium a un effet bénéfique plus prononcé que le carbure de silicium. Il serait donc plus judicieux de l'utiliser comme CAR pour améliorer les performances électriques de la cellule IBC Si-HJ. Cependant, elle n'est pas compatible avec un dépôt en début de procédé. Il faudra donc envisager un empilement a-SiN<sub>x</sub>:H/a-SiC<sub>x</sub>:H dans ce cas.

Cette solution est possible étant donné qu'avec une bicouche a-SiN<sub>x</sub>:H (40nm) /a-SiC<sub>x</sub>:H (40nm) on a le même comportement de  $\tau_{eff}$  en fonction du niveau d'injection (Figure III.13) qu'avec une couche de a-SiN<sub>x</sub>:H seule. Cette bicouche aura donc les avantages du nitrure de silicium en matière de passivation de surface (effet de champ + effet du dépôt) et d'être plus résistante aux traitements chimiques du procédé. Il faudra donc ajuster l'épaisseur de a-SiC<sub>x</sub>:H pour optimiser ce dernier paramètre.



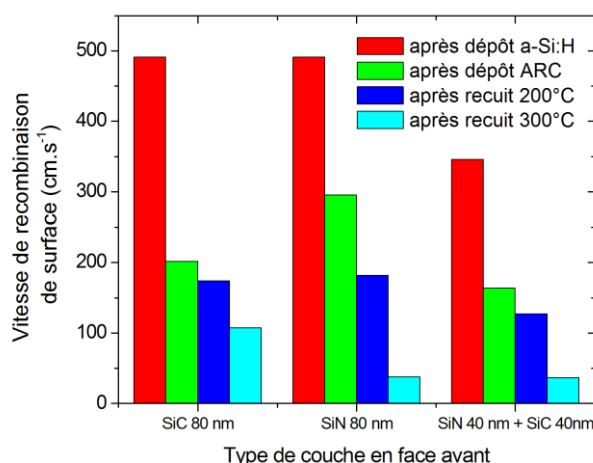
**Figure III.13.** *Mesure de  $\tau_{eff}$  en fonction du niveau d'injection pour un empilement a-Si:H(i) 10nm /a-SiN<sub>x</sub>:H 40nm/a-SiC<sub>x</sub>:H 40nm*

## 2.5. Influence de la couche antireflet sur l'effet des recuits thermiques

Les recuits thermiques réalisés sur les couches de passivation de surface à  $E_G$  variables ont montré des résultats très encourageants pour l'obtention d'une couche peu absorbante et passivante en face avant. Cette étude est ici complétée pour tester l'influence de la présence de la CAR sur la couche passivante lors des recuits.

Cette étude a donc été réalisée pour les deux couches anti-reflet (a-SiN<sub>x</sub>:H et a-SiC<sub>x</sub>:H) et la bi-couche proposée dans la partie précédente. L'effet des recuits sur la passivation de surface semble différent selon le type de couche anti-reflet recouvrant la couche de a-Si:H passivante (Figure III.14). Cet effet est équivalent quelle que soit l'énergie de gap de la couche de silicium amorphe. Pour des raisons de visibilité, nous avons choisi de représenter l'évolution de la vitesse de recombinaison de surface à 1 soleil pour une couche de a-Si:H n'ayant pas une bonne passivation de surface après dépôt ( $E_G=2.1\text{eV}$ ). La variation est donc plus grande pour une telle couche et il nous sera plus facile d'identifier les différences de comportement.

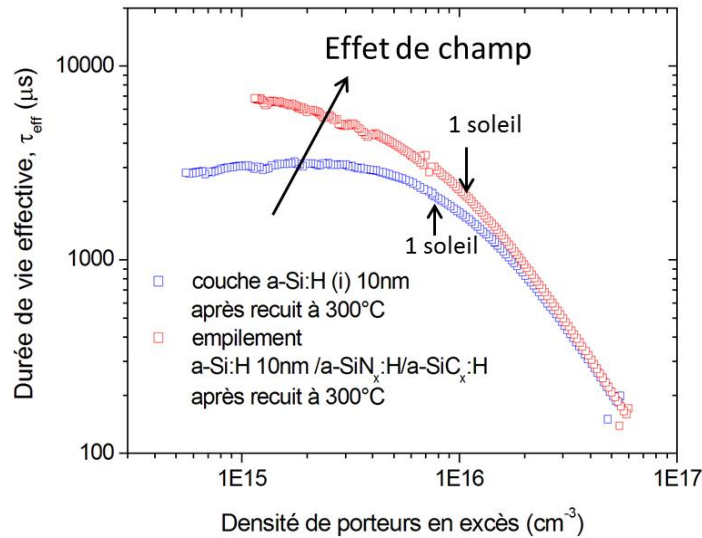
On pourra donc remarquer que le dépôt avant recuit d'une couche anti-reflet a-SiN<sub>x</sub>:H (80nm) ou d'un empilement a-SiN<sub>x</sub>:H (40nm)/ a-SiC<sub>x</sub>:H (40nm) n'a aucune influence sur son effet bénéfique. On a bien une baisse de la vitesse de recombinaisons de surface à 1 soleil et on obtient des performances équivalentes à une couche recuite n'ayant pas de CAR. Dans ces deux cas, on pourra donc effectuer le recuit thermique après le dépôt de l'ensemble des couches de la face avant. Par ailleurs, dans le cas de la CAR a-SiC<sub>x</sub>:H la diminution attendue est moins forte. Dans ce cas, on pourrait effectuer le recuit thermique avant le dépôt de la CAR. Une étude plus poussée devra être réalisée de manière à évaluer la vitesse de recombinaison obtenue si on procède dans cet ordre.



**Figure III.14.** Evolution de la vitesse de recombinaison de surface à 1 soleil en fonction du recuit thermique post-dépôt pour différents empilements a-Si:H/CAR

La mesure à 1 soleil ne permet pas de rendre compte de façon exhaustive de la passivation de surface, et une étude en fonction du niveau d'injection est plus complète. Ainsi, si on compare l'effet du recuit à 300°C sur une couche de a-Si:H et sur l'empilement a-Si:H/a-

$\text{SiN}_x\text{:H}/\text{a-SiC}_x\text{:H}$ , on observe que l'empilement est meilleur à faible niveau d'injection ce qui est caractéristique de l'effet de champ apporté par la CAR. A fort niveau d'injection, on a globalement les mêmes valeurs de  $\tau_{\text{eff}}$ , ce qui indique que l'interface  $\text{a-Si:H}/\text{c-Si}$  a la même densité de défauts dans les deux cas. Cela confirme que l'ajout de la CAR avant le recuit influe peu sur son effet.



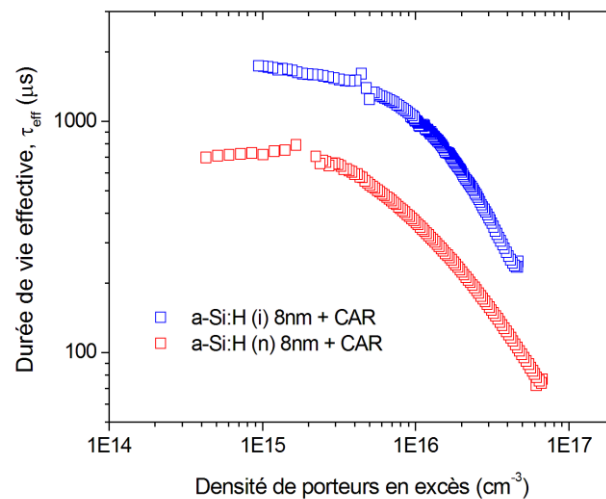
**Figure III.15.** Mesure de  $\tau_{\text{eff}}$  en fonction du niveau d'injection pour une couche de  $\text{a-Si:H(i)}$  10nm et un empilement  $\text{a-Si:H 10nm/a-SiN}_x\text{:H 40nm/a-SiC}_x\text{:H 40nm}$

En conclusion, non seulement l'ajout de nitrure de silicium ou de la bi-couche nitrure de silicium/ carbure de silicium ne diminue pas l'effet du recuit thermique mais il permet un effet de champ qui donne des valeurs plus élevées de  $\tau_{\text{eff}}$  à faible niveau d'injection. On aura donc un meilleur comportement d'un tel empilement à faible éclaircissement. On privilégiera donc pour la couche anti-reflet l'utilisation d'une bicouche  $\text{a-SiN}_x\text{:H} / \text{a-SiC}_x\text{:H}$  qui permet plus de flexibilité au niveau de la réalisation des cellules.

### 3. Choix du dopage et de l'épaisseur de la couche de passivation de surface

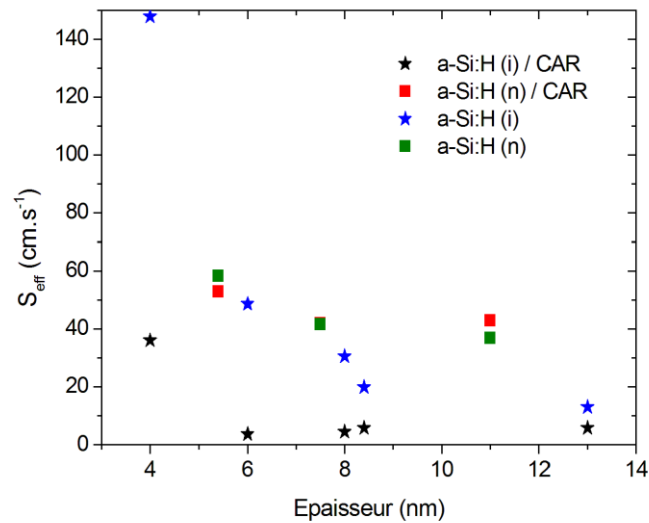
Un dopage de type n de la couche de passivation de surface pourrait être intéressant pour induire un effet de champ supplémentaire et améliorer le comportement à faible éclairement des cellules IBC-Si:HJ [Desrues09]. Dans notre cas, il faut aussi prendre en compte la couche anti-reflet qui induit déjà un effet de champ, il convient donc de comparer l'effet du dopage de la couche de passivation de surface recouverte par la CAR.

Le dopage de la couche semble ne pas avoir d'influence positive sur la durée de vie effective. Au contraire, les défauts d'interface induits par l'ajout d'impuretés dopantes semblent être pénalisants (Figure III.16).



**Figure III.16.** Mesure de  $\tau_{eff}$  en fonction du niveau d'injection pour une couche de a-Si:H(i) 8nm et a-Si:H(n) 8nm recouverte par a-SiN<sub>x</sub>:H 40nm/a-SiC<sub>x</sub>:H 40nm

Pourtant les vitesses de recombinaison induites par ces deux couches sont après dépôt très proches pour des couches d'épaisseur inférieure à 10nm (Figure III.17). Cependant, le dépôt de la CAR a un effet bénéfique sur la couche de silicium amorphe intrinsèque tandis que pour la couche dopée l'effet n'est pas ou très peu visible. On pourrait expliquer ce comportement par le fait que la couche dopée a des défauts d'interfaces dus aux impuretés dopantes qui ne sont pas corrigés par le recuit thermique et le plasma d'hydrogène du dépôt de la CAR. De plus, aucun effet de champ supplémentaire n'est induit par la CAR dans ce cas.



**Figure III.17.** Mesures de  $S_{eff}$  à 1 Soleil en fonction de l'épaisseur de a-Si:H déposée avec et sans CAR pour des couches intrinsèques et dopées

Il ne paraît donc pas nécessaire de doper la couche de passivation de surface. De plus, on n'a pas pu tester le comportement des couches dopées sous l'effet d'un recuit thermique à 300°C. On conservera donc une couche de silicium amorphe intrinsèque pour la passivation de la face avant.

Pour de faibles épaisseurs de a-Si:H, on observe qu'après dépôt (sans CAR) il n'est pas possible d'obtenir  $S_{eff} < 10 \text{ cm.s}^{-1}$ . Cependant, l'ajout de la CAR change drastiquement cette tendance (Figure III.17). En effet, à partir de 6nm on obtient une très bonne passivation de surface. On pourra donc envisager de travailler avec des couches de 6nm de manière à diminuer l'absorption de la couche de passivation de surface en face avant. Pour des raisons de robustesse du procédé et de manière à prendre en compte les inhomogénéités de dépôt nous travaillerons cependant avec des couches de 8nm.

## 4. Optimisation de l'empilement en face avant

Les trois derniers paragraphes nous ont apporté des informations cruciales pour la compréhension des mécanismes de passivation de surface ainsi que sur l'effet des couches anti-reflet. On a pu ainsi confronter les différentes solutions disponibles sur le plan de la passivation de surface et en termes de contrainte sur le procédé. Différents choix apparaissent donc évidents.

**Pour la couche de passivation de surface**, on utilisera une couche intrinsèque de 8nm.

**Pour la couche anti reflet**, une bicouche a-SiN<sub>x</sub>:H (40nm) / a-SiC<sub>x</sub>:H (40nm) sera utilisée.

De manière à évaluer l'empilement optimal pour l'obtention d'un courant de court-circuit ( $J_{cc}$ ) élevé, des simulations optiques avec le logiciel de simulation optique 1D : OPAL ont été effectuées pour:

- Quatre couches de  $E_G$  différents. Elles seront étudiées de manière à confronter les caractéristiques optiques et les contraintes en termes de passivation de surface (Tableau III.1).

**Tableau III.1.** *Caractéristiques optiques et de passivation de surface des couches de a-Si :H sélectionnées pour l'étude*

	$E_G$ (eV)	$S_{eff}$ (cm/s) à 1 soleil après recuit à 300°C et dépôt de la CAR	Ratio $NH_3/(NH_3+SiH_4)$
Couche 1	1,73	5 ± 5	0
Couche 2	1.8	5 ± 5	0
Couche 3	1,95	15 ± 5	0.36
Couche 4	2,1	39 ± 5	0.43

On considèrera que quelle que soit la couche anti-reflet déposée, l'effet du dépôt de celle-ci et du recuit à 300°C sur la passivation de surface est identique (Tableau III.1). Cette hypothèse semble plausible au vu des résultats obtenus dans notre étude.

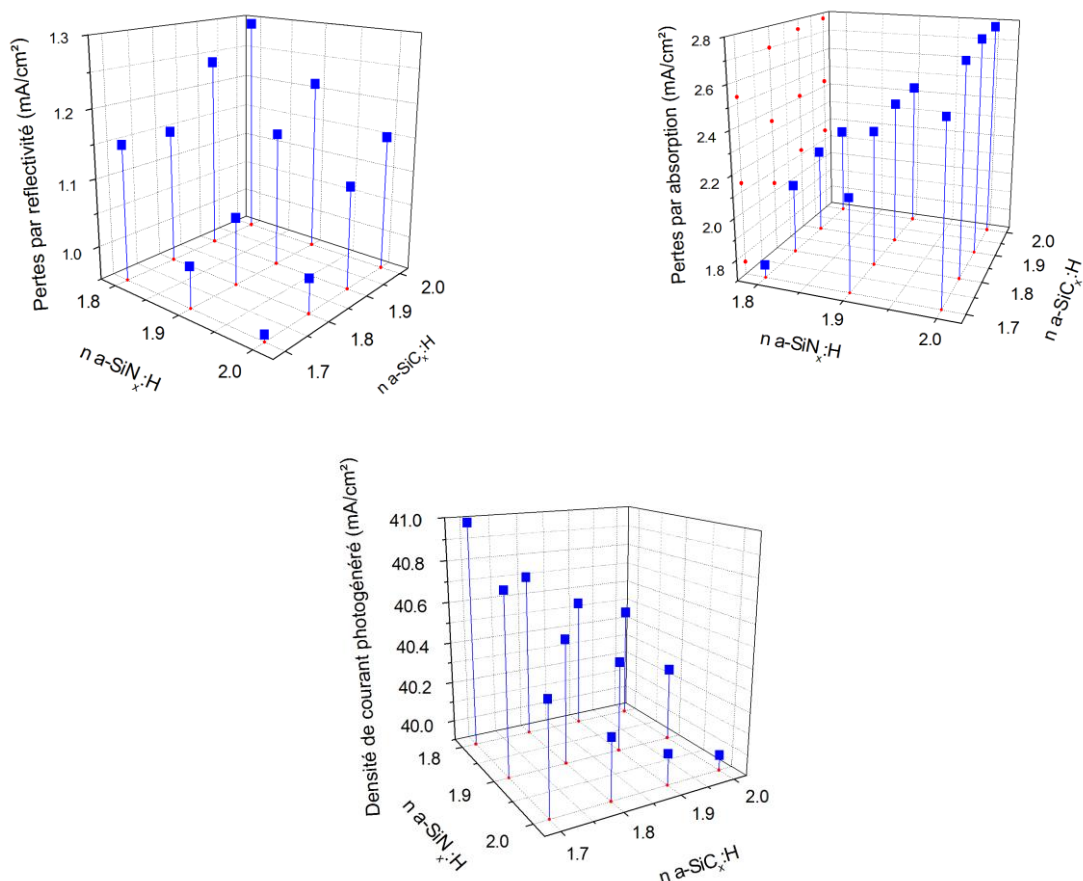
- Quatre couches de a-SiC<sub>x</sub>:H différentes  $n=[1.7, 1.8 ; 1.9 ; 2]$
- Trois couches de a-SiN<sub>x</sub>: H différentes  $n=[1.8; 1.9; 2]$

Pour les simulations optiques, un éclaircissement AM1.5G a été considéré. Un substrat texturé de 200µm d'épaisseur a été utilisé et les recombinaisons dans le volume seront négligées.

## 4.1. Optimisation optique

Deux paramètres sont essentiels pour l'obtention d'une bonne pénétration des photons dans le substrat, lieu de la photo-génération. Tout d'abord, la réflectivité de l'empilement proposé doit être la plus faible possible pour permettre à un maximum de photons d'accéder au substrat. L'absorption des couches en face avant doit être aussi la plus faible possible car tous les photons absorbés recombineront sans pouvoir atteindre la structure de collecte qui est en face arrière dans une cellule IBC.

Si on regarde l'évolution des pertes par réflectivité et par absorption simulées en fonction de la bicouche anti-reflet utilisée (Figure III.18), on remarque qu'un indice de réfraction faible pour le carbure de silicium est favorable. Tandis que le nitrure de silicium doit avoir un indice de réfraction fort pour limiter la réflectivité (gradient d'indice plus favorable) et un indice de réfraction faible pour limiter son absorption (Figure III.8). Cependant, il se trouve que l'effet des pertes par absorption prédomine par rapport aux pertes par réflectivité. Il faudra donc privilégier l'utilisation de couches transparentes. Ainsi, l'optimum optique sera obtenu pour une bicouche  $a\text{-SiN}_x\text{:H}$  ( $n=1.8$ ) /  $a\text{-SiC}_x\text{:H}$  ( $n=1.7$ ). Ces remarques sont à considérer quelle que soit la couche de passivation de surface utilisée car les tendances sont les mêmes.



**Figure III.18.** Pertes optiques en fonction des indices de réfraction des couches de l'empilement CAR et courant photogénéré dans le substrat. Valeurs obtenues par simulation optique en utilisant une couche de passivation de  $a\text{-Si:H}$  ( $E_G=1.73$ )

En ce qui concerne la couche de silicium amorphe, plus son énergie de gap sera élevée, et moins elle absorbera. Il paraît donc évident qu'il faudra une couche avec un  $E_G$  élevé. On peut tout de même souligner le caractère linéaire de l'augmentation de courant photo-généré en fonction du  $E_G$  de la couche de passivation de surface recouverte de a-SiN<sub>x</sub>:H (n=1.8)/ a-SiC<sub>x</sub>:H (n=1.7). (Figure III.19).

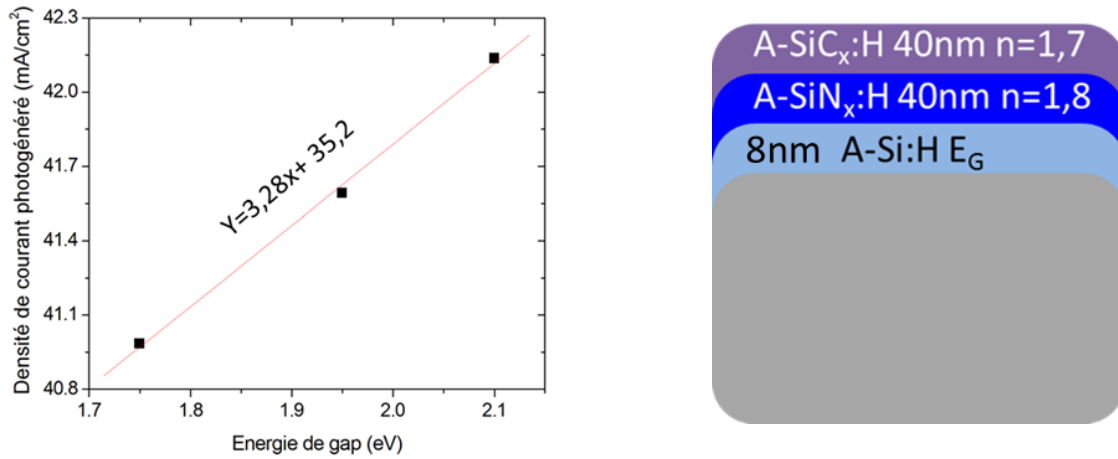


Figure III.19. Densité de courant photogénéré en fonction de l'énergie de gap de la couche de passivation de surface.

## 4.2. Optimisation globale

L'influence de la  $S_{eff}$  sur le  $J_{cc}$  a été évaluée à l'aide de simulation 2D. Elle montre que pour les  $S_{fav}$  comprises entre 5 et 40 cm.s<sup>-1</sup> la valeur de  $J_{cc}$  décroît de 0.09 mA.cm<sup>-2</sup> par cm.s<sup>-1</sup> supplémentaire. Cette valeur est à considérer par rapport à une structure de face avant idéale ( $S_{eff}$  nulle). En intégrant les pertes par recombinaison et en les combinant avec les résultats optiques obtenus précédemment, on peut donc comparer les courants de court-circuit théoriques obtenus pour chaque couche de passivation de surface et déterminer un optimum.

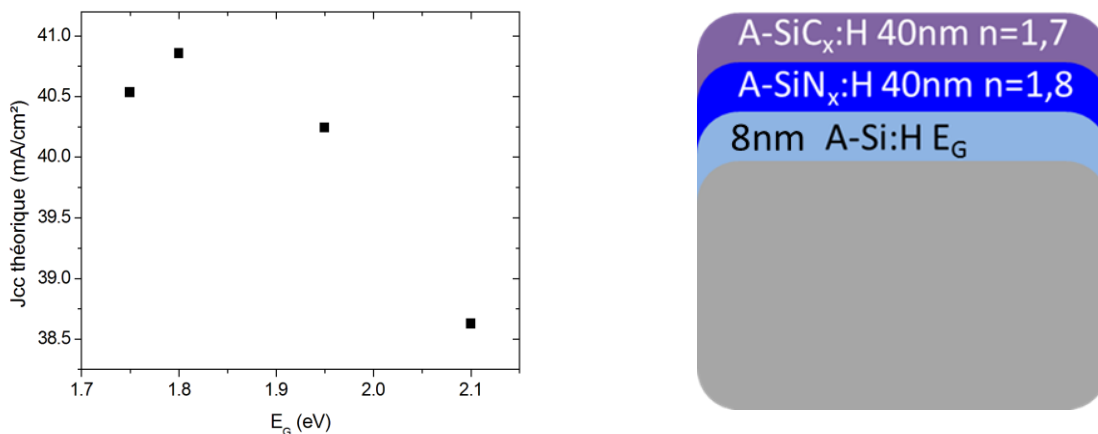


Figure III.20. Densité de courant de court-circuit théorique en fonction de l'énergie de gap de la couche de passivation de surface. Ces résultats prennent en compte les pertes par absorption ainsi que les  $S_{eff}$  des différentes couches.



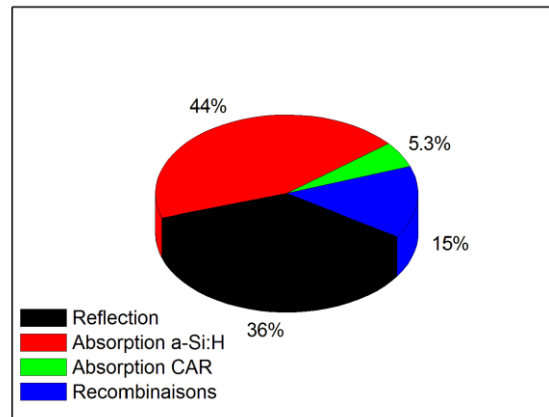
On observe un optimum de  $40.9 \text{ mA.cm}^{-2}$  autour de  $1.8\text{eV}$  pour une couche sans azote ajouté. En effet, le gain optique obtenu pour des couches de  $8\text{nm}$  avec azote ne permet pas de compenser les pertes par recombinaison induites par l'ajout d'impuretés. Une étude plus précise entre  $1.8$  et  $1.9\text{eV}$  devra être faite de manière à déterminer avec précision la couche optimale et le gain possible.

## Conclusions du chapitre III

Dans ce chapitre une optimisation optique et électrique de la face avant a été effectuée au moyen de simulation en intégrant les contraintes liées au procédé de fabrication. Un empilement optimal avec les couches à notre disposition a été proposé, constitué de

- Une couche de passivation de surface a-Si:H de 8 nm avec une énergie de gap autour de 1.8eV
- Une couche de a-SiN<sub>x</sub>:H de 40nm avec n=1.8eV
- Une couche de a-SiC<sub>x</sub>:H de 40nm avec n=1.7eV

Les pertes en  $J_{cc}$  obtenues par rapport au courant photo-généré théorique de 43.9 mA/cm<sup>2</sup> (donnée obtenue par simulation) sont encore assez importantes (3 mA.cm<sup>-2</sup>). Si on regarde leur répartition, l'absorption des couches semble le facteur prépondérant dans la chute du courant. Elle est en grande partie due à l'absorption dans le a-Si:H (1.36 mA.cm<sup>-2</sup>).



**Figure III.21.** Répartition des pertes en  $J_{cc}$  dues à la face avant de la cellule pour l'empilement optimal

Pour obtenir de meilleures performances, on peut alors penser qu'il ne faut pas utiliser de a-Si:H pour la passivation de la face avant. Pour ce faire, il sera nécessaire d'implémenter des couches de passivation de surface plus transparentes comme les couches a-SiO<sub>2</sub> ou a-Si:N<sub>x</sub> déposées à haute température avec un FSF de manière à être moins sensible aux recombinaisons de surface [Mingirulli11]. Pour le FSF, on peut aussi envisager l'implémentation d'une couche dopée de silicium cristallin épitaxié déposée à basse température [Roca12].



# Chapitre IV: Optimisation des cellules Si-HJ et IBC Si-HJ

---

Les procédés de structuration des couches de silicium amorphe présentés au chapitre I nous ont permis de fabriquer des cellules IBC Si-HJ. Dans ce chapitre, plusieurs aspects liés à l'optimisation de ces dispositifs sont étudiés.

En premier lieu, différentes géométries des zones émetteur et BSF en face arrière ont été testées. Au niveau expérimental, ces variations ont été faites sur des cellules Si-HJ standard ou à émetteur inversé. Ces structures nous permettent d'étudier séparément l'effet du changement de géométrie de ces deux couches.

Ensuite, une étude sur les voies d'optimisation de la géométrie de la face arrière de cellules IBC Si-HJ est présentée, à l'aide de simulations et des tendances obtenues sur les structures Si-HJ. Au niveau expérimental, une variation du contact sur le BSF est présentée.

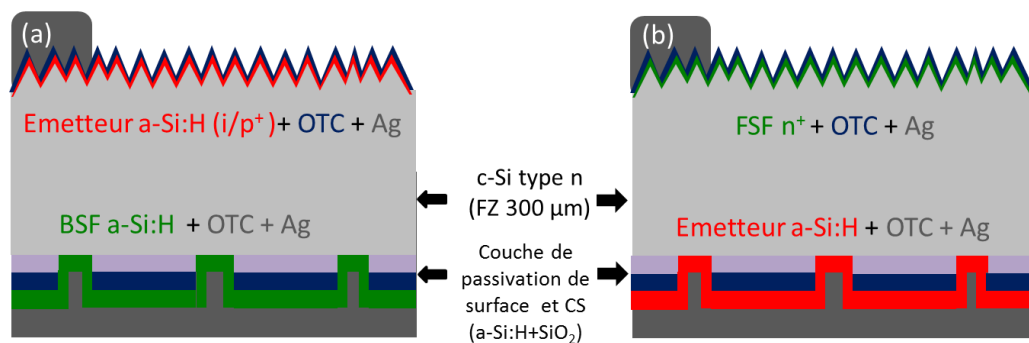
Enfin, l'implémentation d'une texturation de surface en face avant est proposée. Cela a impliqué une étude de l'influence de la surface du substrat en face arrière sur les performances des dispositifs IBC Si-HJ. .

# 1. Géométrie des zones émetteur et BSF sur des structures « point contact »

## 1.1. Introduction

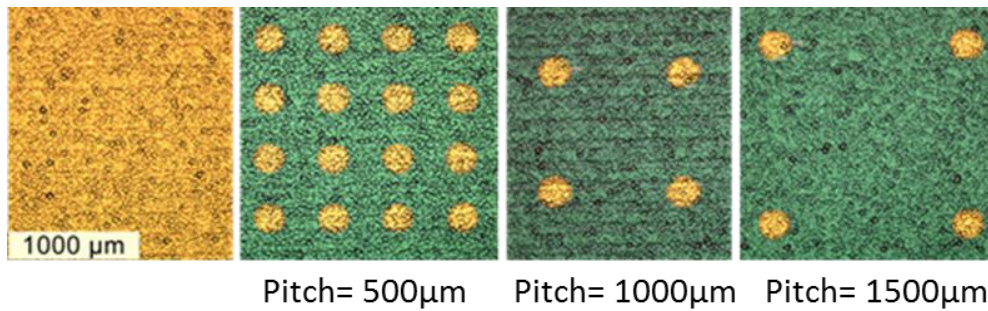
Les structures à contact localisé sont très souvent utilisées sur des cellules à homojonction comme par exemple sur la structure PERL (voir l'état de l'art). Dans cette étude nous allons appliquer cette technologie à hétérojonction afin d'évaluer l'influence de la localisation des zones dopées sur les performances des cellules Si-HJ. En effet pour la technologie IBC, les zones d'émetteur et de BSF sont localisées sur une fraction seulement de la surface du substrat.

Les cellules fabriquées ont un émetteur ou un BSF contacté localement tandis que le reste de la face arrière est passivé à l'aide d'une couche de a-Si:H intrinsèque de 20nm qui garantit une passivation de surface optimale (Figure IV.1). On pourra ainsi faire varier la géométrie du BSF en face arrière indépendamment de l'émetteur (et inversement), ce qui n'est pas le cas sur une cellule IBC Si-HJ. Il sera donc possible de découpler les effets de la variation de la géométrie de chaque couche dopée sur les performances cellule.



**Figure IV.1.** Cellule solaire Si-HJ à contacts localisés avec : Émetteur en face avant (a) Émetteur en face arrière (émetteur inversé) (b). Substrat épais de 300µm

Le procédé de fabrication utilisé pour la localisation des zones dopées est le procédé par sérigraphie présenté au chapitre I. La localisation a été effectuée sous forme de disques de 200 µm de diamètre (Figure IV.2).



**Figure IV.2.** Photographie de la face arrière des cellules avec différentes distances entre les points (*pitch*). De gauche à droite la fraction de la surface contactée est de 100% (pas de couche de passivation), 16%, 4%, 2%.

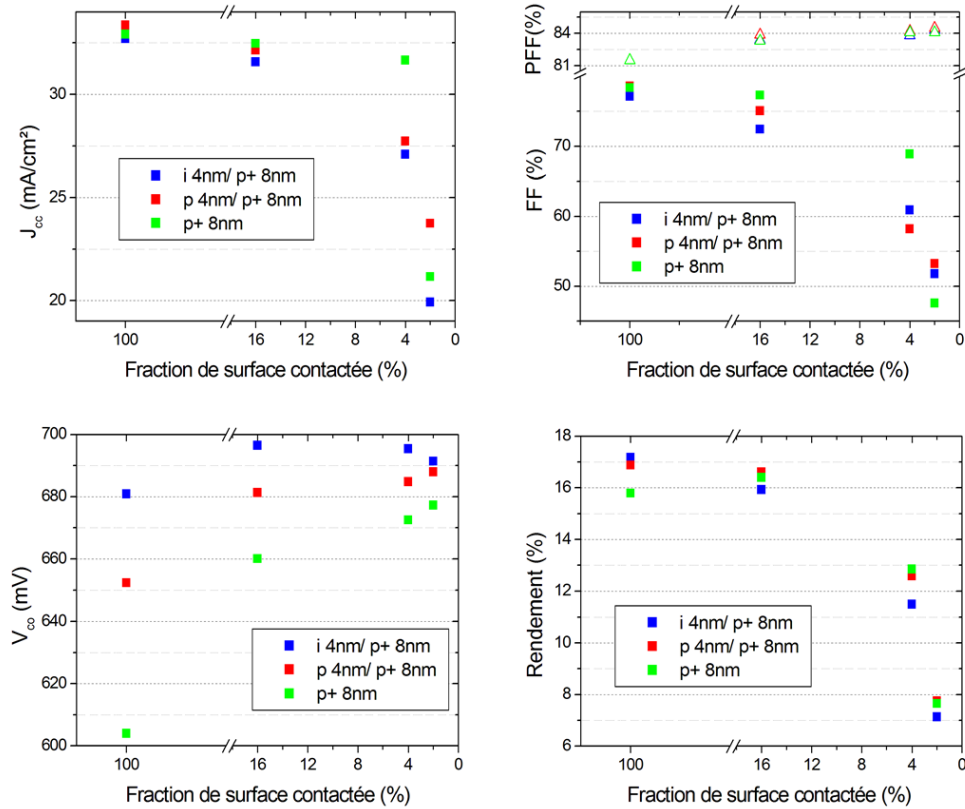
L'expérience a été réalisée avec des substrats c-Si FZ (Float-Zone) de résistivité 3  $\Omega$ .cm, texturés en face avant et polis en face arrière avec une solution de KOH concentré.

## 1.2. Géométrie de la zone d'émetteur

Pour cette expérience trois types d'émetteurs ont été comparés :

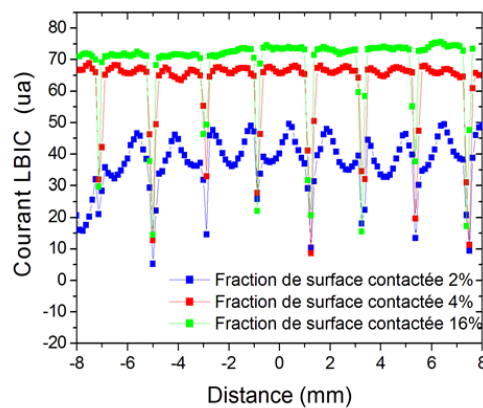
- une couche  $p^+$  (conductivité sous obscurité:  $1.5 \times 10^{-3} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$ ) de 8nm
- cette même couche empilée sur une couche intrinsèque (conductivité sous obscurité:  $8 \times 10^{-8} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$ ) de 4nm (i/ $p^+$ )
- cette même couche empilée sur une couche faiblement dopée (conductivité sous obscurité:  $9 \times 10^{-6} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$ ) de 4nm (p/ $p^+$ ).

L'influence de la fraction de surface contactée avec le substrat c-Si pour chaque émetteur est présentée en figure IV.3. Les résultats montrent une amélioration de la  $V_{co}$  avec une fraction contactée faible tandis que le  $J_{cc}$  et le FF se dégradent.



**Figure IV.3.** Paramètres électriques de cellule Si-HJ avec émetteur en face arrière en fonction de la surface d'émetteur en contact avec le substrat.

La tendance obtenue sur la  $J_{cc}$  est principalement due à une mauvaise collection des porteurs minoritaires comme le montre la mesure LBIC (Light Beam induced Current [Zook81]) présentée en figure IV.4. En effet, le courant est faible entre les zones contactées et cet effet augmente quand la fraction de surface contactée est faible. La mesure LBIC est très faible sous les lignes de la grille de métallisation (zones avec une diminution brutale du courant), cela est dû uniquement à l'ombrage optique qui empêche les photons de pénétrer dans la cellule et donc la photo-génération.



**Figure IV.4.** Courant LBIC pour une longueur d'onde du faisceau incident de 406nm obtenu sur des cellules avec différentes fractions de surface contactées par un émetteur  $i/p^+$

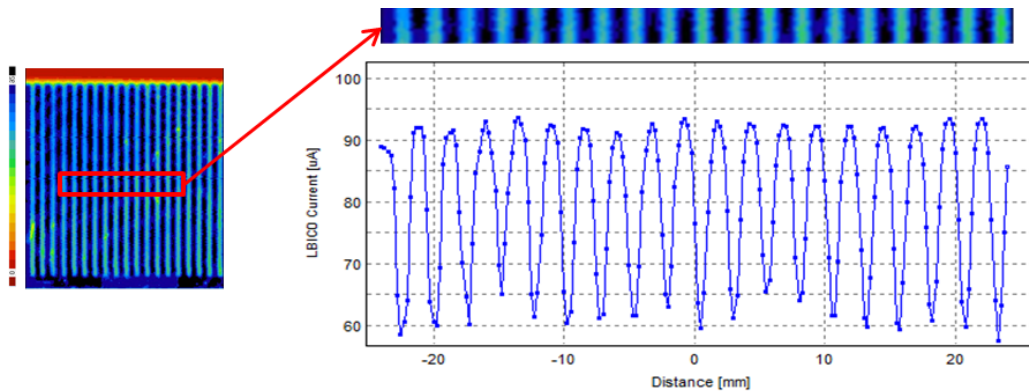
Le calcul de la longueur de diffusion des trous  $L_h$ , pour le substrat utilisé (relation 1) et la passivation de surface mise en œuvre montre que, dans le cas où les zones de contacts sont éloignées, la longueur de diffusion est plus faible que la distance entre deux ouvertures. Par conséquent, les trous photogénérés loin d'un contact donc de la jonction recombieront avant d'être collectés. Pour limiter ce phénomène, il faudrait une meilleure passivation de surface entre les zones de contact ce qui augmenterait la longueur de diffusion des porteurs minoritaires dans le substrat et augmenterait leur probabilité d'être collectés.

$$L_h = (D_h \times \tau_{eff})^{\frac{1}{2}} = 980 \mu m \quad (1)$$

$D_h$  : constante de diffusion des trous dans le substrat

$\tau_{eff}$  : Durée de vie effective des porteurs minoritaires dans le substrat

Ce phénomène est aussi présent sur les cellules IBC (Figure IV.5) pour les porteurs photogénérés au-dessus des zones de BSF. Il est le plus souvent appelé « ombrage électrique » [Granek09].



**Figure IV.5.** Courant LBIC pour une longueur d'onde du faisceau incident de 976nm sur une cellule IBC Si-HJ

Le type d'émetteur déposé est aussi un paramètre prépondérant car plus l'émetteur est dopé, plus la probabilité de collection des porteurs minoritaires est importante. Ceci est probablement lié à un effet de champ induit plus important et à une conductivité de l'émetteur plus élevée. Malheureusement, l'implémentation d'un émetteur dopé n'est pas une solution que l'on peut retenir étant donné la chute de la  $V_{co}$  qu'elle entraîne.

Les pertes de FF observées en diminuant la fraction contactée par l'émetteur sont probablement dues à une augmentation de la résistance série dans le substrat (résistance latéral) et dans l'émetteur. En effet, la mesure de  $SunsV_{oc}$  à 1 soleil montre des valeurs très élevées de Pseudo FF (PFF) dans tous les cas. L'augmentation du PFF en fonction de la diminution de la fraction d'émetteur semble artificielle. Les valeurs obtenues supérieures à 84% semblent en effet surprenantes, une étude sur la possible déviation de la mesure  $SunsV_{oc}$  quand la résistance série est très élevée serait à effectuer pour confirmer ou infirmer nos résultats. Les pertes dans l'émetteur peuvent être attribuées en partie à une augmentation de la résistance de contact due à la diminution de la surface en contact avec le c-Si (relation 2).

$$R_{contact} = \frac{\rho_{contact}}{S} \quad (2)$$

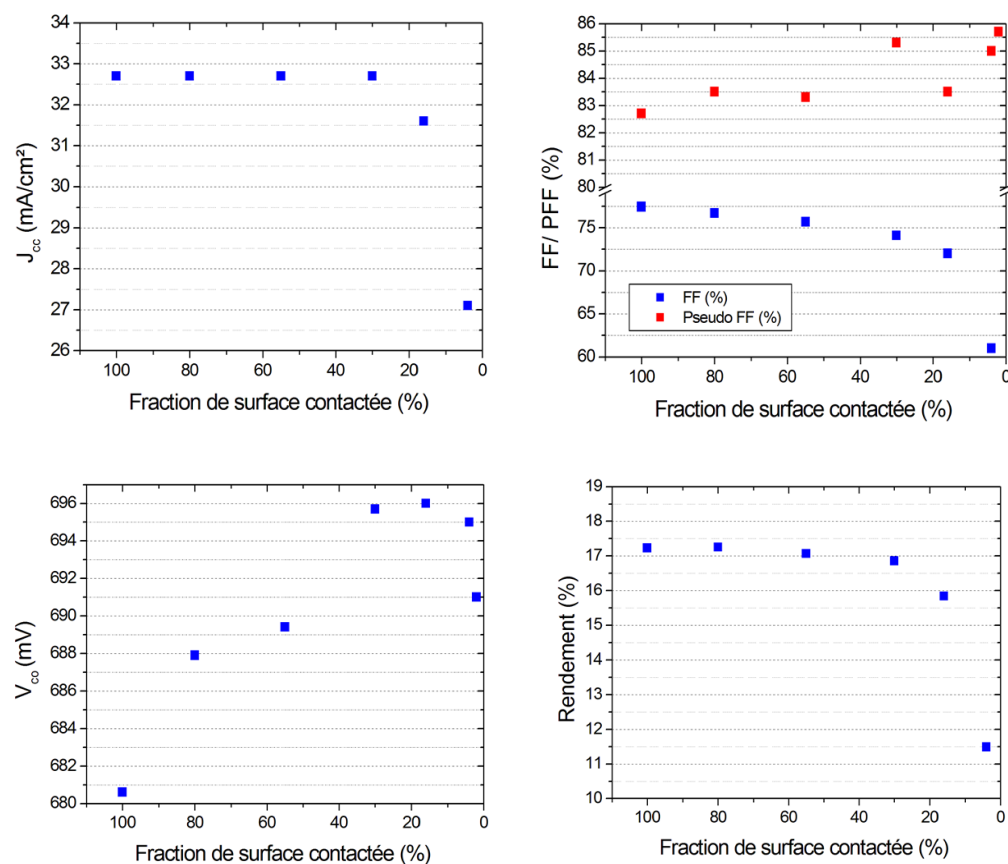


$\rho_{\text{contact}}$  : Résistivité du contact émetteur/ c-Si ( $\Omega.\text{cm}^2$ ) – Constante pour un type d'émetteur

S : Surface du contact

En conclusion, pour les différents empilements d'émetteur déposés dans cette étude, la fraction de surface contactée par l'émetteur ne doit pas être inférieure à 16% pour éviter la diminution des performances. En effet, l'augmentation de la qualité de la passivation de surface introduite par le contact localisé ne compense pas les pertes en conductivité qu'il induit dans cette gamme de fraction contactée.

Ainsi, des fractions contactées plus élevées ont été essayées pour trouver un optimum de la géométrie (Figure IV.6). Seule un empilement émetteur  $i/p^+$  semble intéressant dans la gamme de fraction de surface 16%-100% car les deux autres émetteurs induisent trop de pertes en  $V_{\text{co}}$  ce qui diminue le rendement de la cellule.

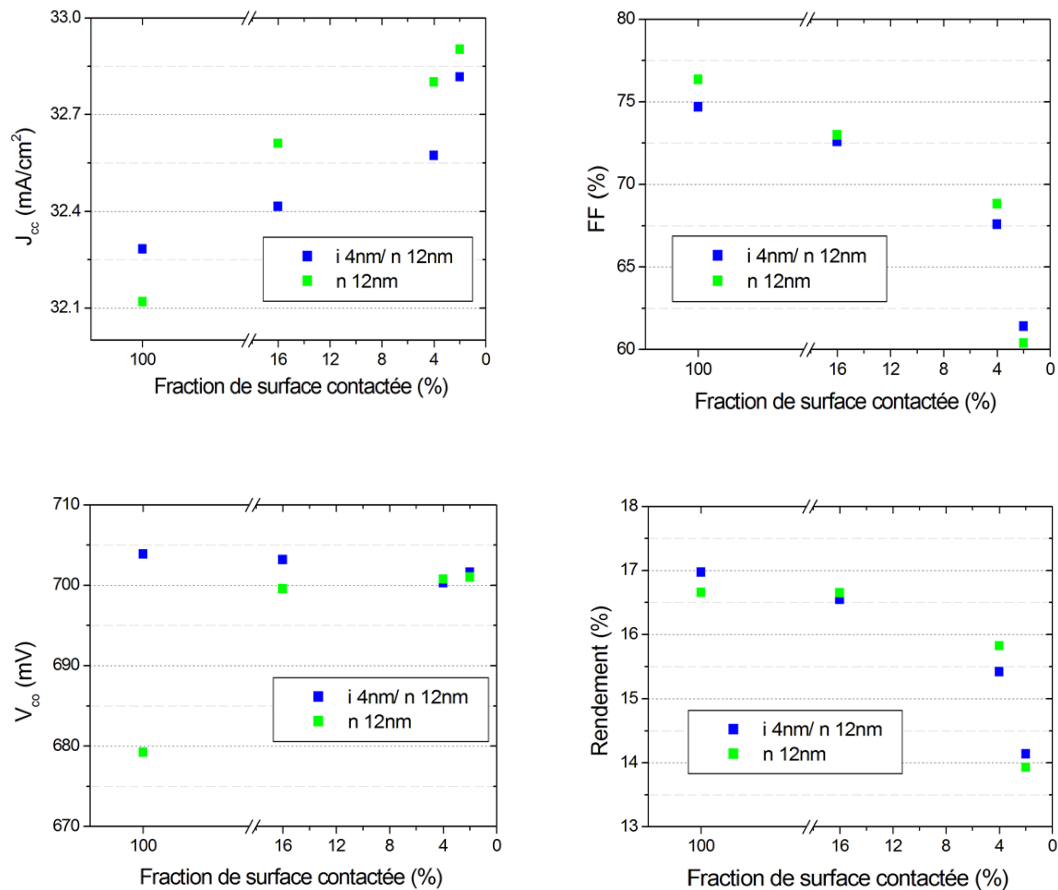


**Figure IV.6.** Paramètres électriques de cellule Si-HJ avec émetteur en face arrière en fonction de la surface d'émetteur en contact avec le substrat.

On soulignera que pour une fraction de 80%, on a un rendement plus élevé de 0.2% absolu par rapport à une cellule avec un émetteur occupant toute la surface. Pour cette fraction contactée la perte en FF induite par une résistance de contact plus élevée est compensée par la hausse de la passivation de surface.

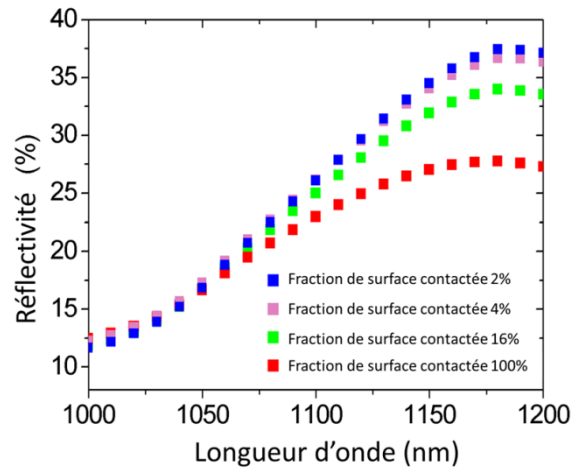
### 1.3. Géométrie de la zone de BSF

Pour cette expérience deux couches différentes de BSF ont été confrontées : une couche de a-Si:H de type n d'épaisseur 12nm et cette même couche empilée sur 4nm de a-Si:H intrinsèque. L'influence de la fraction de surface contactée avec le substrat c-Si pour chaque BSF est présentée en figure IV.7.



**Figure IV.7.** Paramètres électriques de cellules Si-HJ en fonction de la surface de BSF en contact avec le substrat

La valeur de la  $J_{cc}$  augmente avec la diminution de la fraction de BSF pour les deux types de BSF. La même tendance est aussi observée pour la réflectivité de la face arrière de la cellule (Figure IV.8.) ce qui démontre que l'empilement de passivation de surface a-Si: H / SiO<sub>2</sub> déposé entre les ouvertures réfléchit plus la lumière que la couche de BSF.



**Figure IV.8.** *Réflectivité de cellules Si-HJ avec différentes fractions de surface contactée pour le BSF pour des longueurs d'onde comprises entre 1000nm et 1200nm*

En ce qui concerne la  $V_{co}$ , quand un BSF a-Si: H (i/n) est déposé, aucune amélioration n'est observée avec la diminution de la fraction de BSF contactée. Ceci est dû au niveau de passivation de surface déjà très élevé de l'empilement a-Si: H (i/n). Au contraire, avec un BSF a-Si: H (n) qui induit une moins bonne passivation de surface, l'augmentation de la  $V_{co}$  est très forte.

L'évolution du FF est très similaire à celle observée précédemment avec des cellules à émetteur inversé. On a donc une augmentation de la résistance série du BSF ce qui fait diminuer le FF de la cellule. Pour un BSF conducteur (a-Si: H de type n) aucune diminution n'est observée entre 100% et 16% de fraction de BSF contactée.

En conclusion, même si aucune amélioration du rendement n'a été observée sur les cellules possédant un BSF localisé, des performances égales aux cellules contactées sur toute la surface ont été obtenues. En effet, comme la réflexion augmente avec la présence de l'empilement de passivation, il est intéressant de garder une fraction de surface contactée faible pour améliorer le  $J_{cc}$  de la cellule. En améliorant la passivation de surface entre les ouvertures, on pourrait avoir une augmentation de la  $V_{co}$  même pour un BSF a-Si: H (i/n). La conductivité de l'empilement i/n doit aussi être augmentée pour limiter les pertes résistives pour ces gammes de fraction comme c'est le cas pour a-Si: H (n). L'augmentation conjointe de la  $V_{co}$  et de la  $J_{cc}$  pourrait dans ce cas apporter un gain par rapport à une cellule Si-HJ standard.

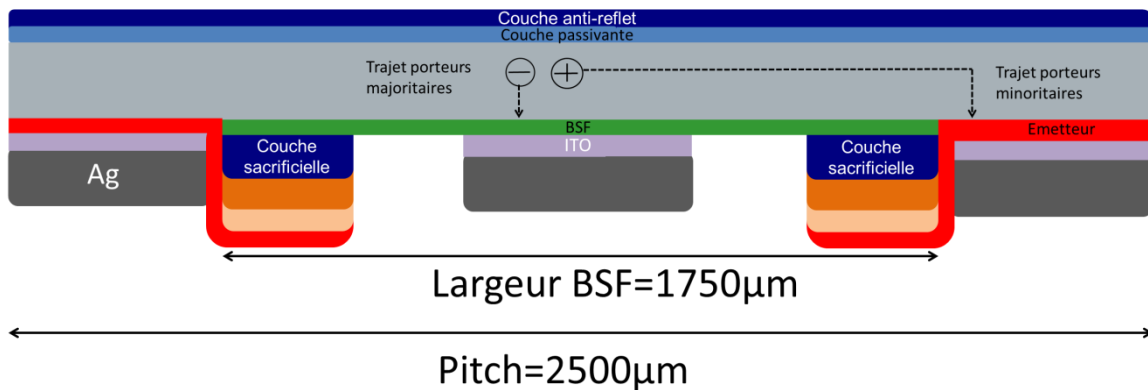
## 2. Optimisation des cellules IBC Si-HJ

### 2.1. Optimisation de la géométrie en face arrière

#### 2.1.1. Augmentation de la fraction d'émetteur

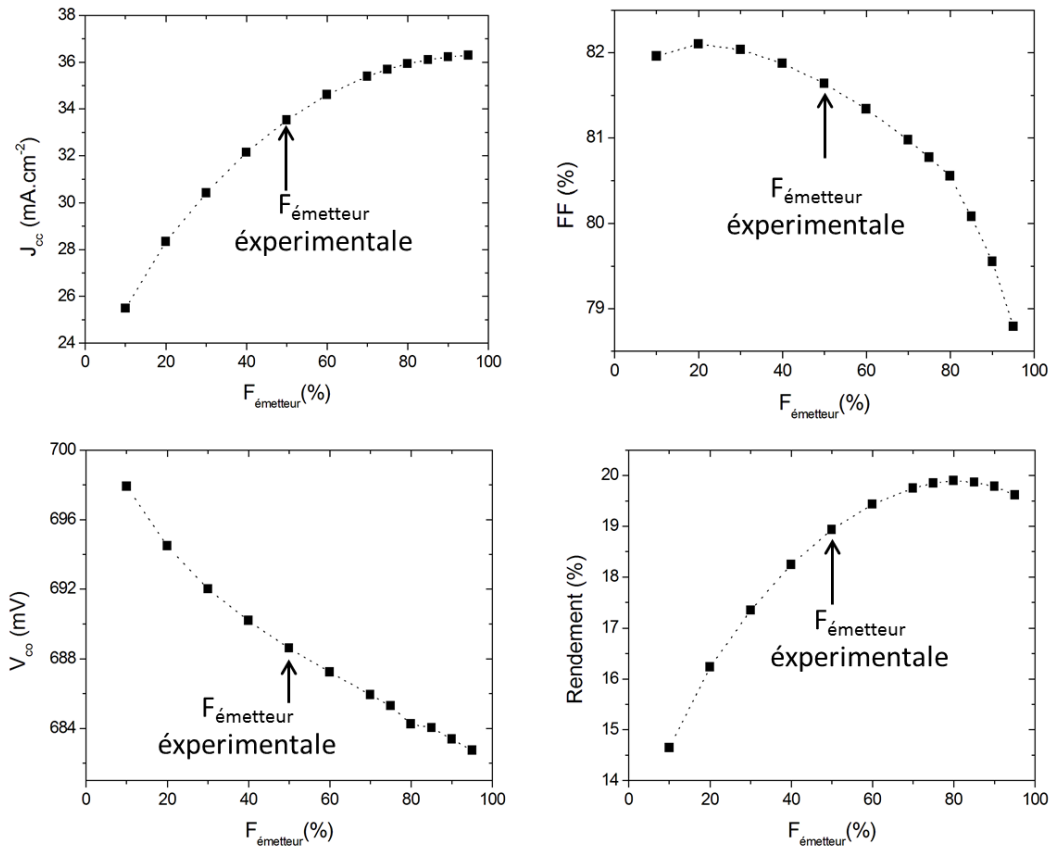
Dans la partie précédente, il a été vu qu'une fraction d'émetteur ( $F_{\text{émetteur}}$ ) élevée limitait l'ombrage électrique. Ainsi, une fraction supérieure à 30% permet de maximiser la collection des porteurs minoritaires. Cependant, dans l'expérience précédente la variation de  $F_{\text{émetteur}}$  a été réalisée en faisant varier la taille du motif (pitch). Une fraction contactée de 30% correspond donc à une distance entre ouvertures de  $375 \mu\text{m}$  et donc à un parcours latéral des porteurs minoritaires de  $187 \mu\text{m}$  au maximum pour rejoindre l'émetteur.

Pour la mise en œuvre d'une cellule IBC Si-HJ, il est difficile de travailler avec de telles géométries pour des raisons de précision d'alignement, notamment lors de l'étape de métallisation par sérigraphie. On doit donc travailler avec des distances plus grandes. Le pitch utilisé sur les cellules expérimentales est de  $2500 \mu\text{m}$ . Pour faire varier la fraction d'émetteur, on préférera donc changer la largeur des zones dopées et travailler à pitch constant. Dans ce cas, l'effet l'ombrage électrique sera sans doute plus critique étant donnée la distance que les porteurs minoritaires auront à parcourir dans le substrat. Par exemple, pour une  $F_{\text{émetteur}}$  de 30%, le BSF fera  $1750 \mu\text{m}$  de large (Figure IV.9) Les porteurs minoritaires auront donc au maximum  $875 \mu\text{m}$  à parcourir en latérale avant de rejoindre l'émetteur, il y aura donc encore une probabilité de collection faible.



**Figure IV.9.** Représentation schématique d'une cellule IBC Si-HJ avec un pitch de  $2500 \mu\text{m}$  et une fraction d'émetteur de 30%

Un demi-pitch de la structure expérimentale a été simulé avec le modèle 2D décrit en annexe et une fraction d'émetteur évoluant de 10% à 95%. Les résultats obtenus sont présentés en figure IV.10.



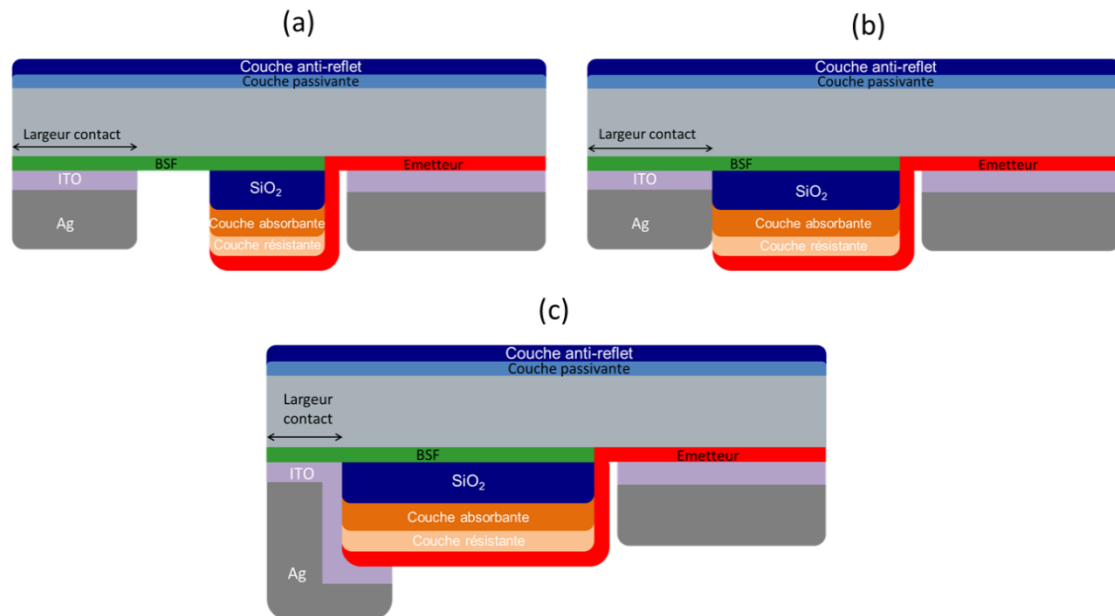
**Figure IV.10.** Paramètres électriques de cellule IBC Si-HJ obtenus par simulation 2D en faisant varier la fraction d'émetteur de 10% à 95%

Ces simulations sont un bon indicateur des gains que nous pouvons espérer sur la structure expérimentale en changeant la géométrie de la face arrière. Les cellules fabriquées dans la partie II (Figure II.20) ont une  $F_{\text{émetteur}}$  d'environ 50%. Selon la simulation, on a un optimum des performances pour une  $F_{\text{émetteur}}$  de 80% ce qui permettrait une augmentation absolue de la  $J_{\text{cc}}$  de  $2.4 \text{ mA.cm}^{-2}$  avec une diminution du FF et de la  $V_{\text{co}}$  respectivement de 1.1 % et 4.4 mV. Finalement, on peut s'attendre à un gain en rendement de 1% absolu en passant à une  $F_{\text{émetteur}}$  de 80%.

La perte en  $V_{\text{co}}$  est due à une qualité de passivation de surface plus faible dans les zones recouvertes par l'émetteur que dans celles recouvertes par le BSF, ce qui est le cas expérimentalement. En travaillant sur l'empilement de l'émetteur, on pourrait donc limiter ces pertes. Par ailleurs, la diminution du FF quand la  $F_{\text{émetteur}}$  est élevée est due à une augmentation de la résistance série du BSF. En travaillant sur la conductivité du BSF, on pourrait donc, comme pour les cellules Si-HJ à BSF localisés, limiter cette diminution. Ainsi, si l'augmentation de  $F_{\text{émetteur}}$  n'entraîne aucune diminution du FF et de la  $V_{\text{co}}$ , le potentiel de gain absolu sur le rendement est de 1.4% absolu en passant à une  $F_{\text{émetteur}}$  de 80%.

2.1.2. Fraction de contact de la métallisation sur le BSF

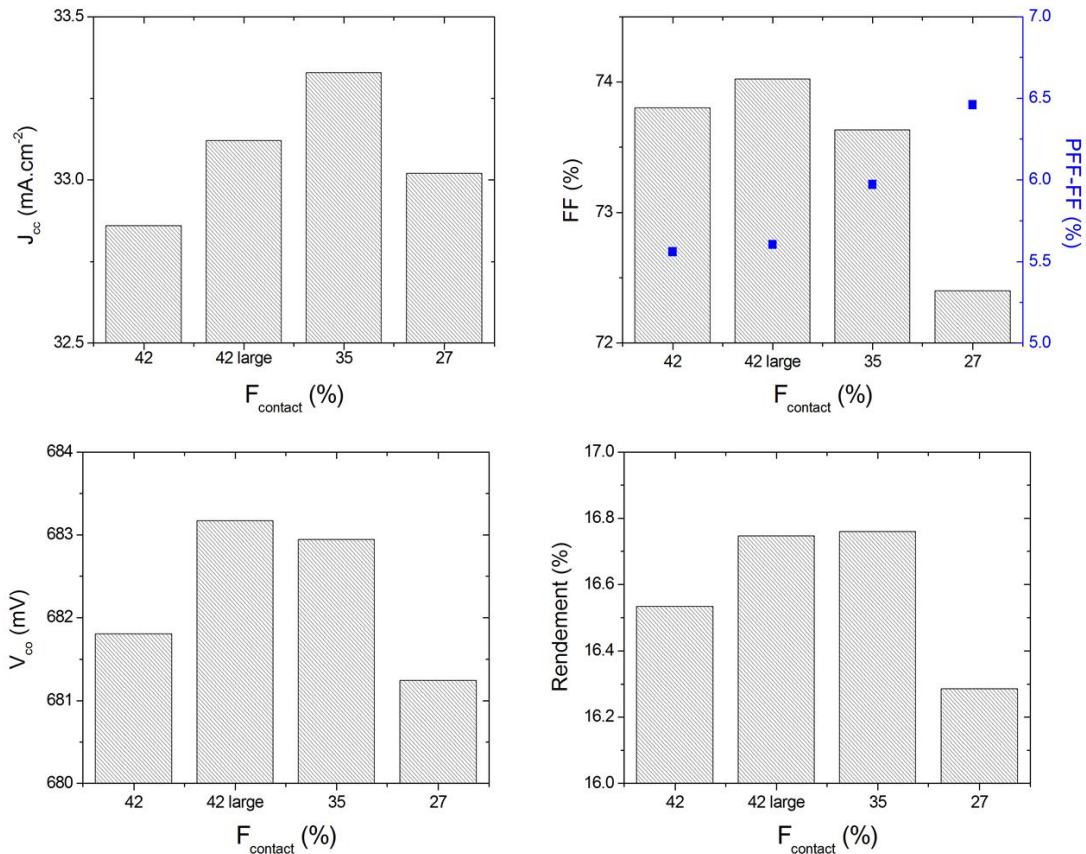
L'effet de la fraction de surface de l'électrode de collecte sur l'émetteur a été très largement discuté au préalable [Desrués09]. En effet, un comportement similaire à celui causé par une faible résistance parallèle mais n'étant pas détectable sur le PFF mesuré avec la mesure SunsVoc avait été identifié dans le cas de fractions faibles. Un contact sur l'intégralité de l'émetteur est donc nécessaire pour limiter les recombinaisons dans celui-ci. Il convient donc d'étudier aussi l'effet de la fraction de surface de l'électrode de collecte sur le BSF ( $F_{\text{contact}}$ ) de manière à déterminer si des contraintes similaires existent. Pour à le vérifier, les structures présentes en figure IV.11 ont été fabriquées et confrontées expérimentalement.



**Figure IV.11.** Structures de cellule IBC Si-HJ avec une fraction de contact sur le BSF de 42% (a), de 42% et une zone de recouvrement large (b), <42% (c)

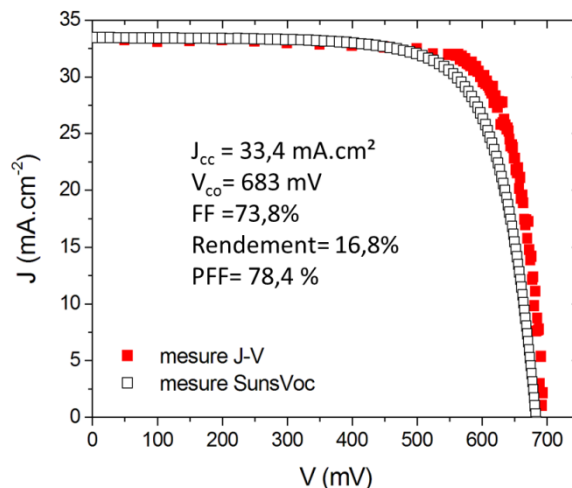
Elles ont été obtenues en faisant varier la largeur de la deuxième gravure pendant la localisation de couches de a-Si: H (chapitre I) tout en maintenant une métallisation identique. Cela permet de faire varier la largeur du contact sur le BSF sans changer le volume de métallisation déposé par sérigraphie donc à résistance de ligne constante. Ainsi, on découple l'effet de la largeur du contact de l'effet de la variation de la résistance des lignes. Les résultats obtenus pour  $F_{\text{contact}}$  allant de 27% à 42% sont présentés en figure IV.12.

Une diminution du FF est observée pour  $F_{\text{contact}}$  faible. Elle peut être attribuée à une hausse de la résistance série qui est proportionnelle à la différence entre le PFF (FF sans prise en compte de la résistance série du dispositif) et le FF des cellules. La résistance des doigts étant la même, cette hausse est due uniquement à l'augmentation de la résistance de contact avec la réduction de la surface de BSF contactée. Il est donc préférable de garder  $F_{\text{contact}}$  élevée pour limiter les pertes résistives.



**Figure IV.12.** Paramètres électriques de cellules IBC Si-HJ en fonction de la fraction de surface du contact sur le BSF. 42 large :  $F_{\text{contact}}=42\%$  avec zone de recouvrement large.

En outre, au vu des courbes J-V obtenues (Figure IV.13), il n'a pas été observé de comportement similaire à celui d'un émetteur partiellement contacté. Au contraire, la comparaison de la courbe obtenue avec le SunsVoc et avec le simulateur solaire confirme la présence d'une résistance série forte sur les cellules. Nos résultats viennent donc infirmer l'hypothèse développée par une étude réalisée au préalable qui mettait en lien une faible  $F_{\text{contact}}$  avec un comportement type résistance parallèle [Haschke13].



**Figure IV.13.** Courbe J-V à 1 soleil d'une cellule IBC Si-HJ pour  $F_{\text{contact}} = 42\%$



Un phénomène intéressant est observé sur la  $J_{cc}$ . En effet, quand la zone de recouvrement s'élargit ( $F_{\text{contact}}$  diminue), on remarque que ce paramètre augmente (pour  $F_{\text{contact}} \geq 35\%$ ). On peut attribuer l'évolution de la  $J_{cc}$  à une augmentation de la réflectivité de la face arrière résultant d'une fraction de surface recouverte par l'empilement a-Si: H /SiO<sub>2</sub> plus élevée, l'empilement a-Si: H /SiO<sub>2</sub> étant un meilleur réflecteur que le BSF (Figure IV.8). Par conséquent, les cellules avec une largeur de la zone de recouvrement plus importante ont un rendement plus élevé (à l'exception de celle  $F_{\text{contact}}=27\%$ ). Il est donc intéressant d'avoir une zone de recouvrement large pour optimiser les propriétés optiques de la face arrière.

## 2.2. Texturation de la face avant

### 2.2.1. Introduction

La texturation de surface est capitale pour l'augmentation du rendement des cellules IBC Si-HJ. Les résultats de simulations optiques (OPAL) sur les couches présentes en face avant des cellules IBC Si-HJ expérimentales montrent que le gain théorique sur la  $J_{cc}$  induit par l'implémentation d'une texturation aléatoire est déterminé à 3.3 mA.cm<sup>2</sup>, ce qui conduirait à une augmentation considérable du rendement de la cellule.

Cependant, l'introduction de la texturation de surface impose certaines contraintes sur le procédé de fabrication. En effet, le procédé de texturation de surface standard, par voie chimique, est bifacial. La texturation de la face avant entraînera donc la texturation de la face arrière. A cause du confinement optique induit par la texturation de surface, il est plus difficile de contrôler l'ablation laser mise en jeu pendant la localisation des couches de a-Si:H sur une telle surface.

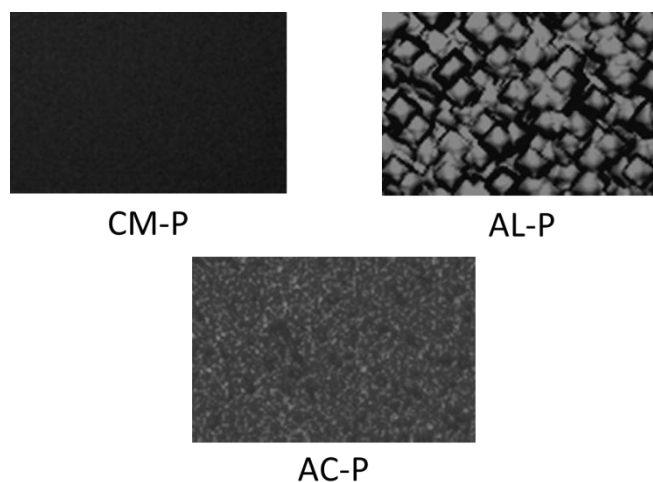
Il apparaît donc plus opportun d'effectuer ce procédé sur une surface polie même si cela implique une étape de polissage de la face arrière après texturation. De plus, le procédé de localisation de couches a-Si: H par voie laser a été développé sur surface polie CM-P (Chemical Mechanical Polishing) qui garantit une planéité avec une rugosité nanométrique. Cependant, pour des raisons industrielles, une surface polie chimiquement serait préférable. Il faut donc vérifier si le changement de morphologie en surface résultant d'un tel polissage est compatible avec le procédé laser développé et si les performances des cellules fabriquées ne sont pas dégradées.

### 2.2.2. Influence de l'état de surface du c-Si

De manière à vérifier l'influence de la morphologie de la face arrière sur les performances des cellules IBC Si-HJ, différents substrats de résistivité 1-5 Ω.cm ont été préparés et comparés. Pour cette expérience les deux faces (avant et arrière) ont la même morphologie. Trois types de polissage ont été comparés : le polissage alcalin (AL-P, dans une solution de KOH concentré), le polissage acide (AC-P, dans une solution de HF : HNO<sub>3</sub> : CH<sub>3</sub>COOH), et le polissage CM-P (Figure IV.13).

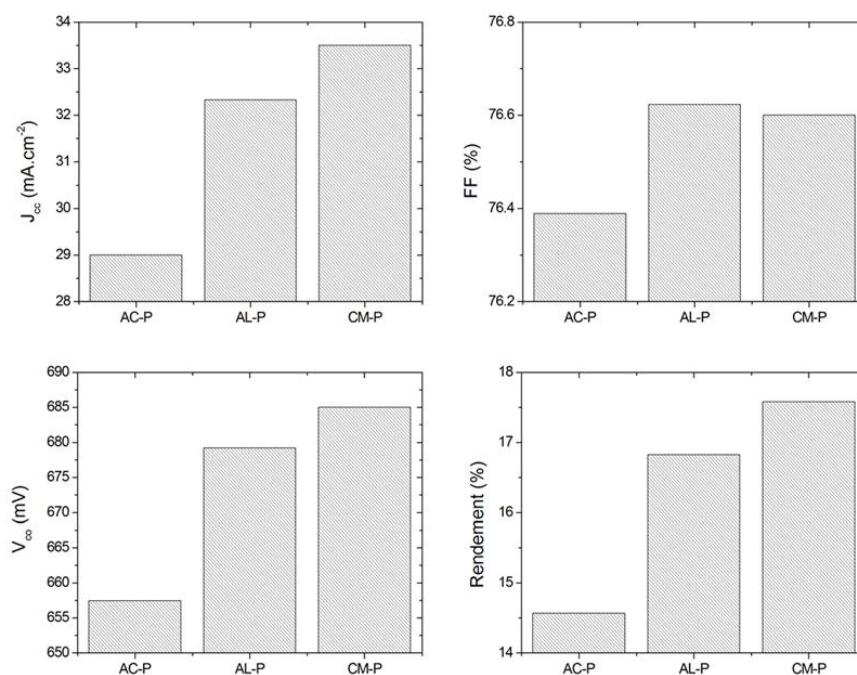


La préparation de surface AL-P introduit une rugosité de l'ordre de la dizaine de micromètres tandis que le AC-P permet d'atteindre des rugosités de 0.1  $\mu\text{m}$  à 1  $\mu\text{m}$  suivant le temps de polissage. Comme on peut le voir sur les photographies des états de surface après polissage, le AL-P induit plus de zones plates que le polissage AC-P (Figure IV.14). Cette différence pourrait donc avoir certains effets sur la qualité de la passivation de surface obtenue après le dépôt des couches de a-Si: H ou même sur la qualité de l'ablation laser pour la localisation de celles-ci.



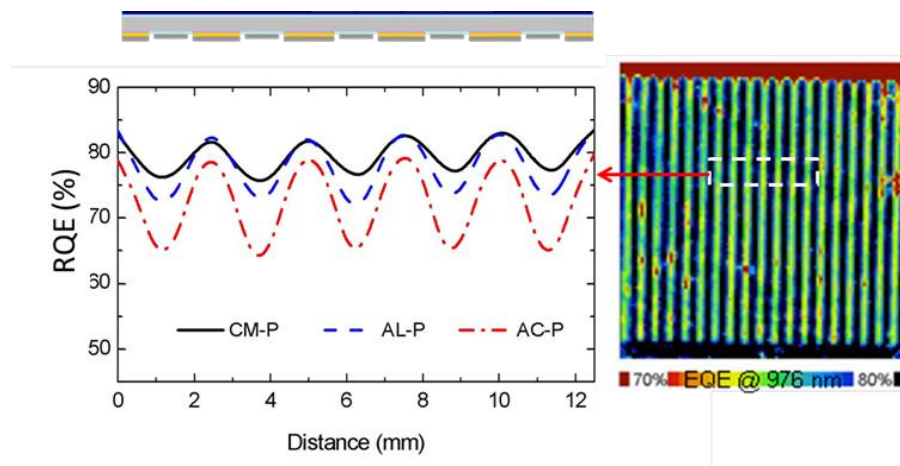
**Figure IV.14.** Morphologie de surface obtenue avec différentes préparations de surface.

Les paramètres J-V obtenues pour les différents types de préparation (Figure IV.15) révèlent des performances dégradées de tous les paramètres pour les échantillons AC-P tandis que pour les deux autres types de polissage, un rendement autour de 17 % est atteint avec des  $V_{\text{co}}$  supérieures à 680mV.



**Figure IV.15.** Paramètres électriques (sous illumination 1 soleil) de cellules IBC Si-HJ avec différentes préparations de surface. Moyenne obtenue sur 3 cellules

Même si le meilleur résultat est obtenu pour les échantillons CM-P, les cellules préparées avec un polissage AL donnent des résultats assez proches. La variation vient principalement d'un courant plus faible de  $1\text{mA}\cdot\text{cm}^{-2}$  des échantillons AL-P. En effet, l'évaluation du rendement quantique externe (RQE) des cellules (Figure IV.16) déduit des mesures LBIC révèle un courant plus faible sur les zones recouvertes par le BSF pour les échantillons AL-P. L'ombrage électrique est donc accru dans le cas d'un polissage chimique ce qui est sûrement dû à une passivation de surface plus faible du a-Si: H de type n sur des surfaces rugueuses. Une optimisation de cette couche pourrait donc contribuer à réduire ces pertes.



**Figure IV.16.** Mesures LBIC, RQE de cellules IBC Si-HJ sur des substrats de différentes préparations de surface.

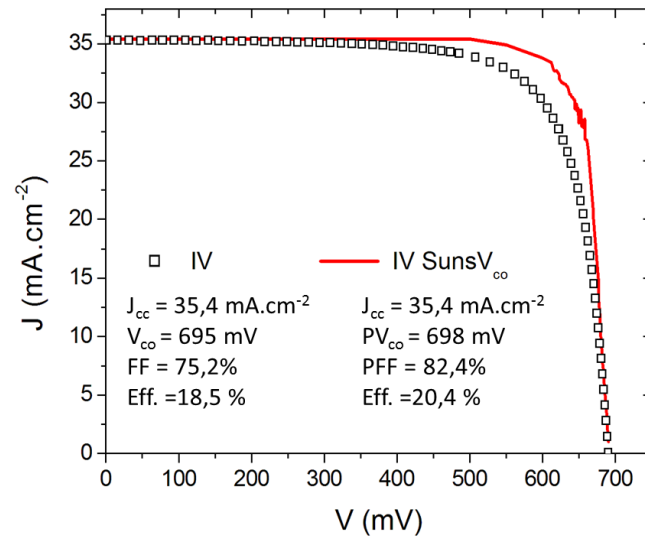
Quel que soit le polissage, la cartographie sur la cellule IBC Si-HJ indique que dans les zones recouvertes par le BSF, on a une plus faible collection des porteurs minoritaires et encore plus, sur le busbar (en haut de l'image) où aucun courant n'est collecté. La géométrie de la face arrière des cellules doit donc être améliorée pour obtenir des valeurs de  $J_{cc}$  plus élevées.

En conclusion, même si le polissage CM-P semble donner des meilleures performances de cellules, le polissage AL-P apparaît comme un bon compromis pour se rapprocher d'un procédé industriel. On pourrait toutefois aussi évaluer les performances des cellules pour une texturation bifaciale de manière à supprimer cette étape de polissage. Une adaptation des paramètres laser et des épaisseurs des couches déposées semblent nécessaires dans ce cas.

### 2.2.3. Résultats J-V de cellules IBC Si - HJ avec face avant texturée

De manière à montrer le potentiel des cellules IBC Si-HJ, des dispositifs avec texturation de la face avant et un polissage CMP en face arrière ont été fabriquées. Un rendement de 18.5% a été obtenu (Figure IV.17) avec un gain sur la  $J_{cc}$  de  $2\text{mA}\cdot\text{cm}^2$  par rapport à des cellules polies CM-P en face avant (chapitre II). Cependant, cette valeur de  $J_{cc}$  reste faible. Les autres pertes en courant peuvent être principalement attribuées à l'ombrage électrique ( $F_{\text{émetteur}}=50\%$ , Figure IV.15), à une passivation de la face avant encore insuffisante [Desrues09] et à l'absorption dans la couche de a-Si: H (chapitre III) utilisé en face avant. En

ce qui concerne le FF, sa valeur faible peut être expliquée partiellement par une résistivité forte ( $3-6 \Omega \cdot \text{cm}$ ) du substrat utilisé pour l'expérience.



**Figure IV.17.** Courbe  $J$ - $V$  (sous illumination 1 soleil) d'une cellule IBC SI-HJ avec une face avant texturée

## Conclusions du chapitre IV

Dans ce chapitre, un nouveau concept de cellule Si-HJ a été présenté. Des résultats encourageants ont été obtenus sur ces cellules à contacts localisés sur les zones dopées et une possible amélioration du rendement des cellules Si-HJ pourrait survenir au moyen de quelques optimisations sur les couches et sur la structure.

Dans un deuxième temps, des voies d'amélioration du rendement des cellules IBC Si-HJ ont été présentées dans notre procédé, par exemple, l'augmentation de la fraction d'émetteur en face arrière et l'intégration de la texturation de surface en face avant. Un gain sur la  $J_{cc}$  de  $5.7 \text{ mA.cm}^{-2}$  est attendu au moyen de ces améliorations. Une cellule avec une fraction d'émetteur de 50% et une face avant texturée nous a permis d'obtenir un rendement de 18.5% avec une valeur de la  $J_{cc}$  de  $35.4 \text{ mA.cm}^{-2}$ , ce qui constitue un premier pas vers l'augmentation de ce paramètre.

Il semble toutefois qu'indépendamment des améliorations proposées, les performances des cellules soient toujours limitées par l'absorption des couches de a-Si: H en face avant, par la passivation de surface qui reste faible ( $<700\text{mV}$ ) et par la conductivité des couches dopées en face arrière. L'implémentation d'une face avant sans silicium amorphe et le travail sur l'augmentation des propriétés de passivation de surface et de la conductivité des couches dopées en face arrière semblent donc être des points cruciaux pour l'obtention de rendements plus élevés.



## Chapitre V : Cellules IBC Si-HJ de grande taille (150cm<sup>2</sup>)

---

De manière à se rapprocher d'une application industrielle, une étude sur la possibilité de fabriquer des cellules de grande taille (150cm<sup>2</sup>) sans avoir de pertes résistives supplémentaires a été effectuée.

Pour ce faire, une méthode de métallisation sur deux niveaux permettant de découpler la géométrie des contacts de la collection des porteurs de charges a été étudiée sur des cellules de 25 cm<sup>2</sup> et mise en application sur des cellules de grande taille. Les effets de cette nouvelle géométrie sur les paramètres électriques des cellules IBC Si-HJ ont alors été discutés.

La mesure J-V de cellules IBC présente certaines subtilités par rapport au positionnement des pointes courant-tension sur les busbars. Une étude sur la géométrie des pointes de mesure, nécessaire pour obtenir une mesure J-V correcte avec des cellules IBC a donc été effectuée.

Les problématiques liées à la mise en module ont aussi été illustrées avec la fabrication d'un module de 4 cellules IBC Si-HJ.

# 1. Vers des cellules de grande taille

## 1.1. Introduction

La fabrication de cellules de grande taille est étroitement liée aux progrès technologiques en termes de métallisation. En effet, la longueur des doigts de la métallisation augmentant, elle influe sur leur résistance spécifique selon la relation 1. Cette résistance accrue aura un effet négatif sur le FF de la cellule fabriquée.

$$R_{doigt} = \rho_{doigt} \frac{l}{S} \times S_{cellule} \quad (1)$$

Avec  $R_{doigt}$  = résistance spécifique ( $\Omega \cdot \text{cm}^2$ )

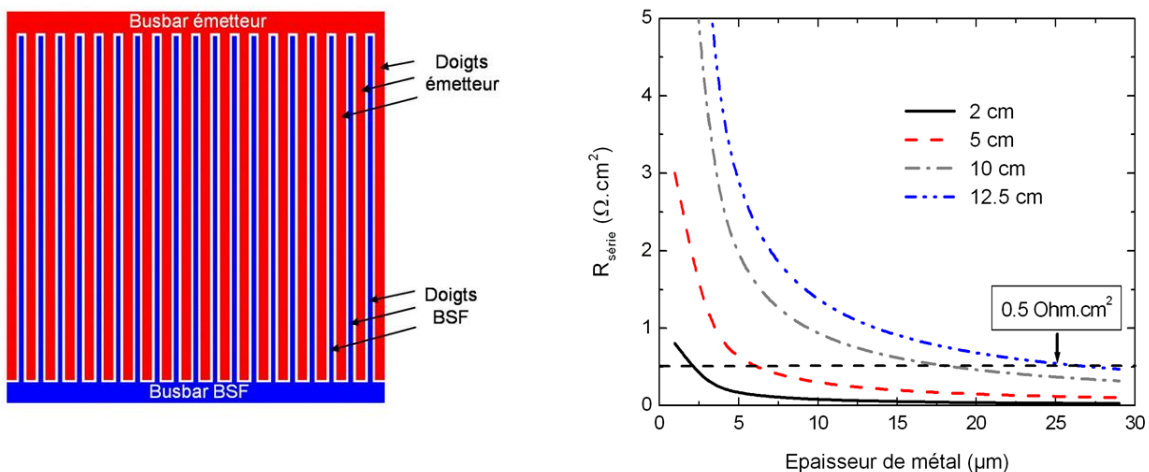
$S_{cellule}$  = Surface de la cellule ( $\text{cm}^2$ )

$\rho_{doigt}$  : résistivité de la métallisation du doigt ( $\Omega \cdot \text{cm}$ )

$l$  : longueur du doigt (cm)

$S$  : Surface de la section du doigt ( $\text{cm}^2$ )

Pour limiter cet effet, il faudra augmenter au maximum la section du doigt en augmentant son épaisseur. Il existe des modèles analytiques [Nichiporuk05] permettant de calculer la résistance de la grille de métallisation pour une épaisseur donnée en prenant en compte la résistivité du matériau de contact et la taille des éléments de la grille. Sur la figure V.1 la métallisation simulée est en Aluminium (Al) PVD avec une résistivité de  $3 \times 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}$  [Desrues09]. On remarque donc que si on veut fabriquer des cellules de grandes tailles avec une métallisation peu résistive ( $0.5 \Omega \cdot \text{cm}^2$ ) et donc un FF élevé [Pysch07], il faudra l'épaissir de plusieurs dizaines de microns.



**Figure V.1.** Influence de l'épaisseur de métal sur la résistance série modélisée des métallisations d'une cellule IBC Si-HJ, en fonction de la taille des dispositifs [Desrues09].

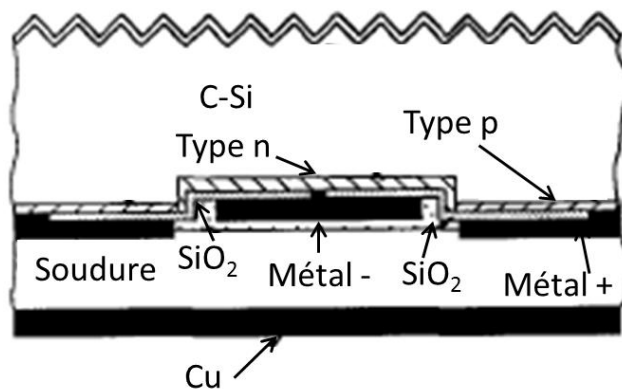
Or, la résistivité de la pâte de sérigraphie Ag utilisée est encore plus élevée ( $8 \times 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}$ ) que celle de l'Al PVD. Il faudra par conséquent épaissir les métallisations de plusieurs dizaines de microns, ce qui n'est pas possible avec une seule impression de sérigraphie. Cela

pose également des problèmes en termes de consommation de pâtes Ag et de contraintes d'alignement entre les différentes impressions.

Plusieurs solutions sont disponibles pour remédier à ce problème d'épaississement des lignes :

- Mettre plus de busbars et/ou les placer au centre de la cellule pour permettre un chemin plus court des porteurs de charge à travers les doigts et ainsi diminuer la résistance série des doigts sans devoir les épaissir.
- Changer de mode de dépôt des doigts pour obtenir une électrode moins résistive sans avoir de contrainte d'alignement.

La première solution est difficile à mettre en œuvre sur cellule IBC si les busbars sont sur le même niveau topographique que les doigts interdigités. Cependant, une structure alternative a été proposée par Sinton [Sinton90], plaçant les doigts et les busbars (Soudure + Cu) sur deux niveaux différents (métallisation "bi-level", Figure V.2). Dans cette structure, les busbars sont situés sur un niveau supérieur et sont connectés à un doigt sur deux. Les doigts non connectés sont protégés par une couche isolante électrique ( $\text{a-SiO}_2$ ) recouvrant celui-ci. Ce design permet de découpler la collection des porteurs de charge de la géométrie de la métallisation, ainsi il est possible d'augmenter le nombre de busbars de la cellule et d'avoir le choix de leur emplacement. De plus, l'implémentation des busbars peut être faite pendant la mise en module ce qui permet d'économiser une étape de fabrication. Ce procédé présente aussi d'autres avantages au niveau des performances des cellules qui seront décrits ci-après.



**Figure V.2.** Vue en coupe d'une cellule IBC avec une métallisation "bi-level" [Sinton90]

La deuxième solution pourrait être effectuée par recharge électrolytique ce qui nécessite un développement spécifique avant sa mise en œuvre sur cellules Si-HJ. En effet les couches déposées par recharge électrolytique ont souvent une adhésion faible aux couches utilisées en hétérojonction (silicium amorphe et TCO), surtout pour des métallisations épaisses [Lagrange00]. De plus, différentes techniques de dépôt (dépôt électroless, dépôt électrochimique) existent [Boulord11] et une étude spécifique est à effectuer pour définir celle qui est la plus adaptée à notre besoin.

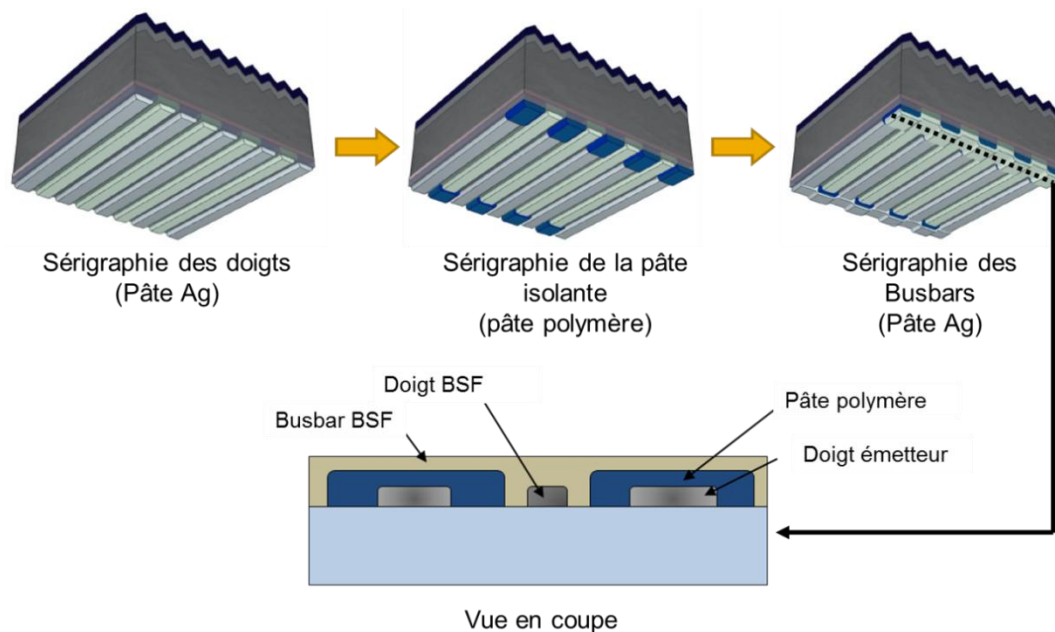


Dans cette partie, seule la première solution a été abordée. Des premières expériences sur la recharge électrolytique ont toutefois été effectuées et une solution pour des cellules de taille moyenne (27cm<sup>2</sup>) avec une couche d'accroche de Nickel déposée par PVD plus un épaissement par électrodépôt de cuivre de 5µm a donc été trouvée. Cependant, pour des cellules de grande taille, cette solution n'est pas adaptée car des problèmes d'adhésion de la métallisation sont encore présents pour de plus grandes épaisseurs de cuivre déposées [Lukyanov12].

### 1.2. Procédé de métallisation à 2 niveaux

#### 1.2.1. Description du procédé

De manière à adapter la technologie "bi-level" à l'architecture de nos cellules, un procédé de fabrication de la métallisation à deux niveaux a été élaboré. Ce procédé utilise uniquement des étapes de sérigraphie. Il est constitué de trois étapes : la sérigraphie des doigts BSF et émetteur, la sérigraphie de pâte isolante localisée, et la sérigraphie des busbars (Figure V.3).



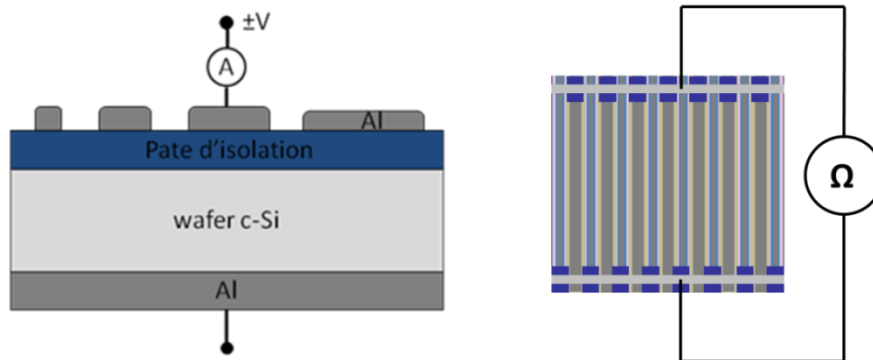
**Figure V.3.** Représentation schématique des étapes de métallisation de la structure " bi-level" et vue en coupe du busbar BSF

#### 1.2.2. Isolation électrique de la pâte polymère

L'isolation électrique de la pâte polymère est l'élément clé de la structure " bi-level", puisqu'elle assure la séparation des métallisations de l'émetteur et du BSF. Il est donc nécessaire d'apporter un soin particulier à cette étape d'isolation des doigts. Le type de pâte, l'épaisseur des plots, les conditions de sérigraphie ou encore la température de recuit sont notamment des variables à prendre en compte. Afin de caractériser l'isolation électrique,

plusieurs méthodes s'offrent à nous et permettent avec plus ou moins de pertinence d'évaluer le caractère isolant de la pâte polymère.

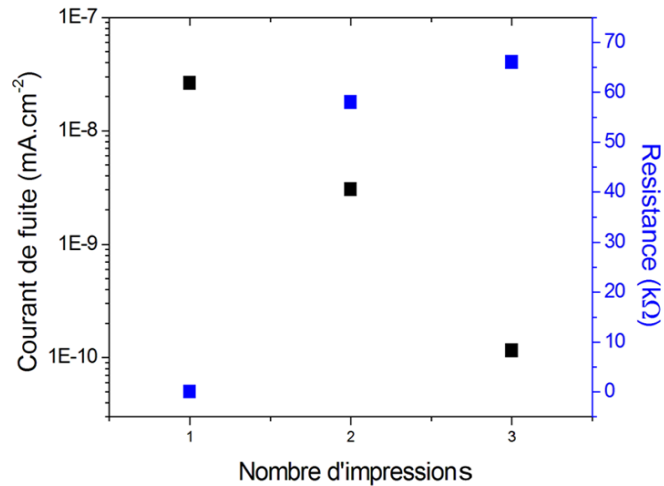
Nous avons tout d'abord effectué une analyse de la résistance électrique obtenue entre les bus de collecte du BSF et ceux de l'émetteur d'une métallisation " bi-level". Pour ce faire, la pâte polymère a été déposée sur des substrats comprenant le motif des doigts métalliques (BSF et émetteur). Les busbars de collecte ont été également sérigraphiés. La mesure de la résistance a été réalisée avec des pointes positionnées sur chaque busbar (Figure V.4). Cette méthode permet d'évaluer la résistance globale de la pâte polymère sur l'ensemble de la structure. D'autre part, une étude des courants de fuite traversant la pâte polymère a été réalisée. De même que pour la couche résistante caractérisée au Chapitre II, on utilise une structure de type MIS: la pâte polymère est sérigraphiée sur des substrats de type p (dépôt pleine plaque) et les contacts métalliques sur les deux faces sont réalisés par dépôt PVD (Physical Vapor Deposition) d'aluminium.



**Figure V.4.** Représentation schématique des moyens de caractérisation utilisés pour l'analyse de l'isolation électrique induite par la pâte polymère : structure MIS pour la mesure des courants de fuite effectuée à  $V=\pm 700\text{mV}$  (gauche), mesure de résistance entre deux busbars d'une métallisation " bi-level" (droite)

- **Influence de l'épaisseur de la pâte isolante**

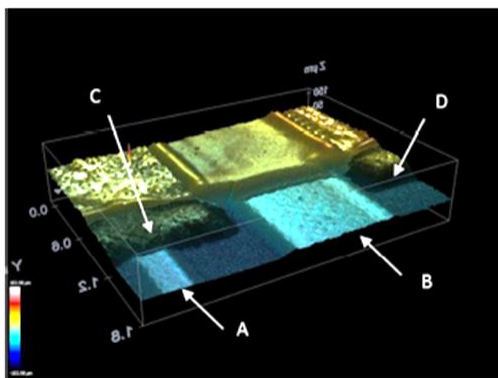
Pour faire varier ce paramètre, il suffit de faire varier le nombre d'impressions de sérigraphie pendant le dépôt de la pâte isolante. Ainsi, les résultats d'isolation électrique obtenus à l'aide des deux moyens de caractérisation sont présentés en figure V.5.



**Figure V.5.** Evolution du courant de fuite et de la résistance entre les busbars BSF et émetteur en fonction du nombre d'impressions de pâte isolante

Selon des études récentes, pour limiter l'effet des pertes résistives dans la cellule, un courant de fuite d'un niveau inférieur à  $1 \times 10^{-3}$  mA.cm<sup>-2</sup> est nécessaire [Robbelein11][Reichel12]. Dans notre cas, quel que soit le nombre d'impression, cette valeur est déjà obtenue. Cependant, même si les mesures sur structure MIS montrent des valeurs suffisantes, la mesure de résistance sur la structure réelle donne des résistances très faibles pour une seule impression de sérigraphie. En effet, le dépôt réalisé pour la structure MIS est un dépôt plan et homogène contrairement à celui effectué sur les doigts de la cellule IBC. Cette différence nous permet donc d'identifier les effets de la topographie imposée par les doigts sur le dépôt de la pâte polymère.

En analysant la structure de la métallisation "bi-level" et l'épaisseur de la pâte polymère déposée sur les doigts sérigraphiés au préalable, on s'aperçoit qu'il y a une corrélation entre l'épaisseur de pâte polymère déposée sur le BSF et la résistance obtenue à l'ohmmètre (Figure V.6). Pour une seule impression de sérigraphie, l'épaisseur déposée sur le doigt BSF est fine et ne permet pas une isolation électrique, tandis que pour deux ou trois impressions l'épaisseur est suffisante.



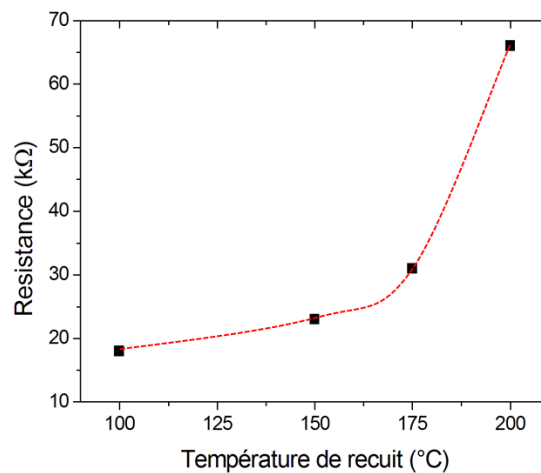
Nombre d'impression de sérigraphie de la pâte polymère	Epaisseur doigt BSF (μm)	Epaisseur doigt EM (μm)	Epaisseur pâte polymère sur doigt BSF (μm)	Epaisseur pâte polymère entre les doigts (μm)
	A	B	C	D
1	32	28	4	12
2	32	31	23	43
3	32	31	29	57

**Figure V.6.** Photographie 3D de la structure de métallisation "bi-level" (gauche), l'épaisseur des métallisations est obtenue avec un microscope confocal (droite)

Dans la suite, on favorisera donc une sérigraphie à trois impressions pour éviter tout problème d'homogénéité et garantir une bonne isolation, et ainsi limiter les courants parasites dans la cellule.

- **Influence de la température de recuit**

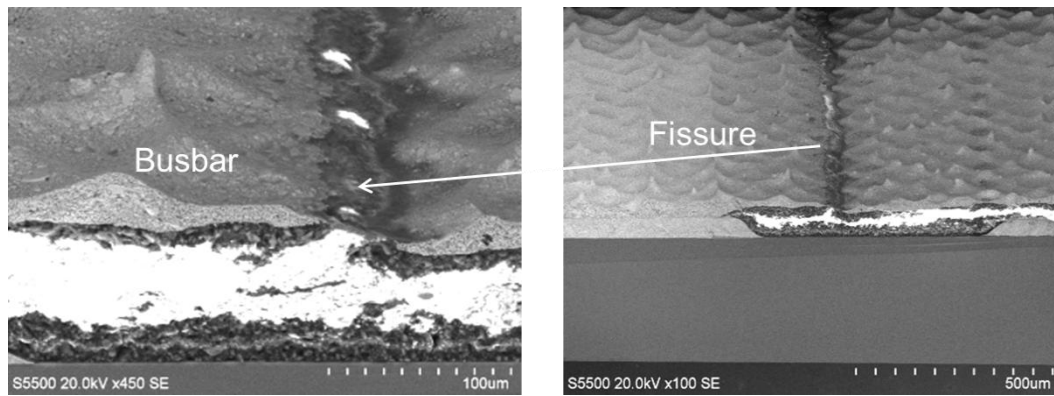
La température de recuit de la pâte d'isolation est le second paramètre étudié. En effet, la pâte d'isolation utilisée est un polymère dont les propriétés physiques et électriques peuvent dépendre de la température de recuit. Afin d'en évaluer les caractéristiques, nous avons comme précédemment effectué la métallisation "bi-level" sur des substrats de test. Une variation de la température du recuit de la pâte isolante de 100°C à 200°C (température limite de la technologie Si-HJ) a été effectuée pour une durée de 5 minutes. Les valeurs de résistance obtenues évoluent bien en fonction de la température de recuit, il y a donc une amélioration des propriétés d'isolation de la pâte avec ce paramètre (Figure V.7). Ceci est sûrement dû à une densification de la pâte suite à l'évaporation des solvants pour des températures de recuit élevées. On peut remarquer toutefois que dans tous les cas, les valeurs de résistance restent hautes, probablement grâce à l'épaisseur importante de pâte déposée à l'issue des trois impressions consécutives. Par mesure de sécurité, une température de recuit de 200°C sera donc préférable pour la fabrication de cellules IBC Si-HJ avec métallisation "bi-level".



**Figure V.7.** Evolution de la résistance mesurée entre les busbars de la métallisation "bi-level" en fonction du recuit thermique post-dépôt

- **Problème de fissuration des busbars**

La dernière étape de l'élaboration de la structure "bi-level" consiste à déposer les busbars de collecte par-dessus les plots d'isolation. Du fait de la topographie de la structure "bi-level", les busbars ont tendance à se fissurer quelle que soit leur température de recuit (Figure V.8). Certaines fissures peuvent entraîner un mauvais contact du bus de collecte sur les doigts, ce qui provoque une augmentation de la résistance de contact. De plus, ces fissures viennent couper le busbar qui ne sera plus continu dans sa longueur, entraînant une augmentation de sa résistance série. Pour des busbars standard, la résistance est de 0.06  $\Omega \cdot \text{cm}^{-1}$  tandis que pour des busbars à deux niveaux très fissurés, elle peut aller jusqu'à de 0.12  $\Omega \cdot \text{cm}^{-1}$ .



**Figure V.8.** Photographies MEB d'une fissure dans le busbar après recuit

Afin de supprimer ces problèmes, des pâtes Ag de viscosité différente ont été testées. Il a été possible par ce biais de limiter le nombre de fissures, mais pas de les supprimer totalement. Une optimisation des conditions de dépôt (pression, vitesse, distance écran-échantillon) et des écrans de sérigraphie est à effectuer si on désire améliorer ce point. La géométrie du motif d'impression de la pâte isolante peut aussi limiter ce phénomène.

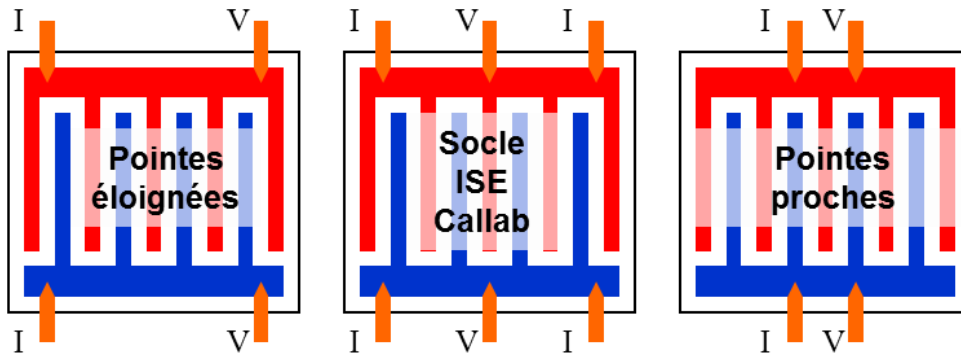
En conclusion, ces nombreux essais nous ont permis de définir des conditions de dépôt et de recuit pour les pâtes isolantes. Ainsi trois impressions et un recuit de 200°C sont suffisants pour limiter les pertes résistives dues aux courants de fuite entre les deux électrodes de la cellule. Cependant, une optimisation des conditions de dépôt des busbars reste à effectuer pour réduire leur résistivité.

### 1.3. Mesure J-V de cellules IBC

La mesure J-V des cellules IBC dépend beaucoup de la géométrie des pointes du socle de mesure et surtout de la position des pointes de tension. En ce qui concerne la détermination du FF, on peut avoir une déviation de plusieurs pourcents en changeant le nombre de contacts électriques ou leurs positions. On peut ainsi obtenir une surestimation ou une sous-estimation du FF. Ce phénomène est lié à la présence de surtension entre les pointes de mesure. Il peut être accru dans le cas d'une résistance élevée de la métallisation de la cellule. En outre, ni la  $J_{cc}$  ni la  $V_{co}$  ne semblent concernées par cette variabilité [Schinke12].

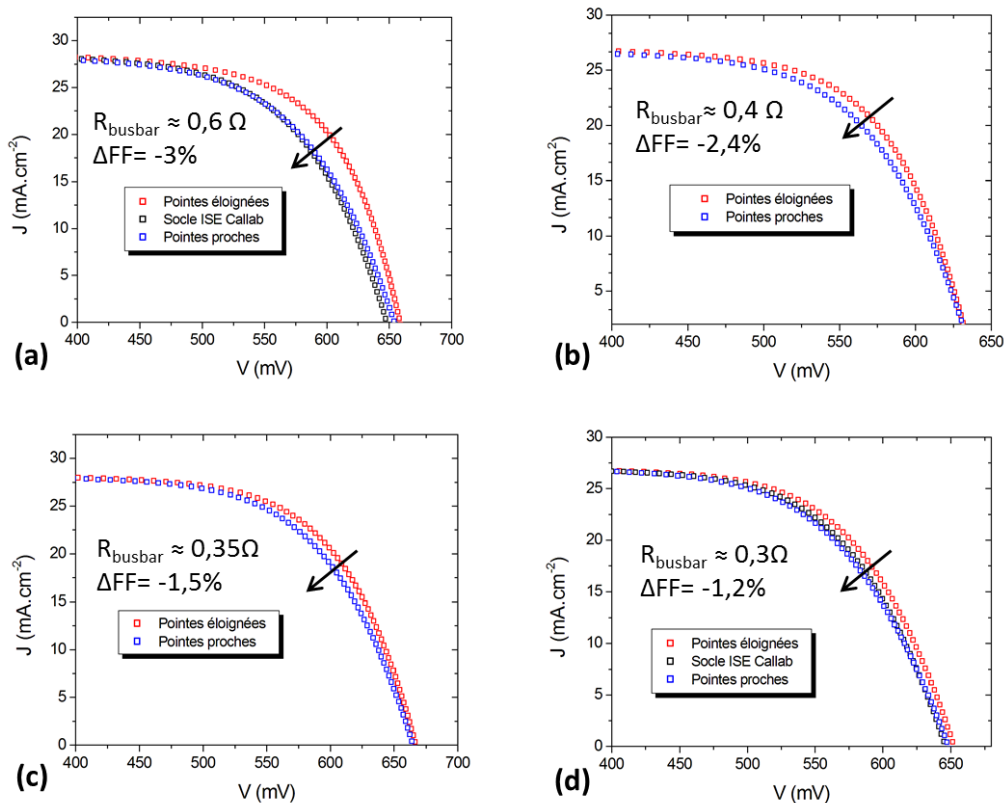
Dans notre cas, les busbars d'une cellule ayant une métallisation "bi-level" sont plus résistifs que les busbars d'une cellule avec une métallisation standard. Il faudra donc vérifier que cette différence n'affecte pas notre mesure pour pouvoir comparer les paramètres électriques des cellules standard et des cellules "bi-level".

De manière à être sûr de donner des FF conformes à la réalité, plusieurs configurations de pointes de mesure ont été comparées (Figure V.9) pour des cellules IBC Si-HJ ayant une métallisation "bi-level" avec et sans ruban d'interconnexion (utilisé lors de la mise en module) et pour des cellules ayant une métallisation sur un seul niveau (standard).



**Figure V.9.** Configurations utilisées pour les mesures courant-tension de cellules IBC Si-HJ : Socle INES, deux pointes courant-tension éloignées (gauche), socle utilisé par ISE Callab pour certification, avec deux pointes courant et une pointe tension par busbar (milieu), socle INES avec deux pointes courant-tension proches (droite)

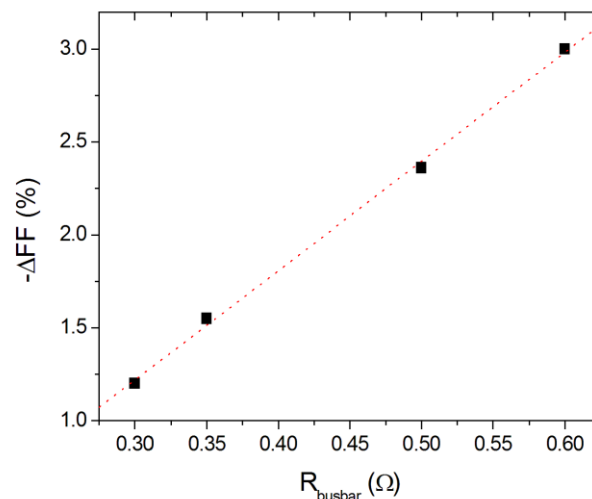
A travers la comparaison des différentes courbes J-V obtenues pour les différentes cellules (Figure V.10), on s'aperçoit que dans le cas de pointes éloignées, on a une surestimation du facteur de forme qui dépend de la résistance du busbar de la cellule. La configuration ISE Callab et socle INES avec pointes proches donnent à peu près les mêmes valeurs qui correspondent au FF de la cellule.



**Figure V.10.** Mesures J-V obtenues avec les différentes configurations de pointe pour une cellule "bi-level" avec  $R_{busbar} \approx 0.6 \Omega$  (a), pour une cellule "bi-level" avec  $R_{busbar} \approx 0.4 \Omega$  (b), pour une cellule standard (c) et pour une cellule standard avec un ruban d'interconnexion collé sur les busbars ( $R_{busbar} = 0.3$ ) (d)

La surestimation du FF quand les pointes sont éloignées est d'autant plus forte que les busbars de la cellule IBC Si-HJ sont résistifs. La relation entre  $R_{\text{busbar}}$  et la surestimation du FF est même linéaire (Figure V.11) ce qui est probablement dû au caractère linéaire de la relation entre une résistance et la tension à ses bornes pour un courant constant (loi d'ohm). Ainsi, quand les pointes courant-tension sont éloignées, la surtension due à la résistance des busbars n'est plus négligeable devant la tension de la cellule ce qui provoque un décalage de la mesure à une densité de courant donnée vers les tensions élevées et donc une surestimation du FF.

Quand on colle un ruban d'interconnexion peu résistif sur une structure "bi-level" avec des busbars résistifs, on réduit l'effet de  $R_{\text{busbar}}$  sur la mesure avec des pointes éloignées. Cependant, l'écart reste fort. Il faudra donc privilégier l'utilisation de pointes courant-tension proches sur le socle de mesure pour pouvoir obtenir les paramètres électriques corrects d'une cellule IBC.



**Figure V.11.** Evolution de la surestimation du FF en fonction de la résistance des busbars de la cellule quand les pointes tension et courant sont éloignées

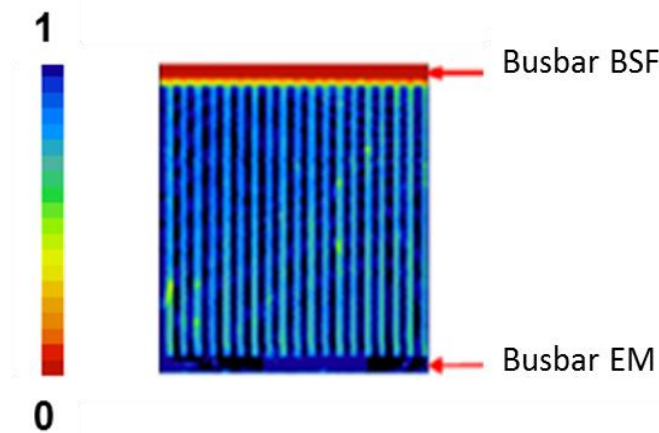
## 1.4. Influence de la métallisation à 2 niveaux sur les propriétés électriques des cellules IBC Si-HJ

### 1.4.1. Introduction

Dans une structure IBC Si-HJ, toutes les zones ne collectent pas les porteurs photogénérés avec la même efficacité. Ce phénomène est couramment appelé l'ombrage électrique [Hermle08]. Ainsi, les zones couvertes par le BSF ont un rendement quantique interne (RQI) plus faible que les zones couvertes par l'émetteur (Figure V.12). Ceci est principalement dû au trajet accru que les porteurs minoritaires doivent parcourir avant de rejoindre une zone où ils sont majoritaires (émetteur). Si le champ induit par le BSF n'est pas optimal, les porteurs recombineront en surface avant leur collection. Cela se traduit par une baisse du courant collecté et donc du RQI de cette zone.



De plus, les porteurs majoritaires ont également un long trajet latéral à effectuer dans le substrat avant de rejoindre les doigts BSF, ce qui augmente la résistance série dans le dispositif et peut affecter son FF [Granek09].



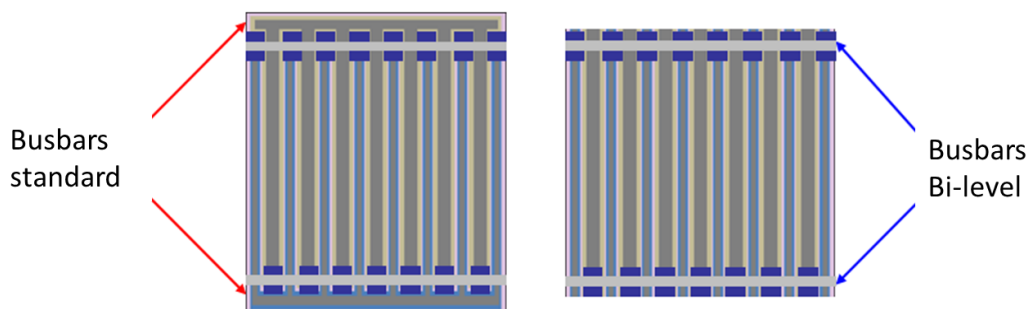
**Figure V.12.** Cartographie du RQI d'une cellule IBC Si-HJ pour une longueur d'onde 976nm (mesure  $\mu$ W-PCD)

Ces effets sont encore plus prononcés dans la zone de busbar car les distances à parcourir sont encore plus élevées.

Finalement, il apparaît donc judicieux de limiter la taille ou de supprimer ces zones au-dessus des busbars car elles sont susceptibles d'induire une diminution de la  $J_{cc}$  et du FF. La métallisation "bi-level" nous permet justement de les supprimer. Cette géométrie de métallisation sur plusieurs niveaux aura donc aussi un effet sur les performances des cellules IBC Si-HJ.

### 1.4.2. Influence sur les paramètres électriques des cellules IBC Si-HJ

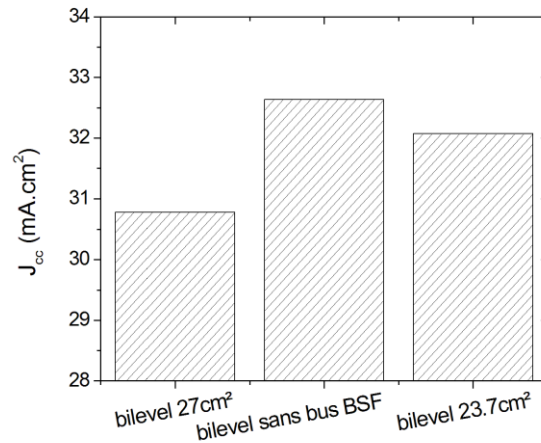
De manière à comparer les dispositifs standard aux dispositifs avec une métallisation améliorée, la géométrie "bi-level" a été appliquée sur des cellules standard de 27 cm<sup>2</sup>. Une étape de découpe laser a été effectuée par la suite de manière à retirer les busbars standard (Figure V.13). Des mesures J-V sous 1 soleil tout comme des mesures  $SunV_{oc}$  ont été réalisées avant et après chaque étape pour évaluer l'évolution des performances des cellules.



**Figure V.13.** Représentation schématique des cellules avec une métallisation "bi-level" avant (27cm<sup>2</sup>) et après (23.7cm<sup>2</sup>) le retrait des busbars standard

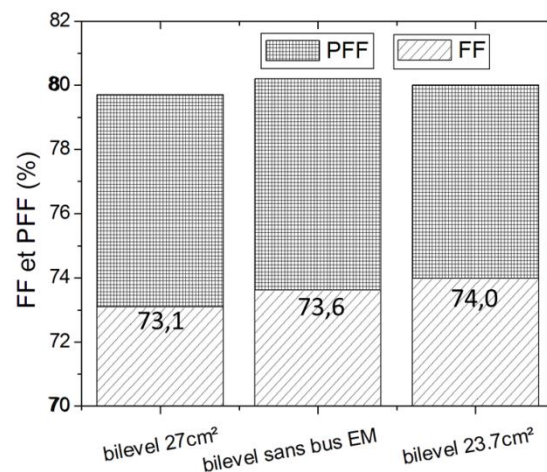


En coupant le busbar BSF en premier, un gain en  $J_{cc}$  est observé (Figure V.14). En effet, on diminue la proportion des zones de collection médiocre dans la cellule, et la densité de courant moyenne est globalement améliorée. Au contraire, après le retrait du busbar émetteur la fraction des zones ayant une collection forte diminue ce qui entraîne une légère diminution du  $J_{cc}$ .



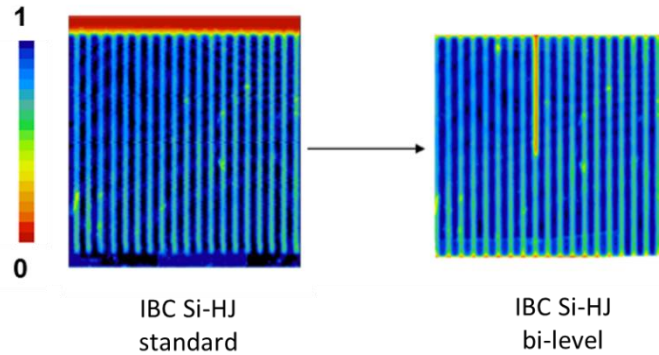
**Figure V.14.** Influence du retrait du busbar BSF sur la  $J_{cc}$  des cellules IBC Si-HJ. Valeurs moyennes sur 8 cellules

Quand on commence par le retrait du busbar émetteur un gain est observé sur le FF avec un PFF stable (Figure V.15). On a donc une diminution de la résistance série dans le dispositif dont 20% peut être attribuée au retrait de la zone active au dessus du busbar émetteur. Le reste est dû à la réduction de la taille de la cellule et donc de la résistance des doigts. En effet, on réduit le trajet latéral moyen que les porteurs majoritaires ont à parcourir dans le substrat. Par conséquent la résistance série globale diminue et le FF augmente. Le retrait du busbar BSF induit aussi une augmentation du FF qui est due uniquement à la réduction de la taille de la cellule. Pour ces mesures, un socle avec des pointes courant-tensions éloigné a été utilisé. Cependant, des facteurs correctifs ont été appliqués en fonction de  $R_{busbar}$  de la cellule (Figure V.11) pour prendre en compte les effets de ce paramètre sur la mesure du FF.



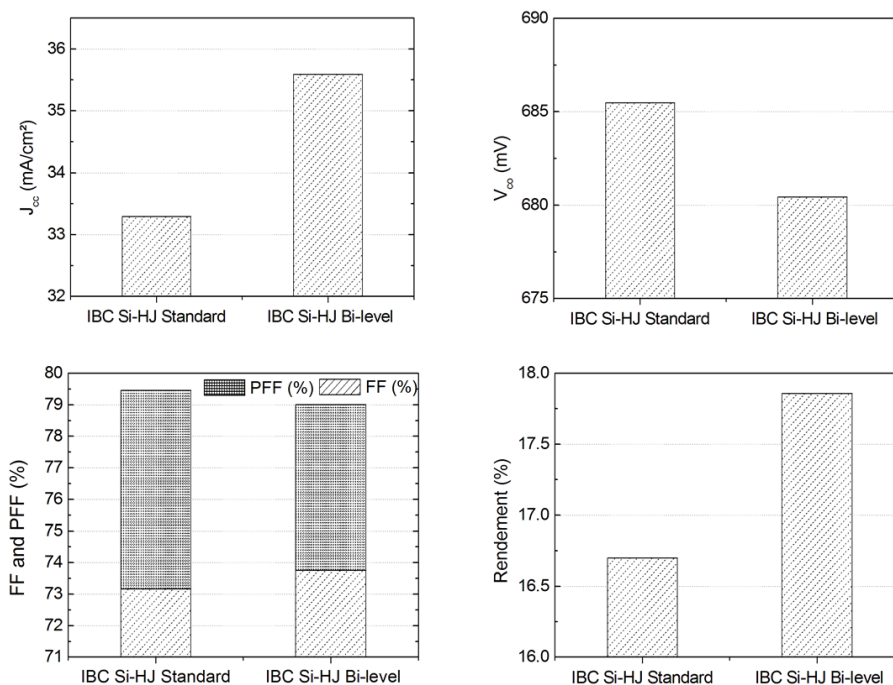
**Figure V.15.** Influence du busbar EM sur le FF de cellules IBC Si-HJ. Valeurs moyennes sur 8 cellules

Etant donné les gains observés sur le FF et le  $J_{cc}$  après retrait des busbars, une augmentation considérable du rendement des cellules IBC Si-HJ est à prévoir. Ces résultats sont confirmés par la comparaison des cartographies des RQI d'une cellule ayant une métallisation "bi-level" avant et après clivage des anciens busbars de collecte (Figure V.16).



**Figure V.16.** Cartographies du RQI d'une cellule IBC Si-HJ avant et après retrait des anciens busbars de collecte (amorce de clivage sur la cellule "bi-level")

Finalement, les résultats moyens sur dix cellules texturées montrent un gain relatif sur la  $J_{cc}$  de 7% et sur le FF de 0.8% avec une métallisation "bi-level" par rapport à une cellule avec une métallisation standard. Cela permet un gain relatif en rendement de 7% avec une légère perte de  $V_{co}$  (-5mV) probablement due aux dommages induits sur les bords de la cellule par l'étape de découpe laser ou aux recuits thermiques supplémentaires effectués pendant la métallisation "bi-level" (Figure V.17).

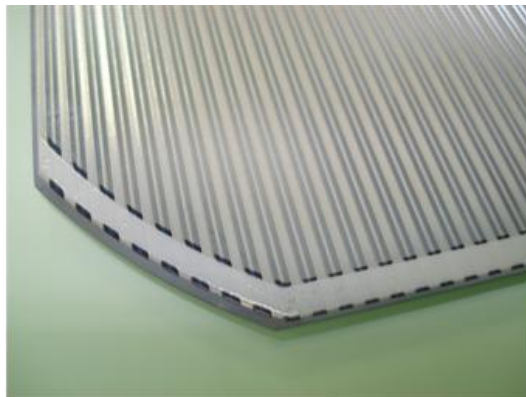


**Figure V.17.** Influence du type de métallisation sur les paramètres électriques des cellules IBC Si-HJ. Valeurs moyennes sur 10 cellules

Il est important de souligner que chaque busbar représente 6% de la surface totale des cellules IBC Si-HJ standard. De plus, les gains relatifs obtenus sont étroitement liés à la fraction initiale du busbar de la cellule. Avec des cellules plus grandes et des zones de busbar plus petites, le gain relatif obtenu devrait être beaucoup plus faible.

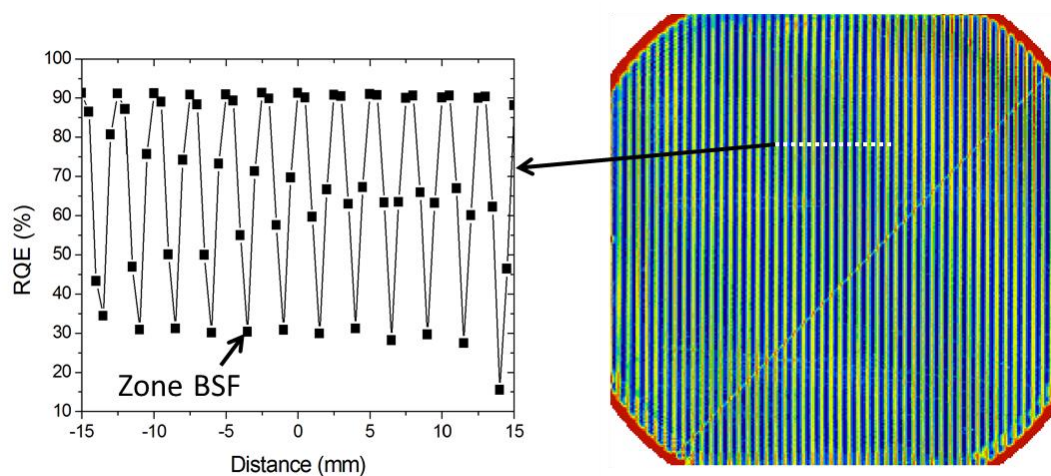
### 1.5. Réalisation de cellules IBC Si-HJ de 150cm<sup>2</sup>

Le procédé de fabrication de cellule IBC Si-HJ a été adapté pour être appliqué sur des cellules de grande taille de 150cm<sup>2</sup> (Figure V.18). Notre socle de mesure a été fabriqué pour mesurer des cellules IBC avec une métallisation standard (sur un seul niveau) avec les 2 busbars positionnés sur les bords. Pour ces premières cellules, la métallisation "bi-level" a donc été utilisée avec cette géométrie. Par conséquent, la configuration n'est pas favorable à l'obtention d'un FF élevé. En effet, avec cette géométrie, les doigts doivent être très conducteurs pour limiter les pertes par résistance série. Même si une couche de Ag très épaisse a été sérigraphiée, un FF faible de 68% a été obtenu avec une PFF élevé de 80.5% ce qui est caractéristique d'une résistance série élevée.



**Figure V.18.** Photographie d'une cellule IBC Si-HJ de 150 cm<sup>2</sup> avec une métallisation "bi-level"

Ce premier lot de cellules souffre d'une passivation médiocre au-dessus des doigts BSF (Figure V.19) ce qui limite à la fois la valeur de la  $J_{cc}$  et de la  $V_{co}$  (respectivement 27mA.cm<sup>-2</sup> et 657 mV). Un rendement de 12.2% a été obtenu, principalement limité par les pertes résistives et les recombinaisons dans les zones BSF. Ce résultat est toutefois encourageant compte tenu des contraintes imposées sur la structure. Pour réduire les pertes résistives, l'implémentation de plusieurs busbars par électrode semble nécessaire afin de réduire le trajet des porteurs de charge dans les doigts avant leur collecte. Pour ce faire, le développement d'un socle de mesure spécifique est obligatoire de même que le développement de nouveaux procédés d'interconnexion pour la mise en module de telles cellules.



**Figure V.19.** Cartographie du RQE (Rendement quantique externe) pour une cellule IBC Si-HJ de 150cm<sup>2</sup> (droite). Valeurs de RQE sur une ligne (gauche)

## 2. Mise en module de cellules IBC Si-HJ

### 2.1. Introduction

La mise en module des cellules IBC est simplifiée par rapport aux cellules standard. En effet, elle peut se faire par des interconnexions coplanaires ce qui induit un taux de casse plus faible et un plus fort rapprochement des cellules entre elles (Figure V.20).

Interconnexion cellules avec métallisation en face avant / arrière



Interconnexion cellules avec métallisation en face arrière



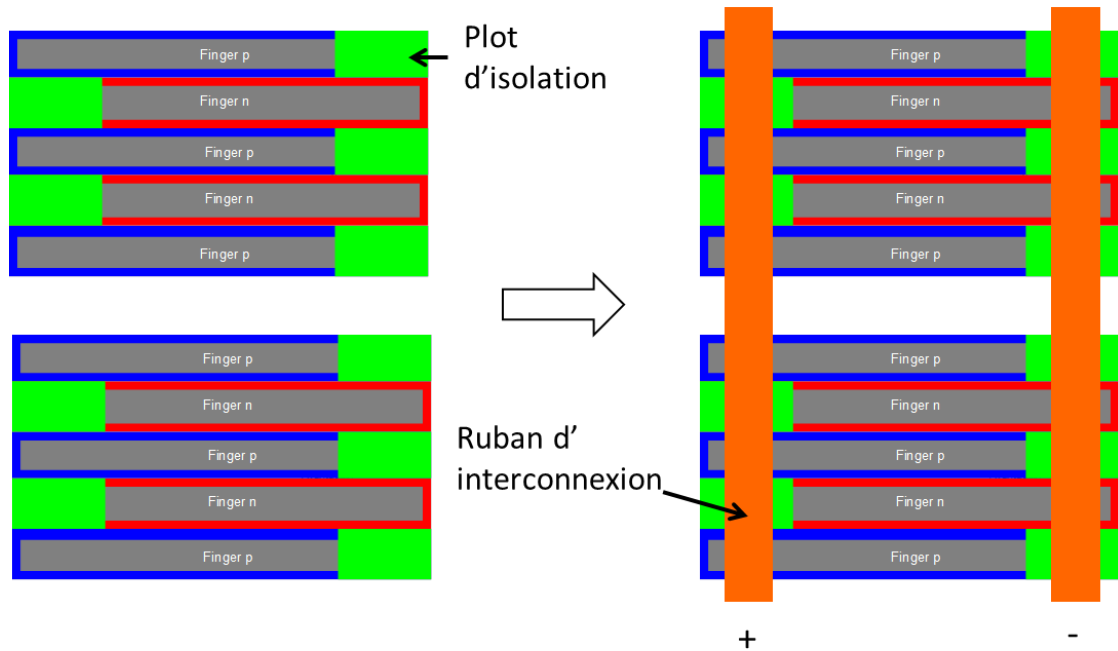
**Figure V.20.** Représentation schématique des interconnexions entre les cellules pour des structures standard et avec métallisation en face arrière

Pour l'interconnexion et l'encapsulation de cellules IBC Si-HJ ayant une métallisation "bi-level" plusieurs contraintes sont présentes. Premièrement, une cellule à hétérojonction est sensible à la température, les différents procédés de mise en module doivent être réalisés selon des profils de température <200°C pour ne pas endommager les couches actives de la cellule. Pour l'interconnexion des cellules, on préférera donc le collage de ruban à la soudure qui a un budget thermique plus élevée et on utilisera ensuite un procédé d'encapsulation compatible avec ces températures. Deuxièmement, l'isolation des busbars avec les doigts de polarité différente est assurée par une simple couche de pâte polymère. Cette couche est sensible à la température mais aussi à la pression car elle est très visqueuse. Pour le collage des rubans et la lamination, il faudra donc travailler à pression faible si on ne veut pas causer un écrasement des pâtes qui se traduirait par un contact entre les électrodes de polarité différente et donc une dégradation du facteur de forme des cellules.

### 2.2. Interconnexion de cellules IBC Si-HJ avec une métallisation à 2 niveaux

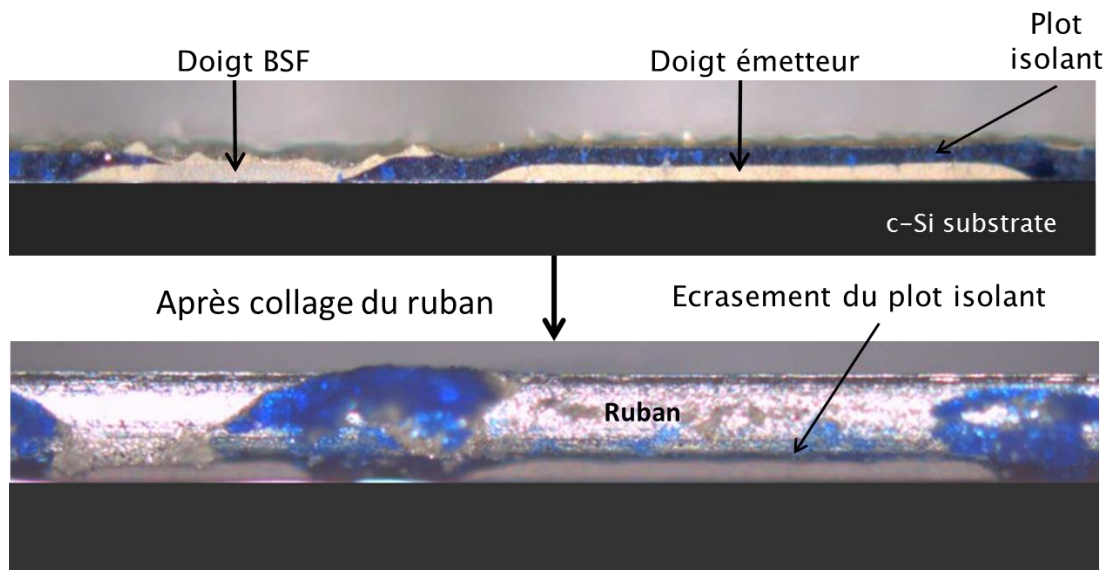
#### 2.2.1. Cellules IBC Si-HJ sans busbar

Le procédé de métallisation à 2 niveaux ("bi-level") présente différents avantages, il permet de multiplier le nombre de busbars donc de réduire la consommation de pâte de sérigraphie tout en supprimant les zones actives sous les busbars. Cependant, cette méthode est en trois étapes ce qui complexifie quelque peu le procédé. De manière à économiser une étape, on peut fusionner l'étape de dépôts des busbars avec l'étape de collage du ruban d'interconnexion. Pour ce faire, on colle directement le ruban sur les plots d'isolation. Le ruban sert alors de busbar et d'interconnexion (Figure V.21).



**Figure V.21.** Représentation schématique des interconnexions entre les cellules IBC Si-HJ "bi-level" sans busbar

Des essais ont été mis en œuvre avec différentes températures et différentes pressions pendant le collage du ruban. Il se trouve que quelles que soient les conditions utilisées, un écrasement de la pâte polymère a lieu (Figure V.22). Cela conduit à un court-circuit entre les électrodes de polarité différente et les cellules ont un rendement nul. Il n'est donc pas possible dans l'état actuel d'effectuer cette simplification du procédé. En effet, il semble compliqué de travailler avec des températures et des pressions encore plus faibles que celles utilisées, ceci pour maintenir une bonne adhésion du ruban sur les cellules. Une optimisation de la couche d'isolation doit donc être faite pour limiter l'écrasement après collage.

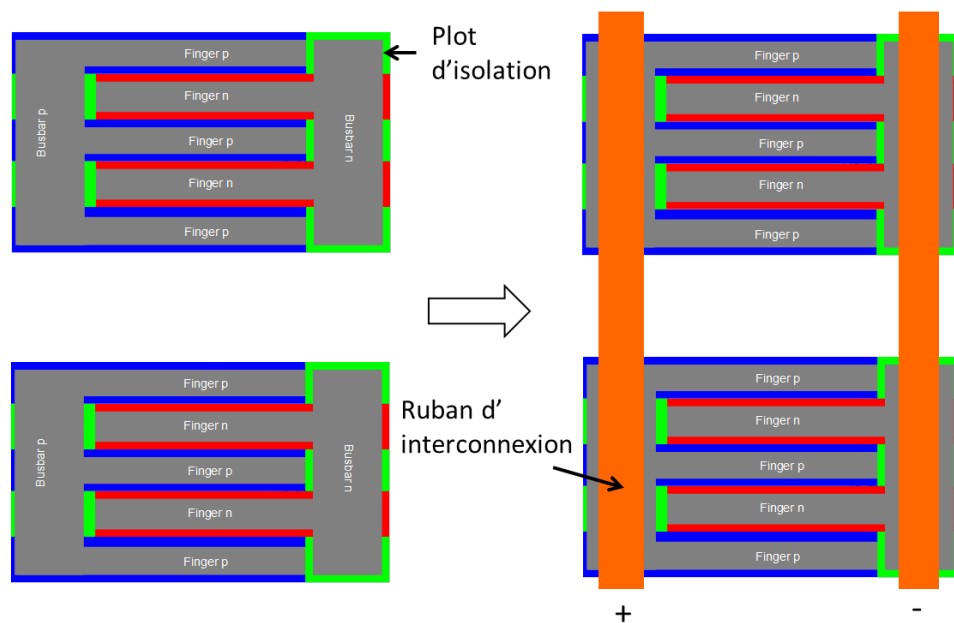


**Figure V.22.** Vue en coupe d'une cellule IBC Si-HJ "bi-level" sans busbar avant et après collage du ruban d'interconnexion



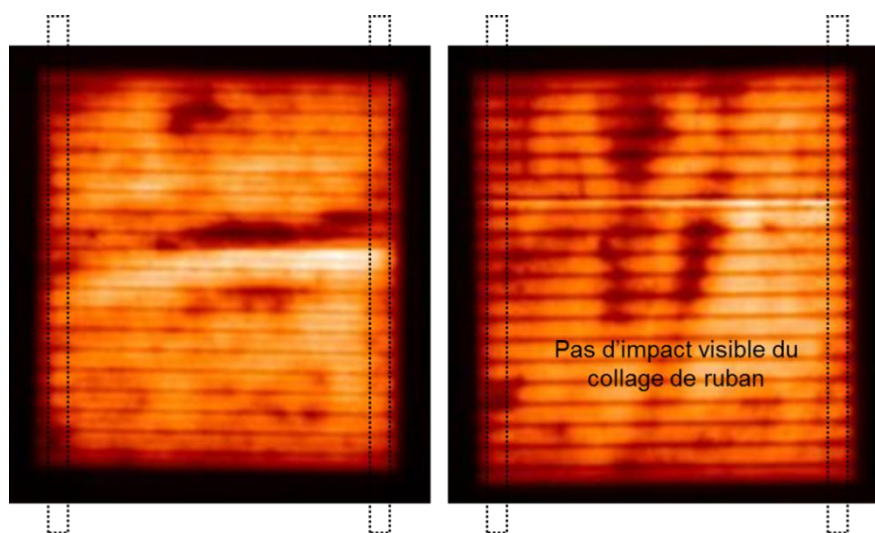
### 2.2.2. Cellules IBC Si-HJ avec Busbar

La même méthode que précédemment a été appliquée sur des cellules IBC Si-HJ avec busbars (Figure V.23).



**Figure V.23.** Représentation schématique des interconnexions entre les cellules IBC Si-HJ "bi-level" avec busbar

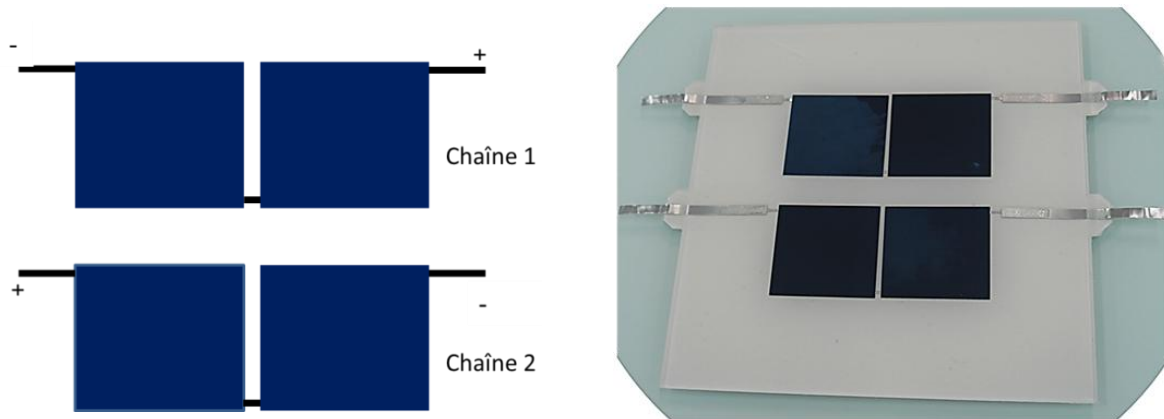
Dans ce cas, lors du collage il n'y a pas d'écrasement de la pâte isolante ni de dégradation sur les couches actives de la cellule au vue de l'homogénéité des photographies obtenues par électroluminescence après collage des rubans (Figure V.24).



**Figure V.24.** Photographies obtenues par électroluminescence sur des cellules IBC Si-HJ après collage des rubans d'interconnexion

### 2.3. Performance du module fabriqué

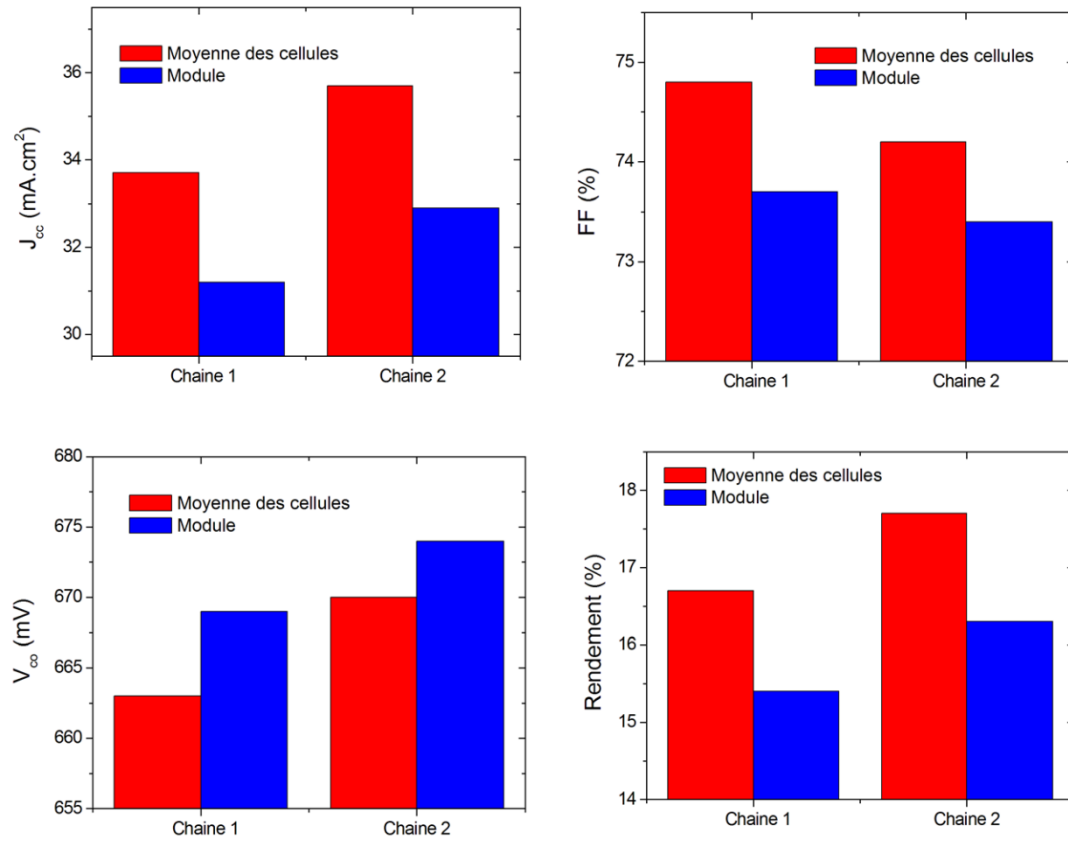
Un module de 4 cellules IBC Si-HJ de 23.7cm<sup>2</sup> a été fabriqué avec la méthode d'interconnexion décrite précédemment. Les rubans ont été collés avec une colle conductrice contenant des particules d'Ag. Une température de 130°C a été appliquée pendant la réticulation. Deux chaînes indépendantes de 2 cellules (triées en fonction de leur rendement) ont été fabriquées et encapsulées (Figure V.25). La lamination a été effectuée à 165°C.



**Figure V.25.** *Module fabriqué avec 4 cellules IBC Si-HJ "bi-level"*

La mise en module induit des pertes limitées par rapport aux performances prévisibles des cellules encapsulées. En effet, le rendement module ne diffère que de 1.4% absolu (CTM, Cell To Module) avec la moyenne des rendements des cellules de chaque chaîne (Figure V.26). Cela provient principalement de pertes sur le  $J_{cc}$  dues à l'absorption des photons dans le verre et dans le matériau encapsulant (EVA, Ethylène Acétate) et des pertes en FF dues à l'augmentation de la résistance série. En effet, sur une chaîne la résistance série est la somme de la résistance des rubans d'interconnexion et de la résistance série de chaque cellule.





**Figure V.26.** Comparaison entre les résultats J-V des chaînes du module par rapport à la moyenne des cellules de chaque chaîne avant encapsulation

## Conclusions du chapitre V

Dans ce chapitre, des pistes technologiques pour aller vers une industrialisation des cellules IBC Si-HJ ont été présentées. Tout d'abord, l'agrandissement de leur taille pose le problème de l'obtention d'une métallisation adaptée limitant les pertes résistives. Pour ce faire deux voies ont été évoquées.

Un développement a été effectué sur un procédé de métallisation à deux niveaux permettant de décorrélérer la géométrie de la métallisation de la structure de collecte des porteurs de charge. Ainsi, une plus grande liberté sur la position et le nombre de busbars est possible, ce qui permet de limiter les pertes résistives dans les doigts tout en diminuant la consommation de pâte. De plus, cette nouvelle géométrie permet une hausse de la  $J_{cc}$  et du FF de la cellule et donc de son rendement. Finalement, des cellules de 150cm<sup>2</sup> ont été fabriquées avec 2 busbars sur les bords de la cellule et une métallisation à 2 niveaux. Un rendement de 12.2% avec un FF de 68% a été obtenu. Pour augmenter le facteur de forme sur ce type de cellule, il faudra donc un nombre de busbars plus important.

Un module de 2x2 cellules IBC Si-HJ a été fabriqué. La diminution du rendement due à l'encapsulation reste faible, elle a été évaluée à 1.4% absolue (Cell to Module conversion loss).



# Conclusion générale et Perspectives

---

Cette thèse avait pour objectif le développement de cellules à hétérojonction de silicium (a-Si:H/c-Si) et à contacts interdigités en face arrière (IBC Si-HJ). Un travail sur le développement d'un procédé de fabrication utilisant des techniques industrielles a tout d'abord été réalisé. Une optimisation des performances des cellules IBC Si-HJ a été ensuite effectuée à l'aide de résultats expérimentaux (obtenus sur des cellules de 25 cm<sup>2</sup>) et de simulations optiques et électriques. Les problématiques liées au passage sur des substrats de grande taille et à la mise en module des cellules ont été ensuite détaillées. Ce travail constitue un premier pas vers l'industrialisation des cellules IBC Si-HJ.

## 1. Procédé de fabrication

Ces travaux ont permis de développer **un procédé de fabrication de cellules photovoltaïques IBC Si-HJ** utilisant l'ablation laser pour la localisation des couches de a-Si:H dopées en face arrière. Ce procédé ouvre la voie vers l'utilisation du laser pour la structuration des couches de a-Si:H dédiées aux cellules à hétérojonction. Il peut être aussi utilisé pour fabriquer des structures Si-HJ avec des contacts localisés sur la face arrière, ce qui peut être une voie d'amélioration du rendement de ce type de cellule. Ce procédé laser semble plus simple à mettre en œuvre que les procédés de localisation par dépôt à travers un masque métallique ou par sérigraphie d'une pâte masquante. En effet, le laser permet de traiter une face à la fois, de ne pas introduire de contraintes mécaniques dans l'échantillon et d'avoir une grande flexibilité au niveau de la géométrie du motif. Il semble donc compatible avec une utilisation industrielle.

De plus, les résultats obtenus sur les cellules fabriquées montrent que le procédé laser permet de ne pas détériorer la bonne passivation de surface obtenue grâce au a-Si:H. Ainsi des  $V_{co}$  autour de 700mV ont pu être obtenues.

Ce procédé reste toutefois perfectible dans l'optique d'une industrialisation des cellules IBC Si-HJ, il doit être encore simplifié en utilisant d'autres sources laser, par exemple. D'autres procédés de localisation comme la gravure sèche ou la nano-impression pourraient être aussi des voies intéressantes pour la fabrication de ce type de cellule.

**L'ouverture de jonction** (pour l'isolation des zones n et p) est couramment réalisée par voie laser sur le bord des cellules standard. Cependant, dans le cas d'une cellule IBC Si-HJ, la zone d'interface entre les électrodes positives et négatives est beaucoup plus longue (5 mètres pour une cellule de 25cm<sup>2</sup>) à cause de la géométrie interdigitée en face arrière. De ce fait, l'isolation électrique doit être la meilleure possible pour éviter les pertes résistives impactant les performances des cellules. Des tests d'ouverture de jonction au laser ont été effectués, mais les PFF des cellules fabriquées restent inférieurs à 81% alors que ouverture de jonction par gravure chimique de l'ITO, a permis d'atteindre des valeurs supérieures à 82%. Finalement, un FF de 74% a été obtenu contre 76.5% pour un procédé par voie chimique. Il reste beaucoup de

points à améliorer sur ce sujet particulièrement au niveau de la reproductibilité de la gravure chimique de l'ITO.

Une étude plus poussée sur la localisation des métallisations par voie laser ou chimique serait à prévoir en utilisant d'autres sources laser ou même d'autres OTC ou métaux. On pourrait aussi envisager un dépôt sélectif de la métallisation par voie électrolytique.

## 2. Optimisation des performances des cellules IBC Si-HJ

Dans ce mémoire, nous nous sommes intéressés en particulier à l'augmentation du  $J_{cc}$  car c'est le paramètre qui faisait le plus défaut aux cellules fabriquées dans les travaux précédents. Cela constituait donc un levier très important vers l'augmentation du rendement. Plusieurs voies d'amélioration des performances des cellules ont été investiguées.

Tout d'abord, une étude sur **la diminution de l'absorption des couches en face avant et l'adaptation de l'indice de réfraction de la couche anti-reflet** a été réalisée. La structure étudiée est constituée d'une couche de a-Si:H de passivation de surface et d'une couche antireflet, déposées à basse température (200°C).

Les simulations optiques (OPAL) montrent des pertes optiques correspondant à une diminution de 0.15 mA.cm<sup>2</sup> sur la  $J_{cc}$  pour chaque nanomètre de a-Si:H à cause de son absorption élevée dans le rayonnement visible. Il paraît donc très judicieux de limiter au maximum l'épaisseur de cette couche. De plus, l'effet de champ créé par la couche antireflet recouvrant la couche de a-Si:H permet d'obtenir des vitesses de recombinaisons de surface inférieures à 5cm.s<sup>-1</sup> même avec 6nm de a-Si:H. Pour des raisons de robustesse du procédé et d'homogénéité du dépôt, il a été décidé de travailler avec des couches de 8nm.

En ce qui concerne la couche antireflet, une couche de a-SiN<sub>x</sub> avec n=1.8 permet une transparence optimale et un effet de champ élevé. Cependant, d'un point de vue procédé, il est plus pratique de réaliser les dépôts de couches de la face avant préalablement à ceux de la face arrière. Dans ce cas, il a été nécessaire de protéger la couche de a-SiN<sub>x</sub> avec une couche de a-SiC<sub>x</sub> résistante aux gravures chimiques mises en œuvre lors de la fabrication de cellule. D'un point de vue optique, une bicouche a-SiN<sub>x</sub> (n=1.8) / a-SiC<sub>x</sub> (n=1.7) semble la plus optimale. Malgré ces optimisations, les pertes optiques en face avant dues à l'absorption ou à la réflexion des couches restent élevées (3 mA.cm<sup>-2</sup>) dont 45% sont dues à la présence de la couche de passivation en a-Si:H.

L'incorporation d'élément (N ou O) dans la couche de a-Si:H pourrait être intéressante pour rendre la couche plus transparente mais au détriment de la qualité de la passivation de surface. Finalement, ces deux effets s'annihilent et aucun gain n'est alors obtenu.

Ensuite, l'effet du **changement de la géométrie en face arrière des cellules IBC Si-HJ** a aussi été évalué. Il apparaît qu'avec une fraction d'émetteur de 80%, un gain sur la  $J_{cc}$  de 2.4 mA.cm<sup>-2</sup> serait atteignable avec une légère baisse en  $V_{co}$  et en FF. Ce qui correspondrait à un gain absolu sur le rendement de 1%. Pour limiter les pertes en facteur de forme, surtout quand

les doigts du BSF sont fins, la surface de sa métallisation doit être la plus importante possible. Ainsi, on évite une augmentation de la résistance de contact et de la résistance des doigts.

Enfin, l'**ajout de la texturation de surface** est aussi une voie d'amélioration du  $J_{cc}$ . Un gain expérimental de  $2\text{mA}\cdot\text{cm}^{-2}$  a été obtenu. Cependant, l'introduction de la texturation de surface impose certaines contraintes sur le procédé de fabrication car la texturation de surface par voie chimique est bifaciale. Par conséquent, elle induit un confinement optique qui rend difficile le contrôle de l'ablation laser pour localiser les couches de a-Si:H. Il apparaît donc plus opportun d'effectuer ce procédé sur une surface polie, réalisée chimiquement afin de satisfaire aux cadences industrielles. Plusieurs polissages chimiques en face arrière ont été comparés et les meilleurs résultats ont été obtenus sur la surface la moins rugueuse. Ce polissage permet d'avoir une passivation de surface du BSF de meilleure qualité ce qui limite les phénomènes d'ombrage électrique.

Indépendamment des améliorations proposées, les performances des cellules sont toujours limitées par l'absorption des couches de a-Si:H en face avant, par la passivation de surface qui reste faible ( $V_{OC} < 700\text{mV}$ ) et par la conductivité des couches dopées en face arrière.

En vue d'améliorer le rendement des cellules, la passivation de la face avant, sans silicium amorphe, peut être envisagée en utilisant des traitements à haute température [Granek09]. L'amélioration de la conductivité des couches dopées en face arrière est possible en travaillant sur l'implémentation de matériaux plus conducteurs comme le silicium microcristallin par exemple [Lee13].

### 3. Cellules IBC Si-HJ de grande taille

De manière à se rapprocher d'une application industrielle, une étude sur la possibilité de fabriquer des cellules de grande taille ( $150\text{cm}^2$ ) sans avoir de pertes résistives supplémentaires a été entreprise.

L'utilisation d'un **procédé de métallisation sur deux niveaux** (structure bi-level) avec les busbars sur un niveau supérieur aux doigts permet de découpler la collection des porteurs de charge de la géométrie de la métallisation. Ainsi, il est possible d'augmenter le nombre de busbars de la cellule et d'avoir le choix de leur emplacement. On diminue donc la résistivité de la grille sans épaissir la métallisation des doigts. Trois étapes sont nécessaires pour obtenir un telle architecture : la sérigraphie des doigts BSF et émetteur, la sérigraphie de la pâte isolante sur un doigt sur deux et la sérigraphie des busbars qui contactent les doigts non protégés par l'isolant. L'isolation électrique est l'élément clé de la structure bi-level, puisqu'elle assure la séparation des métallisations de l'émetteur et du BSF. C'est pourquoi l'épaisseur de la pâte isolante et la température de recuit doivent être optimisées avec soin. Une température de recuit élevée ( $200^\circ\text{C}$ ) et une épaisseur correspondant à trois impressions de sérigraphie sont donc nécessaires pour l'obtention d'une bonne isolation. Malgré la présence de fissurations sur les busbars dues à la topographie imposée par le design, des premiers résultats ont été obtenus sur cellule de grande taille. Un FF de 68% avec les 2 busbars positionnés sur les bords a été atteint. Cette contrainte sur le positionnement des busbars, imposée par notre socle de mesure n'est pas

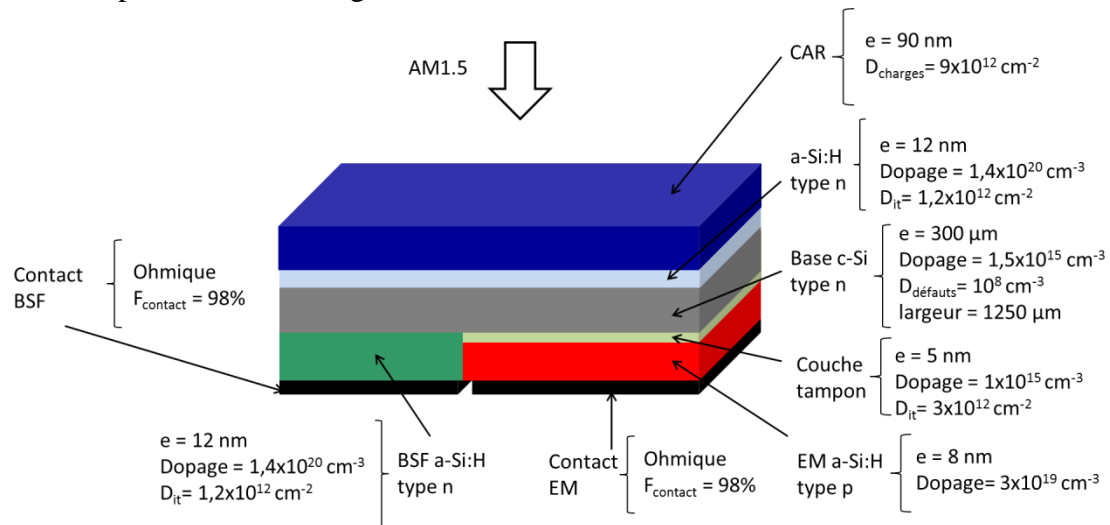
favorable à l'obtention de valeurs de FF élevées, ces premiers résultats semblent donc largement perfectibles. Pour réduire les pertes résistives, l'implémentation de plusieurs busbars par électrode semble nécessaire afin de réduire le trajet des porteurs de charge dans les doigts avant leur collecte. Par conséquent, le développement de socles de mesure spécifiques est nécessaire, de même que le développement de nouveaux procédés d'interconnexion pour la mise en module de telles cellules. Ce procédé présente aussi d'autres avantages comme la suppression de l'ombrage électrique sous les busbars BSF et la diminution de la résistance série sous le busbar émetteur. Ainsi, avec cette structure on obtient un gain relatif de 7% sur le  $J_{cc}$  et de 0.8% sur le FF pour une surface initiale des busbars de 6% de la surface totale de la cellule.

Le dépôt de la métallisation par recharge électrolytique est aussi une alternative à explorée. Des essais ont été réalisés pendant cette thèse, mais ne nous ont pas permis d'obtenir un épaissement suffisant pour des cellules de grande taille. L'adhésion de la métallisation pour un épaissement supérieur à 5 $\mu$ m est encore critique. Il faudra donc poursuivre cette étude afin de résoudre les problèmes technologiques rencontrés.

**La mise en module des cellules IBC** est simplifiée par rapport aux cellules standard. En effet, elle peut se faire par des interconnexions coplanaires ce qui favorise un taux de casse plus faible et un plus fort rapprochement des cellules entre elles. Il est donc intéressant d'aller jusqu'à la mise en module des cellules IBC Si-HJ pour observer tous les avantages de cette technologie. Un module de 2x2 cellules IBC Si-HJ de 23.7cm<sup>2</sup> avec une métallisation "bi-level" a donc été fabriqué avec des procédés d'encapsulation et d'interconnexion à basse température. La diminution du rendement due à la mise en module a été évaluée à 1.4% absolu ce qui est relativement faible par rapport à l'état de l'art. Une mise en module avec des rubans d'interconnexion jouant le rôle de busbars sur la structure bi-level a été essayée sans succès, cependant, elle semble être une voie intéressante vers la diminution du coût du module et la simplification de son procédé de fabrication.

## Annexe : Modélisation des dispositifs en deux dimensions

Le logiciel TCAD (Technology Computer Assisted Design) utilisé est ATLAS, développé par Silvaco International. La structure et les paramètres de base utilisés dans le modèle sont présentés sur la Figure 1.



**Figure 1.** Structure unitaire des cellules IBC Si-HJ simulées. Les principaux paramètres utilisés sont également représentés

La valeur de la  $D_{\text{it}}$  (en  $\text{cm}^{-2}$ ) aux interfaces a été calculée en fittant les courbes obtenues par QSSPC sur les couches développées à l'INES selon la méthode décrite dans la publication, [Martin13].

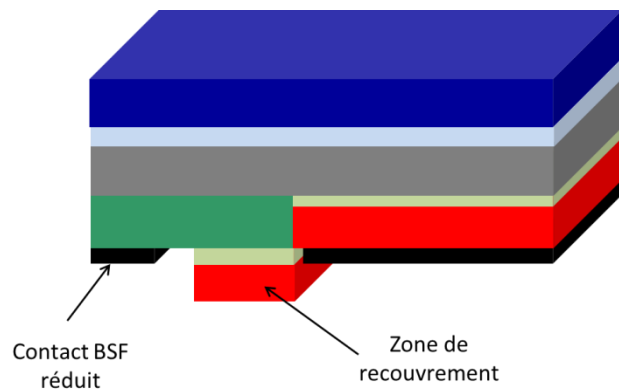
Ce modèle permet de déterminer l'influence de différents paramètres au niveau des recombinaisons, des propriétés électriques, ainsi que de la géométrie de la cellule. Dans nos travaux, les paramètres étudiés sont ;

- Le recouvrement entre les zones de dopage n et p
- La vitesse de recombinaison dans la zone de recouvrement
- La vitesse de recombinaison en face avant
- La vitesse de recombinaison au niveau de l'émetteur
- La géométrie de la face arrière (fraction d'émetteur)
- La fraction de BSF contactée

Pour modéliser l'effet du recouvrement entre l'émetteur et le BSF, la couche émetteur a été positionnée sur une partie du BSF avec sa métallisation. La métallisation du BSF a été réduite pour qu'il n'y ait pas contact avec l'émetteur (Figure 2). Une simulation a été menée en

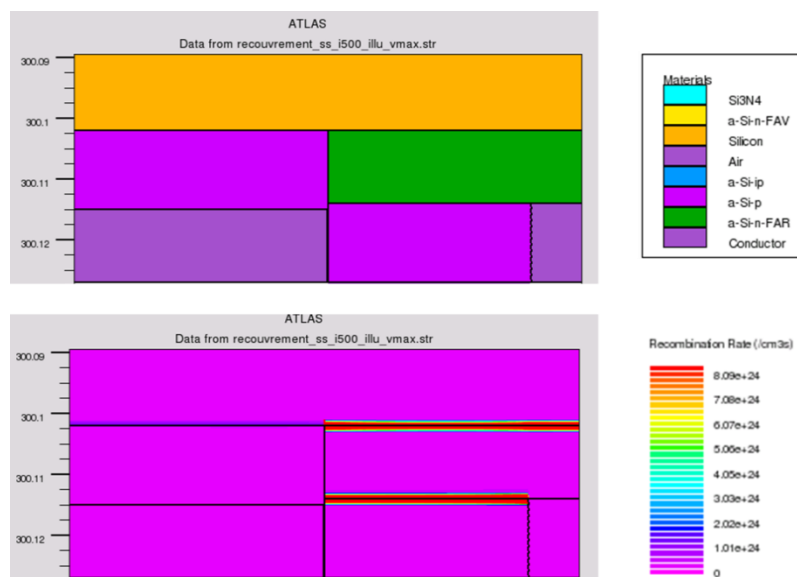


parallèle sur la structure de la figure 1 pour décorréliser les effets du recouvrement entre les zones de dopage différent et ceux dus à la réduction de la largeur du contact sur le BSF.



**Figure 2.** Structure unitaire des cellules IBC Si-HJ simulées avec un recouvrement entre le BSF et l'émetteur

Une interface graphique appelé Tonyplot du logiciel ATLAS permet de visualiser les paramètres calculés par la simulation (vitesse de recombinaison, flux de courant...) de façon locale (Figure 3). Ceci est particulièrement intéressant pour la compréhension des phénomènes physiques apparaissant dans une cellule PV sous illumination.



**Figure 3.** Représentation sur Tonyplot de la structure IBC Si-HJ simulée avec un recouvrement du BSF et de l'émetteur de 500 $\mu$ m (haut). Cartographie du taux de recombinaison dans cette structure (bas)

# **BIBLIOGRAPHIE**

---

[Anderson62] Anderson R. L. **Experiments on Ge-GaAs heterojunctions**. Solid-State Electronics, Volume 5, numéro 5, pages 341-351, 1962

[Angermann11] Angermann H. **Effect of wet-chemical substrate pretreatment on electronic interface properties and recombination losses of a-Si:H/c-Si and a-SiNx:H/c-Si hetero-interfaces**. Phys. Status Solidi C, Volume 8, numéro 3, pages 879-882, 2011

[Azzam77] Azzam R. M. A. et Bashara N. M. **Ellipsometry and polarized light**. North-Holland Physics Publishing, 1977

[Bätzner11] [116] Bätzner D. et al. **Characterisation of Over 21% Efficient Silicon Heterojunction Cells Developed at Roth & Rau Switzerland**. Proceedings of 26<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Hamburg, Germany, pages 1073-1075, 2011

[Bivour12] Bivour M. et al. **Improving the a-Si:H(p) rear emitter contact of n-type silicon solar cells**. Solar Energy Materials and Solar Cells, Volume 106, , Pages 11–16, November 2012

[Blakers89] Blakers A. W. et al. **22.8-percent efficient silicon solar cell**. Applied physics Letters, Volume 55, numéro 13, 1989

[Boulord11] Boulord C. **Développement de techniques de métallisation innovantes pour cellules photovoltaïques à haut rendement**. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2011

[Cabal10] Cabal R. **Procédés innovants d'élaboration de cellules photovoltaïques silicium haut rendement adaptés aux substrats silicium minces**. Thèse de doctorat, Institut National des Science Appliquées de Lyon, n° d'ordre 2010ISAL0100, 2010

[Carlson12] Carlson D. E. **Laser Processing of Solar Cells**. Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering, San Diego, USA, Volume 8473 , article numéro 847302, 2012

[Choi11] Choi J. H. et al. **Advanced Module Fabrication of Silicon Heterojunction Solar Cells Using Anisotropic Conductive Film Method**. Proceedings of 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Hamburg, Germany, pages 3302-3304, 2011

[Choi12] Choi. J.H. et al. **Development of Heterojunction Back Contact Solar Cell for 25% Cell Efficiency**. Presentation au Workshop NPV, Amsterdam, 2012

[Chou95] Chou et al. **Imprint of sub-25 nm vias and trenches in polymers**. Applied Physics Letters, Volume 67, numéro 21, 1995.

[Cousins10a] Cousins, P.J. **Solar cell having doped semiconductor heterojunctions contacts**. Brevet US7737357, 2010

[Cousins10] Cousins, P.J. et al. **Generation 3: Improved performance at lower cost**. Proceedings of 35<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Honolulu, USA, pages 275-278, 2010

## BIBLIOGRAPHIE

---

[Damon-Lacoste07] Damon –Lacoste J. **Vers une ingénierie de bande des cellules photovoltaïques à hétérojonctions a-Si:H /c-Si. Rôle prépondérant de l'hydrogène.** Thèse de doctorat, Ecole polytechnique ,2007

[Danel12] Danel A. et al. **HF last passivation for high efficiency a-Si/c-Si heterojunction solar cells.** Diffusion and Defect Data Pt.B: Solid State Phenomena Volume 187, pages 345-348

[delCanizo09] del Canizo C. et al. **Crystalline silicon solar module technology: Towards the 1 € Per Watt-Peak Goal.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 17, numéro 3, pages 199-209, 2009

[Descoedres13] Descoedres A. et al. **>21% Efficient Silicon Heterojunction Solar Cells on n- and p-Type Wafers Compared.** IEEE Journal of photovoltaics, Volume 3, numéro 1, 2013

[Desrues09] Desrues T. **Développement de cellules photovoltaïques à hétérojonctions silicium et contacts en face arrière.** Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, n° d'ordre 2009ISAL0084, 2009

[Desrues11] Desrues T. et al. Development of Interdigitated Back Contact Silicon Heterojunction (IBC Si-HJ) Solar Cells. Energy Procedia, Volume 8, pages 294-300, 2011

[Desrues12] Desrues T., De Vecchi S., Souche F., **Cellule photovoltaïque et procédé de réalisation.** Demande de brevet FR1200037, 2012

[DeVecchi12] De Vecchi S. et al. Laser assisted patterning of hydrogenated amorphous silicon for interdigitated back contact silicon heterojunction solar cell. Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering, San Diego, USA, Volume 8473 , article numéro 84730R, 2012

[Diouf10] Diouf D. et al. **2D simulations of interdigitated back contact heterojunction solar cells based on n-type crystalline silicon.** Physica Status Solidi (C), Current Topics in Solid State Physics, Volume 7, numéro 3-4 , pages 1033-1036, 2010

[Diouf10a] D. Diouf, **Cellules photovoltaïques silicium à hétérojonctions et à structure interdigitée en face arrière.** Thèse doctorat, Université Paris Sud XI, 2010.

[Dross12] Dross F. et al. **Crystalline thin-foil silicon solar cells: where crystalline quality meets thin-film processing.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 20, pages 770-784, 2012

[Duerinckx05] Duerinckx F. et al. **Large-area Epitaxial Silicon Solar Cells Based on Industrial Screen-printing Processes.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 13, numéro 8, pages 673-690, 2005

[Engelhart06] Engelhart P. et al. Laser processing of 22% efficient back-contacted silicon solar cells. Proceedings of the 21<sup>st</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference, Dresden Allemagne, pages 773-777, 2006

[EPIA12] Association Européenne de l'Industrie Photovoltaïque. **Global Market Outlook for Photovoltaics until 2016.** Disponible sur

[http://www.epia.org/index.php?eID=tx\\_nawsecuredl&u=0&file=/uploads/tx\\_epiapublications/Global-Market-Outlook-](http://www.epia.org/index.php?eID=tx_nawsecuredl&u=0&file=/uploads/tx_epiapublications/Global-Market-Outlook-)

## BIBLIOGRAPHIE

---

[2016.pdf&t=1359539356&hash=95f7751fad2503614fc2ab0c187eb5d342b0a1c](#). Publié en 2012

[Fantoni01] Fantoni Y. et al. **Influence of the band offset on the performance of photodevices based on the c-Si/a-Si:H heterojunction**. Thin Solid Films, Volume 383, numéro 1-2, pages 314-317, 2001

[Fuhs74] Fuhs W. et al. **Heterojunctions of Amorphous Silicon and Silicon Single Crystals**. Proceedings of International Conference on Tetrahedrally Bonded Amorphous Semiconductors, New York, USA, pages 345-350, 1974

[Galbiati13] Galbiati G. et al. **Large-area back-contact back-junction solar cell with efficiency exceeding 21%**, IEEE Journal of Photovoltaics, Volum 3, numéro 1, article numéro 6352823 , pages. 560-565,2013

[GIEC07] 4<sup>ème</sup> Rapport d'évaluation du Groupe d'expert Intergouvernemental sur l'Evolution du Climat. **Résumé à l'intention des décideurs**. Disponible sur [http://www.ipcc.ch/pdf/assessment-report/ar4/syr/ar4\\_syr\\_fr.pdf](http://www.ipcc.ch/pdf/assessment-report/ar4/syr/ar4_syr_fr.pdf), rapport publié en 2007

[Green84] Green M.A. **Limits on the Open-Circuit Voltage and Efficiency of Silicon Solar Cells Imposed by Intrinsic Auger Processes**, IEEE Transactions on Electron Devices, volume 31, numéro 5, pages 671-678, 1984

[Granek09] Granek F. et al. **Enhanced lateral current transport via the front N<sup>+</sup> diffused layer of n-type high-efficiency back-junction back-contact silicon solar cells**. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 17, numéro 1 , pages 47-56

[Green09] Green M.A. et al. **The path to 25% silicon solar cell efficiency: History of silicon cell evolution**. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 17, numéro 3, pages. 183-189

[Gruenbaum88] Gruenbaum P. E. et al. **Light-induced degradation at the silicon/silicon dioxide interface**. Applied Physics Letters, Volume 52, numéro 17, pages 1407-1409, 1988

[Guo04] Guo J. H. et al. **Laser-Grooved Backside Contact Solar Cells With 680-mV Open-Circuit Voltage**. IEEE transactions on electron devices, Volume 51, numéro 12, 2004

[Haase11] Haase F. et al. Layer selective laser ablation for local contacts to thin emitters. Energy Procedia, Volume 8, pages 577–580, 2011

[Haller88] Haller I. et al. **Selective wet and dry etching of hydrogenated amorphous silicon and related materials**. Journal of the Electrochemical Society Volume 135, numéro 8 , pages 2042-2045, 1988

[Hank81] Hank J. J. Laser processing technique for fabrication series-connected and tandem junction series-connected solar cells into a solar battery. Brevet US, numéro 4292092, 1981

[Harder12] Harder N.P. **Simplified Cost Analysis of n-type Silicon Solar Cells**. Présentation au Workshop npV, Amsterdam, Pays-Bas, 2012.

[Haschke12] Haschke J. et al. **Progress in Point Contacted Rear Silicon Heterojunction Solar Cells**. Energy Procedia , Volume 27, page 116-121, 2012

[Haschke13] Haschke J. et al. **Approach for simplified Fabrication Process for IBC-SHJ Solar cells with High Fill Factor**. Proceeding of Silicon PV 2013, Hamelin, Allemagne, 2013.

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Hauser01] Hauser, A. et al. **Comparison of different techniques for edge isolation.** Proceedings of the 17<sup>th</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference, pages 1739-1741 2001
- [Herman12] Herman A. et al. **Influence of the pattern shape on the efficiency of front-side periodically patterned ultrathin crystalline silicon solar cells.** Journal of Applied Physics, Volume 112, Issue 11, 2012
- [Hermle08] Hermle M. et al. **Shading effect in back junction back contacted silicon solar cells.** Proceedings of the 33<sup>rd</sup> IEEE Photovoltaics Specialists Conference, USA, San Diego pages 1-4, 2008
- [Hernandez12] Hernandez J.L. et al. **High Efficiency Copper Electroplated Heterojunction Solar Cells.** Proceedings of 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Francfort, Allemagne, pages 655-656, 2012
- [Helbing97] Hebling C. et al. **High-efficiency (19.2%) silicon thin-film solar cells with interdigitated emitter and base front-contacts.** Proceedings of the 14th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Barcelone, Espagne, pages 2318-2321, 1997
- [Herasimenka12] Herasimenka S. et al. **2D modeling of Silicon Heterojunction Interdigitated Back Contact solar cells.** Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference , article numéro 5614394 , pages 1390-1394, 2012
- [Holman12] Holman Z. C. et al. **Current Losses at the Front of Silicon Heterojunction Solar Cells.** IEEE Journal of Photovoltaics, Volume 2, numéro 1, 2012
- [Huang04] Huang C.J. et al. **The effect of solvent on the etching of ITO electrode.** Materials Chemistry and Physics, Volume 84, pages 146–150, 2004
- [IEA12] Agence Internationale de l'Énergie. **Key World Energy Statistics.** Disponible sur <http://www.iea.org/publications/freepublications/publication/kwes.pdf>, rapport publié en 2012
- [IRENA12] Agence Internationale des Énergies Renouvelables. **Renewable Energy Cost Analysis -Solar Photovoltaics.** Volume 1, issue 4/5. Disponible sur [http://www.irena.org/DocumentDownloads/Publications/RE Technologies Cost Analysis-SOLAR PV.pdf](http://www.irena.org/DocumentDownloads/Publications/RE_Technologies_Cost_Analysis-SOLAR_PV.pdf). Rapport publié en 2012
- [Jeon07] Jeon M. S. et al. **Effect of HF treatment on hydrogenated silicon nitride anti-reflection films quality and optical properties.** Conference Record of the 2006 IEEE 4<sup>th</sup> World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, WCPEC-4 2 , article numéro 4059915 , pages 1425-1428
- [Jouini12] Jouini A. et al. **Improved multicrystalline silicon ingot crystal quality through seed growth for high efficiency solar cells.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 20, numéro 6, pages 736-746, 2012
- [Kerr02] Kerr M.J. et al. **Lifetime and efficiency limits of crystalline silicon solar cells.** Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pages 438-441, 2002
- [King88] King R.R. et al. **Front and back surface fields for point-contact solar cells.** Conference Record of the 20<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Las Vegas, USA, pages 538-544, 1988

- [Kinoshita11] Kinoshita T. et al. **The Approaches for High Efficiency HITTM Solar Cell with Very Thin (<100  $\mu\text{m}$ ) Silicon Wafer over 23%**. Proceedings of 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Hambourg, Allemagne, pages 871, 2011
- [Koch01] Koch C. et al. **Low-temperature deposition of amorphous silicon solar cells**. Solar Energy Materials & Solar Cells, Volume 68, page 227-236, 2001
- [Korte08]. Korte L. **Investigation of gap states in phosphorous-doped ultra-thin a-Si:H by near-UV photoelectron spectroscopy**. Journal of Non-Crystalline Solids, Volume 354, numéro 2138, 2008
- [Lagrange00] Lagrange S. et al. **Self-annealing characterization of electroplated copper films**. Microelectronic Engineering, Volume 50, pages 449–457, 2000
- [Lee11b] Lee D. Y. et al. **A new back surface passivation stack for thin crystalline silicon solar cells with screen-printed back contacts**, Solar Energy Materials & Solar Cells, Volume 95, pages 26-29, 2011
- [Lee13] Lee S. et al. **Analysis of A-Si:H/TCO Contact Resistance for the Si Heterojunction Back Contact Solar Cell**. Proceedings of Silicon PV, 2013
- [Lee11] Lee K. et al. **Impact of laser hole drilling on the fracture strength of metal wrap-through (MWT) solar cells**. Journal of Laser Micro Nanoengineering, Volume 6, numéro 3, Pages 260-264, 2011
- [Lelièvre07] Lelièvre J.F. **Elaboration de  $\text{SiN}_x\text{:H}$  par PECVD : optimisation des propriétés optiques, passivantes et structurales pour applications photovoltaïques**. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2007\*
- [Lu07a] Lu M. et al. **Interdigitated back contact silicon heterojunction solar cell and the effect of front surface passivation**. Applied Physics Letters, Volume 91, Issue 6, 2007
- [Lu07b] Lu M. et al. **a-Si/c-Si heterojunction for interdigitated back contact solar cell**. Proceedings of the 22<sup>nd</sup> European Photovoltaic Solar Energy Conference, Milan, Italie, pages 924-927, 2007
- [Lu09] Lu M. et al. **Optimization of interdigitated back contact silicon heterojunction solar cells by two-dimensional numerical simulation**, Proceedings of the 34<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Philadelphia, USA, pages 1475-1480, 2009
- [Lu11] Lu M. et al. **Optimization of interdigitated back contact silicon heterojunction solar cells: Tailoring hetero-interface band structures while maintaining surface passivation**. Progress in Photovoltaics. Research and Applications, Volume 19, pages 326-338, 2011
- [Lukyanov12] Lukyanov A. et al. **Electrodeposited Copper Conductive Layers for IBC-HJ Solar Cells**. Proceedings of 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Frankfort, Allemagne, pages 1680-1683, 2012
- [Mackel02] Mäckel, H. et al. **Detailed study of the composition of hydrogenated  $\text{SiN}_x$  layers for high-quality silicon surface passivation**. Journal of Applied Physics, Volume 92 numéro 5, pages 2602-2609, 2002
- [Mahatani12] Mahtani P. et al. **High quality amorphous–crystalline silicon heterostructure prepared by grid-biased remote radio-frequency plasma enhanced chemical vapor**

**deposition.** Journal of Non-Crystalline Solids, Volume 358, numéro 23, Pages 3396–3402, 2012

[Maines02] Maines H. et al. **Reduce Scrap: Control Oxide Loss in SiC.** Advanced Semiconductor Manufacturing 2002 IEEE/SEMI Conference and Workshop, pages 184-186, 2002

[Maki11] Maki K. et al. **High-efficiency HIT solar cells with a very thin structure enabling a high Voc.** Proceedings of the 37<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Seattle, USA, pages 57-61, 2011

[Mangersnes10] Mangersnes K. et al. **Damage free laser ablation of SiO<sub>2</sub> for local contact opening on silicon solar cells using an a-Si:H buffer layer.** Journal of applied physics, Volume 107, article numéro 043518, 2010

[Martin05] Martin I. et al. **Crystalline silicon surface passivation with amorphous SiC x: H films deposited by plasma-enhanced chemical-vapor deposition.** Journal of Applied Physics, Volume 98, numéro 11, article numéro 114912, 2005

[Martin13] Martín de Nicolás S. et al. **n-type a-Si:H layers applied to the back side of heterojunction solar cells: experimental and simulation analysis.** Accepté pour publication dans Solar Energy Materials & Solar cells, 2013

[McIntosh03] McIntosh K. R. et al. **The choice of silicon wafer for the production of low-cost rear-contact solar cells.** Proceedings of the 3<sup>rd</sup> World Conference of Photovoltaic Solar Energy Conversion, Osaka, Japan, pages 971–974, 2003.

[McIntosh12] McIntosh K.R. et al. **OPAL 2: Rapid optical simulation of silicon solar cells.** Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Austin, USA, article numéro. 6317616, pages 265-271, 2012

[MEDDE12] Ministère de l'Ecologie du Développement Durable et de l'Energie. **Chiffres clés de l'énergie 2012.** Disponible sur [http://www.developpement-durable.gouv.fr/IMG/pdf/Rep\\_-\\_Chiffres\\_cles\\_energie.pdf](http://www.developpement-durable.gouv.fr/IMG/pdf/Rep_-_Chiffres_cles_energie.pdf). Rapport publié en 2012

[Meier02] Meier P.J. **Life-Cycle Assessment of Electricity Generation Systems and Applications for Climate Change Policy Analysis.** Thèse de Doctorat, University of Wisconsin, 2002

[Mellor12] Mellor A. et al. **Nano-imprinted rear-side diffraction gratings for absorption enhancement in solar cells.** Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering, San Diego, USA, Volume 8471, article numéro 84710O, 2012

[Mingirulli11] Mingirulli N. et al. **Efficient interdigitated back-contacted silicon heterojunction solar cells.** Physica status solidi (RRL) -Rapid Research Letters, Volume 5, numéro 4, pages 159–161, 2011

[Mingirulli11b] Mingirulli N. et al. **Screen-printed Emitter-Wrap-Through solar cell with single step side selective emitter with 18.8% efficiency.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 19, numéro 3, pages 366-374, 2011

[Mishima03]. Mishima T. Ishikawa N. **Photovoltaic element and method of manufacturing the same,** Demande de brevet WO03083955A1, 2003

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Mishima11] Mishima T. et al. **Development status of high-efficiency HIT solar cells** *Solar Energy Materials and Solar Cells*. Volume 95, numéro 1 , pages 18-21, 2011
- [Mueller09] Mueller T. et al. **Application of plasma deposited nanocomposite silicon suboxides and microcrystalline silicon alloys to heterojunction solar cells**. Proceedings of 34<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), article. numéro. 5411315, pages 2378-2382, 2009
- [Mueller10] Mueller T. et al. **Crystalline silicon surface passivation by high-frequency plasma-enhanced chemical-vapor-deposited nanocomposite silicon suboxides for solar cell applications**. *Journal of Applied Physics*, Volume 107, numéro 1, article. numéro 014504, 2010
- [Mulligan04] Mulligan W.P. et al. **Manufacture of solar cells with 21% efficiency**. Proceedings of the 19<sup>th</sup> European photovoltaic Solar Energy Conference, pages 387-390, 2004
- [Munoz10] Munoz D. et al. **Towards high efficiency on full wafer a-Si:H/c-Si heterojunction solar cells: 19.6% on 148cm<sup>2</sup>**. Conference Record of the 35<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, article numéro 5614179 , pages 39-43, 2010
- [Munoz12] Munoz D. et al. Key Aspect on development of high efficiency heterojunction and IBC heterojunction solar cells towards 22% efficiency on industrial size. Proceedings of 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Francfort, Allemagne, pages 576-579, 2012
- [Nayak11] Nayak, B.K. et al. **Efficient light trapping in silicon solar cells by ultrafast-laserinduced self-assembled micro / nano structures**. *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, Volume 19, numéro 6, pages 631-639, 2011
- [Negawatt11].Negawatt (Association). **Dossier de synthèse sur le scénario Negawatt 2011**. Disponible sur <http://www.negawatt.org>. Rapport publié en 2011
- [Nejati12] Nejati M. et al. **Etching Paste for Innovative Solar-Cell Applications**. *IEEE Journal of Photovoltaics*, Volume PP, numéro 99, pages 1-5, 2012
- [Nichiporuk05] Nichiporuk O. **Simulation, fabrication et analyse de cellules photovoltaïques à contacts arrière interdigités**. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2005
- [OSullivan10] O'Sullivan B. et al. **Interdigitated rear contact solar cells with amorphous silicon heterojunction emitter**. Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference , article numéro 5614231 , pages 3549-3552, 2010
- [Page06] Page M.R. **Well Passivated a-Si :H Back Contacts for Double-Heterojunction Silicon Solar cells**. Conference Record of the IEEE 4th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, WCPEC-42, article numéro 4059928, pages 1485-1488, 2006
- [Panasonic13] Panasonic Corp. **Panasonic HIT® Solar Cell Achieves World's Highest Conversion Efficiency of 24.7% at Research Level**. Disponible sur <http://panasonic.co.jp/corp/news/official.data/data.dir/2013/02/en130212-7/en130212-7.pdf>. Rapport publié en 2013
- [Paviet12] Paviet-Salomon B. **Procédés de dopage et de recuit laser pour la réalisation de cellules photovoltaïques au silicium cristallin**. Thèse de doctorat, Université de Strasbourg, 2012.



## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Petermann11] Petermann J.H. et al. **19%-efficient and 43 mm-thick crystalline Si solar cell from layer transfer using porous silicon**. Progress in Photovoltaics: Research and Applications 2011
- [Pizzini10] Pizzini S. **Towards solar grade silicon: Challenges and benefits for low cost photovoltaics**. Solar Energy Materials & Solar Cells, Volume 94, pages 1528–1533, 2010
- [Pysch07] Pysch D. et al. **A review and comparison of different methods to determine the series resistance of solar cells**. Solar Energy Materials & Solar Cells, Volume 91, pages 1698–1706, 2007
- [Radelaar93] Radelaar S. **Technology and fabrication of quantum devices: Submicron lithography and etching techniques**. Physics and Technology of Semiconductor Quantum Devices Lecture Notes in Physics, Volume 419, pages 27-51, 1993
- [Reichel12] Reichel C. et al. **Back-contacted back-junction n-type silicon solar cells featuring an insulating thin film for decoupling charge carrier collection and metallization geometry**. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2012
- [Renshaw11] Renshaw, J. **Device optimization for screen printed interdigitated back contact solar cells**. Conference Record of the 37<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, article. numéro 6186557 , pages 2924-2927, Seattle, USA, 2011
- [Risch11] Risch A. et al. **Picosecond Laser Patterning of ITO Thin Films**. Physics Procedia Volume 12, pages 133-140, 2011
- [Robbelein11] Robbelein J. et al. **Passivation layers for large area interdigitated back junction cells and their electrical isolation properties**. Proceedings of 26th PVSEC Conference, Hambourg, Allemagne, pages 1008-1013, 2011
- [Roca12] Roca I Cabarrocas P. **Epitaxie à basse température de couches dopées de silicium cristallin**, Demande de brevet, 2012
- [Röder11] Röder, T. C. et al. **Low Temperature Laser Metallization for Silicon Solar Cells**. Energy Procedia 8, pages 552–557, 2011
- [Rubinelli89] Rubinelli F. et al. **Amorphous-crystalline silicon heterojunction: Theoretical evaluation of the current terms**. Solid State Electronics, Volume 32, numéro10, pages 813-825
- [Sherff11] Scherff M. et al. **Novel method for preparation of interdigitated back contacted a-Si:H/c-Si heterojunction solar cells**. Proceedings of 26<sup>th</sup> European Photovoltaics Conférence Hanbourg, Allemagne, pages 2125 – 2129, 2011
- [Schift08] Schift H. et al. **Nanoimprint lithography: An old story in modern times? A review** Journal of Vacuum Science & Technology B, Volume 26, Numéro 2, 2008
- [Schinke12] Schinke C. et al. **Contacting Interdigitated Back-Contact Solar Cells With Four Busbars for Precise Current–Voltage Measurements Under Standard Testing Conditions**. IEEE Journal of photovoltaics, Nolume 2, Numéro. 3, Juillet 2012
- [Schu12] Shu B. et al. **Characterization and modeling of low temperature surface passivation for interdigitated back contact silicon hetero-junction solar cell**. Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference, article numéro 6317796 , pages 1105-1109, 2012

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Sinton90] Sinton R. A. et al. **Developments in module ready Si backside-contact solar cells**. Conference Record of the 21<sup>st</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Volume 1, pages 302-306, 1990
- [Sinton00] Sinton R. A. et al. Cuevas A. **A Quasi-Steady-State Open-Circuit Voltage Method for Solar Cell Characterization**. Proceedings of 16th European Photovoltaic Solar Energy Conference. Glasgow, Ecosse, pages 1152–1155, 2000
- [Schneiderlochner02] Schneiderlochner E. et al. “Laser-Fired Rear Contact for Crystalline Silicon Solar Cells,” Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 10, pages 29-34, 2002
- [Searle98] Searle T. (éditeur). **Properties of amorphous silicon and its alloys**. INSPEC, 1998
- [Shockley52] Shockley W. Read W.T. **Statistics of the Recombinations of Holes and Electron**. Physical Review, volume 87, numéro 5, pages 835–842, 1952
- [Shockley61] Shockley W. et Queisser H. J. **Detailed balance limit of efficiency of p-n junction solar cells**. Journal of Applied Physics, Volume 32, numéro 3, pages 510-519, 1961
- [Schröder84] Schröder D. K. **Solar cells contact resistance –a Review**. IEEE transactions on electron devices, Volume 31, numéro 5, 1984
- [Smil02] Smil V. **Energy resources and uses: a global primer for the twenty-first century**. Current History 101(653):126-132., 2002
- [Song10] Song J.Y. et al. **Effect of cleaning processes of silicon wafer on surface passivation and a-Si:H/c-Si hetero-junction solar cell performances**. Korean Journal of Materials Research, Volume 20, numéro 4, pages 210-216, 2010
- [Sparks80] Sparks T.G. et al. **a reactive plasma process for forming metal grid patterns in solar cell antireflection coatings**. Conference Record of the 14<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, San Diego, USA, 1980
- [Stangl03] Stangl R. et al. **Design criteria for amorphous- crystalline silicon heterojunction solar cells-a simulation study**. Proceedings of the 3<sup>rd</sup> World Conference on photovoltaics Energy Conversion, Osaka, Japon, Volume 2, pages 1005-1008, 2003
- [Stolberg10] Stolberg K. et al. **Ablation of SiN Passivation Layers on Photovoltaic Cells with Femtosecond Laser Source**. Journal of Laser Micro/Nanoengineering Volume 5, numéro 2, 2010
- [Street82] Street R.A. **Doping and Fermi Energy in Amorphous Silicon**. Physical Review Letters, Volume 49, pages 1187-1190, 1982
- [Sugianto10] Sugianto A. et al. **18.5% laser-doped solar cell on CZ p-type silicon**. Conference Record of the IEEE Photovoltaic Specialists Conference , article numéro. 5616914 , pages 689-694
- [Swanson85] Swanson R.M. **Point contact Solar cells : theory and modeling**. Proceedings of the 18<sup>th</sup> IEE Photovoltaic Specialists Conference , Las Vegas, USA, pages 604-610, 1985
- [Swanson05] Swanson R.M. et al. **Approaching the 29% limit efficiency of silicon solar cells**. Proceedings of the 31<sup>st</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, Lake Buena Vista, USA, pages 889-894, 2005

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Swanson08] Swanson R.M. **Back side contact solar cell with doped polysilicon regions.** Brevet US7468485B1, 2008
- [Sze81] Sze S.M. **Physics of Semiconductor Devices.** Wiley, New York, 1981
- [Szlufcik97] Szlufcik J. et al. **Low-Cost Industrial Technologies of Crystalline Silicon Solar Cells.** Proceedings of the IEEE, Volume 85, numéro 5, pages 711-730, 1997
- [Tanaka92] Tanaka M. et al. **Development of new a-Si/c-Si heterojunction solar cells : ACJ-HIT (Artificial Constructed Junction-Hetrojunction with Intrinsic Thin layer).** Japanese Journal of Applied Physics, Volume 31, pages 3518-3522,1992
- [Tiedje84] Tiedje T. et al. **Limiting Efficiency of Silicon Solar Cells.** IEEE Transaction on Electron Devices, Volume 31, numéro 5, pages 711-716, 1984
- [Tucci08] Tucci M. et al. **Back enhanced heterostructure with INterDigitated contact - Behind - solar cell.** Proceedings of Conference on Optoelectronic and Microelectronic Materials and Devices, article no. 4802136 , pages 242-245, 2008
- [Verlinden12] Verlinden P. J. et al. **Simple power-loss analysis method for high-efficiency Interdigitated Back Contact (IBC) silicon solar cells.** Solar Energy Materials and Solar Cells, Volume 106 , pages 37-41, 2012
- [Vetter02] Vetter M. et al. **Characterization of a-SiCx:H films for c-Si surface passivation.** Proceedings of Materials Research Society Symposium, Volume 715 , pages 539-546, 2002
- [Wang96] Wang A. et al. **21.5% efficient thin silicon solar cell.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications; volume 4, pages 55-58, 1996
- [Wan13] Wan Y. et al. **Characterisation and optimisation of PECVD SiNx as an antireflection coating and passivation layer for silicon solar cells.** AIP Advances Volume 3, numéro 3 , article numéro 032113, 2013
- [Wang08] Wang Q. et al. **Crystal silicon heterojunction solar cells by hot-wire CVD.** Conférence records of the 33<sup>rd</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, San Diego, USA, 2008
- [Wang12] Wang Z. et al. **Advanced PERC and PERL production cells with 20.3% record efficiency for standard commercial p-type silicon wafers.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 20, numéro 3, pages 260-268, 2012
- [Wenham85] Wenham, S. R. ET Green, M. A. **Buried contact solar cell.** Brevet australien, Numéro 570309, 1985
- [Wensinck00] Wensink H. et al. **High resolution powder blast micro machining,** proceedings of IEEE International Conference on Micro Electro Mechanical Systems - MEMS, pages 769-774, 2000
- [Yavas99] Yavas O. et al. **Effect of substrate absorption on the efficiency of laser patterning of indiumtin oxide thin films.** Journal of Applied Physics Volume 85, numéro 8, pages 4207, 1999
- [Zanucoli12] Zanucoli M. et al. **Performance Analysis of Rear Point Contact Solar Cells by three-Dimensional Numerical Simulation.** IEEE transactions on electron devices, Volume 59, numéro 5, 2012

## **BIBLIOGRAPHIE**

---

[Zhao90] Zhao J. et al. **24% efficient PERL structure silicon solar cells.** Proceedings of the 21<sup>st</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference , pages 333-335, 1990

[Zhao91] Zhao J. et al. **Improvements in silicon solar cell performance.** Proceedings of the 22<sup>nd</sup> IEEE Photovoltaic Specialists Conference, pages 399-402, 1991.

[Zahidur12] Zahidur R. et al. Excellent Low-Temperature Passivation Scheme with Reduced Optical Absorption for Back Amorphous-Crystalline Silicon Heterojunction (BACH) Photovoltaic Device. Proceedings of the 38<sup>th</sup> IEEE Photovoltaic Specialist Conference, Austin, USA, 2012

[Zhao99] Zhao J. et al. **24.5% efficiency silicon PERT cells on CZ substrates and 24.7% efficiency PERL cells on FZ substrates.** Progress in Photovoltaics: Research and Applications, Volume 7, numéro 6, pages 471-474, 1999

[Zhao04] Zhao J. et al. **Recent advances of high-efficiency single crystalline silicon solar cells in processing technologies and substrate materials.** Solar Energy Materials and Solar Cells, Volume 82, numéro 1 et 2 , pages 53-64.

[Zook81] Zook J. D. **Evaluation of Silicon-on-Ceramic Material for Low-Cost Solar Cells.** Proceedings of Photovoltaic Solar Energy Conference, pages 569-573, 1981



## PUBLICATIONS DE L'AUTEUR

---

### Communications scientifiques en rapport avec la thèse:

#### Publications dans des revues à comité de lecture

De Vecchi S., Blévin T., Desrues T., Souche F., Muñoz D., Lemiti M., Ribeyron P.J. Lemiti M., **Metallization scheme for interdigitated back contact silicon heterojunction solar cells.** à paraître dans *Energy Procedia*, 2013

De Vecchi S., Desrues T., Souche F., Muñoz D., Ribeyron P.-J., Lemiti M., **Point Contact Technology for Silicon Heterojunction Solar Cells.** *Energy Procedia* , Volume 27, pages 549–554, 2012

Thibaut D., De Vecchi S., Souche F., Diouf D., Muñoz D., Gueunier-Farret M., Kleider J.P., Ribeyron P.J., **Development of Interdigitated Back Contact Silicon Heterojunction (IBC Si-HJ) Solar Cells.** *Energy Procedia*, Volume 8, pages 294–300, 2011

#### Actes de conférences internationales

Desrues T., De Vecchi S.; Souche, F.; Munoz, D.; Ribeyron, P.J., **SLASH Concept: A Novel Approach for Simplified Interdigitated Back Contact Solar Cells Fabrication.** *Proceedings of the 38<sup>th</sup> Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)*, Austin, USA, pages 1602-1605, 2012

Lukyanov A., Nychporuk T., De Vecchi S., Desrues T., Lemiti M., **Electrodeposited Copper Conductive Layers for IBC-HJ Solar Cells,** *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, Frankfort, Allemagne, pages 1680-1683, 2012

Martín I., Colina M., Orpella A., Voz C., De Vecchi S., Desrues T., Abolmasov S., Roca i Cabarrocas P., Alcubilla R., **Low Recombination  $n^+$  Regions Created by  $n^+$  c-Si Epitaxial Layers and Laser Processing of Phosphorus-Doped SiCx Films.** *Proceedings of the 27th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, Frankfort, Allemagne, pages 1519-1523, 2012

Muñoz D., Desrues T., Ozanne A.S., Nguyen N., De Vecchi S., Souche F., Martin de Nicolàs S., Denis C., Ribeyron P.-J., **Progress on High Efficiency Standard and Interdigitated Back Contact Silicon Heterojunction Solar Cells.** *Proceedings of the 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, Hambourg, Allemagne, pages 861-864, 2011

## Présentations orales lors de conférences internationales

De Vecchi S.; Desrues T.; Souche F.; Muñoz D.; Lemiti M., **Laser assisted patterning of hydrogenated amorphous silicon for interdigitated back contact silicon heterojunction solar cell**. Proceedings of SPIE Optics and photonics, San Diego, USA, Volume 8473, 2012

## Brevets

Desrues T., De Vecchi S., Souche F., **Cellule photovoltaïque et procédé de réalisation**. Demande de brevet FR1200037, 2012

Desrues T., De Vecchi S., Souche F., **Dispositif et Procédé d'interconnexion électrique de cellules photovoltaïques**. Demande de brevet FR1254417, 2012

Desrues T., De Vecchi S., Ozanne F., Souche F., **Procédé de réalisation de contacts électrique d'un dispositif semi-conducteur**. Demande de brevet FR1257986, 2012

## Autres communications scientifiques

Récaman-Payo M., De Vecchi S., Norton M., Sivaramakrishnan Radhakrishnan H., Van Nieuwenhuysen K., Kuzma Filipek I., van Hoeymissen J., Dross F., Poortmans J., **Screen-Printing Process on 20 Micron Thick Epitaxial UMG Multicrystalline-Si Solar Cells (Efficiencies up to 14.5 %)**. *Proceedings of the 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition*, Valence, Espagne, pages 3646-3650, 2010